

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2012

ÉRIKA APARECIDA DA SILVA

ESTUDO DO EFEITO *SPRINGBACK* EM AÇOS AVANÇADOS DE ALTA
RESISTÊNCIA APLICADOS A INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá
2012

S586e	Silva, Érika Aparecida da Estudo do efeito <i>springback</i> em aços avançados de alta resistência aplicados a indústria automobilística / Érika Aparecida da Silva – Guaratinguetá : [s.n], 2012. 147 f : il. Bibliografia: f. 139-147 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012. Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira 1. Aço de alta resistência I. Título CDU 669.14(043)
-------	--

ÉRIKA APARECIDA DA SILVA

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

APROVADA EM SUA ÚLTIMA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Unesp-Feg


Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO
FATEA-Lorena

Março de 2012

DADOS CURRICULARES

ÉRIKA APARECIDA DA SILVA

NASCIMENTO	21.09.1980 – PIRACICABA / SP
FILIAÇÃO	Shirley Aparecida da Silva
1999/2003	Curso de Graduação Engenharia Agrônômica – Escola Superior de Agricultura “Luiz de Queiroz” – ESALQ/USP

**À memória de minha avó materna Maria e à minha
mãe Shirley que se sacrificaram de todas as maneiras
para que eu pudesse estudar.**

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço à Grande Deusa Mãe, que representa a energia universal geradora. Agradeço a ela por estar aqui presente,

ao meu orientador Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, que sem me conhecer previamente, confiou em mim este trabalho e ofereceu seu total apoio,

à memória de minha avó materna Maria da Silva, que desde meu nascimento dedicou-se integralmente para que eu estudasse nas melhores universidades do país e à minha mãe Shirley que me estimulou a entrar neste curso e que me auxiliou financeiramente nos momentos mais críticos,

ao funcionário Antônio Carlos (Formiga) que se tornou um grande amigo me dando apoio nas horas mais difíceis,

ao técnico de laboratório Wilson Roberto Monteiro do Departamento de Materiais, que com muita dedicação e afinho realizou juntamente comigo a parte mais dificultosa de minha pesquisa,

ao colega e amigo de turma Eduardo Romão que me ensinou e me treinou no principal equipamento utilizado no trabalho, sendo de fundamental importância sua ajuda para a realização desta pesquisa,

aos demais técnicos dos Departamentos de Materiais e Energia, Célio José de Souza, Domingos Hasmann Neto, Eli e José C. dos Santos que me ensinaram procedimentos e me auxiliaram na execução de várias tarefas,

à doutoranda Cristina Sayuri Fukugauchi por ter me ensinado e me acompanhado em muitas técnicas laboratoriais,

aos demais amigos do Departamento de Materiais, Marcelo Sampaio, Gisélia Alves de Souza e Sandro Lombardo, que compartilharam suas experiências acadêmicas comigo,

à técnica Conceição Aparecida Matsumoto Dutra, entre outros colaboradores do Depto. de Química pela execução dos reagentes utilizados,

e ao doutorando e amigo Marco Aurélio Reis dos Santos que me fez recordar todo o estudo de análise estatística e me forneceu um software atualizado para as análises.

Este trabalho contou com apoio da CAPES.

“A alegria está na luta, na tentativa, no sofrimento envolvido. Não na vitória propriamente dita.”

Mahatma Gandhi

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

RESUMO

Este projeto é um estudo do efeito *springback* em quatro tipos de aços de alta resistência, sendo estes bifásico, baixo carbono, endurecível após pintura e com interstícios livres, aplicados atualmente como matéria-prima na produção de veículos. Neste contexto está inserido o desenvolvimento de novos aços avançados de alta resistência em consonância com o projeto ULSAB-AVC, que visa à produção de veículos seguros e econômicos para o século 21. A caracterização mecânica do efeito *springback* foi realizada por intermédio de ensaio de conformação mecânica, denominado dobramento de três pontos ao ar, como uma adaptação ao ensaio de flexão cilíndrica livre. Foram avaliadas também as propriedades mecânicas do material definidas pelo ensaio de tração, objetivando a determinação da resistência à tração, do limite de escoamento e do alongamento. Além disso, foi avaliada a caracterização microestrutural dos aços avançados, identificando e quantificando-se as fases presentes em coexistência por meio do processamento digital de imagens. Os resultados mostram que o efeito *springback* no aço bifásico, 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. Já o aço com interstícios livres, devido a sua menor resistência mecânica, o efeito *springback* apresenta as menores taxas e a variação da razão de aspecto depende somente da capacidade de alongamento desse aço.

PALAVRAS-CHAVE: *Springback*. Aços avançados de alta resistência. Ensaio de conformação mecânica. Razão de aspecto.

SILVA, E. A. **Study of *springback* effect in advanced high strength steels for automobilistic industry.** 2012. 147 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

This is a study of the *springback* effect on four kinds of *high strength steel*, wich are *dual-phase*, *low carbon*, *bake hardening* and *interstitial free*, currently used as feedstock in the production of vehicles. In this context is inserted the development of new advanced high steel resistance in accordance with the project ULSAB-AVC, which aims to produce safe and economical vehicle for the 21st century. The mechanical characterization of the *springback* effect was performed by means of a test of mechanical conformation, called three-point air bending, done by adapting to unconstrained cylindrical bending test. Were also evaluated the mechanical properties of material defined by the tensile test, in order to determine the tensile strength, yield strength and the elongation. Furthermore, was performed the microstructural characterization of advanced steels by identificating and quantificating of present phases in coexistence by means digital image processing. The results indicates that the *springback* effect in *dual-phase* steel, due to its high mechanical strength, has the highest *springback* rates and causes a decrease in the “aspect ratio” of the grains that suffered mechanical conformation attempting to return to its original forms. *Low carbon* and *bake hardening* steels, have not enough *springback* effect to cause change in the shape of the grains and the change of the “ratio aspect” depends on the combination of both elongation and mechanical strength of these steels. Yet on the *interstitial free* steel, due to its lower mechanical strength, the *springback* effect has the lowest rates and the change in “aspect ratio” depends only on elongation capacity of the steel.

KEYWORDS: *Springback*. *Advanced high strength steel*. Test of mechanical conformation. Aspect ratio.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	- Representação esquemática da morfologia da microestrutura bifásica (HORNBOGEN, 1980 apud TIGRINHO, 2011).....	35
Figura 2	- Esquema mostrando que a magnitude do <i>springback</i> é proporcional à tensão. (KEELER, 2009).....	45
Figura 3	- Esquema mostrando a diferença entre alteração angular e curvatura lateral (KEELER, 2009).....	51
Figura 4	- Descrição esquemática do efeito das propriedades de endurecimento no <i>springback</i> (KEELER, 2009).....	52
Figura 5	- Origem e mecanismo de curvatura lateral (KEELER, 2009).....	53
Figura 6	- O aço AHSS apresentou maior curvatura lateral para as mesmas tensões aplicadas nas chapas em cada um dos moldes, com raio de 4 mm e com raio de 10 mm (KEELER, 2009).....	55
Figura 7	- Momento de torção criado por flange ou por tensões residuais na parede lateral da peça (KEELER, 2009).....	56
Figura 8	- Modelo de conformação ao ar (DIEGEL, 2002).....	59
Figura 9	- Modelo de conformação sob molde (DIEGEL, 2002).....	60
Figura 10	- Modelo de conformação sob molde vazado (DIEGEL, 2002).....	60
Figura 11	- Modelo de conformação em “V” (DIEGEL, 2002).....	61
Figura 12	- Relação entre o ângulo de dobramento θ_c e o ângulo de dobramento após o <i>springback</i> θ_s . (IMAI et al., 2008).....	62
Figura 13	- Modelo de Conformação com molde em “U” (DIEGEL, 2002).	63
Figura 14	- Modelo de conformação basculante (DIEGEL, 2002).....	64
Figura 15	- Modelo de conformação basculante dupla (DIEGEL, 2002).....	64
Figura 16	- Modelo de conformação rotativa (DIEGEL, 2002).....	65
Figura 17	- Modelo de flexão cilíndrica livre (NUMISHEET, 2002).....	66
Figura 18	- Definição do ângulo de <i>springback</i> (LEE et al., 2009).....	67

Figura 19	- Esquema de conformação em “L” (CHEN et al., 2006).....	68
Figura 20	- Configuração de uma conformação em estampados (GAN et al., 2006).....	69
Figura 21	- Configuração experimental para uma conformação em lacuna (XIA et al., 2005).....	70
Figura 22	- Embutidora Arotec, PRE 30Mi do Laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.....	78
Figura 23	- Politriz da Pantec, POLIPAN-2.....	80
Figura 24	- Microscópio óptico Nikon, Epiphot 200.....	81
Figura 25A	- Máquina Universal de Ensaios, SHIMADZU, modelo Autograph AG-X 50kN do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.....	83
Figura 25B	- Dispositivo da máquina universal de ensaios montado para o ensaio de dobramento de três pontos ao ar.....	83
Figura 26	- Esquema representativo do tipo de conformação mecânica utilizada: Dobramento de três pontos ao ar.....	84
Figura 27	- Esquema representativo de uma amostra de chapa de aço sofrendo recuperação elástica ou <i>springback</i>	85
Figura 28	- Amostras das chapas, para ilustração, já submetidas ao dobramento ao ar de três pontos e posterior efeito <i>springback</i> durante 72 horas, onde os números referem-se aos valores de ângulos internos de dobramento aplicados, sendo que (1) foi 120°, (2) foi 90°, (3) foi 60° e (4) foi 30° e a região conformada submetida ao embutimento respectivamente de 30° a 120°.....	86
Figura 29	- Micrografia a partir do material como recebido do aço bifásico (<i>dual-phase</i>). Imagem obtida por microscopia óptica num aumento de 500 X, ataque com Nital 2%.....	89
Figura 30	- Micrografia a partir do material como recebido do aço baixo carbono (<i>low carbon</i>). Imagem obtida por microscopia óptica	

	num aumento de 500X, ataque com Nital 2%.....	90
Figura 31	- Micrografia a partir do material como recebido do aço endurecível após pintura (<i>bake hardening</i>). Imagem obtida por microscopia óptica num aumento de 500X, ataque com Nital 92%.....	90
Figura 32	- Micrografia a partir do material como recebido do aço com interstícios livres (<i>interstitial free</i>). Imagem obtida por microscopia óptica num aumento de 500X, ataque com Nital 2%.....	91
Figura 33	- Variação angular do efeito <i>springback</i> para os diferentes ângulos internos de dobramento após 72 horas. Os valores representam as médias obtidas a partir de 3 repetições para cada tratamento. Onde DP é o aço bifásico, LC é o aço de baixo carbono, BH é o aço endurecível após pintura e IF é o aço com interstícios livres.....	91
Figura 34	- Média dos ângulos totais de <i>springback</i> para cada grau de dobramento ao longo do tempo após a conformação mecânica, sendo 3 repetições por tratamento.....	95
Figura 35	- Média dos ângulos totais de <i>springback</i> para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento após a conformação mecânica, sendo 3 repetições por tratamento.....	96
Figura 36	- Efeitos de interação entre os tratamentos grau e tempo, os principais efeitos do tratamento grau e os principais efeitos do tratamento tempo a um nível de significância de 5% para o aço bifásico, sendo 3 repetições por tratamento.....	97
Figura 37	- Média dos valores da razão de aspecto e respectivas barras verticais de desvio padrão após 72 horas de remoção das restrições obtidas a partir de 30 fotos para cada ângulo interno de dobramento de 30° a 120°, sendo que 180° é o material como recebido.....	99
Figura 38	- Análise de variância para o aço bifásico ao nível de	

	significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de - dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.....	100
Figura 39	- Imagens de microscopia óptica para o aço bifásico tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito <i>springback</i> nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (a) e (b): material como recebido, (c) e (d): 120°, (e) e (f): 90°, (g) e (h): 60°, (i) e (j): 30°, aumento de 500 X, reagente Nital 2%.....	101
Figura 40	- Imagens de microscopia óptica para o aço bifásico do material como recebido (a) e do material após conformação mecânica no ângulo interno de 30° e efeito <i>springback</i> (b). Aumento de 200 X, Nital 2%.....	103
Figura 41	- Análise de variância para o aço baixo carbono ao nível de significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.....	106
Figura 42	- Média dos ângulos totais de <i>springback</i> para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento após a conformação mecânica, sendo 3 repetições por tratamento.....	107
Figura 43	- Efeitos de interação entre os tratamentos grau e tempo, os principais efeitos do tratamento grau e os principais efeitos do tratamento tempo a um nível de significância de 5% para o aço baixo carbono, sendo 3 repetições por tratamento.....	108
Figura 44	- Média dos valores da razão de aspecto e respectivas barras verticais de desvio padrão após 72 horas de remoção das restrições obtidas a partir de 30 fotos para cada ângulo interno de dobramento de 30° a 120°, sendo que 180° é o material como recebido.....	110

Figura 45	- Análise de variância para o aço baixo carbono ao nível de significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.....	111
Figura 46	- Imagens de microscopia óptica para o aço baixo carbono tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito <i>springback</i> nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (a) e (b): material como recebido, (c) e (d): 120°, (e) e (f): 90°, (g) e (h): 60°, (i) e (j): 30°, aumento de 500 X, reagente Nital 2%.....	112
Figura 47	- Imagens de microscopia óptica para o aço baixo carbono do material como recebido em (a) e do material após conformação mecânica no ângulo interno de 30° e efeito <i>springback</i> , aumento de 200 X, Nital 2%.....	114
Figura 48	- Média dos ângulos totais de <i>springback</i> para cada grau de dobramento ao longo do tempo após a conformação mecânica, sendo 3 repetições por tratamento.....	118
Figura 49	- Média dos ângulos totais de <i>springback</i> para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento após a conformação mecânica, sendo 3 repetições por tratamento.....	119
Figura 50	- Efeitos de interação entre os tratamentos grau e tempo, os principais efeitos do tratamento grau e os principais efeitos do tratamento tempo a um nível de significância de 5% para o aço endurecível após pintura, sendo 3 repetições por tratamento.....	120
Figura 51	- Média dos valores da razão de aspecto e respectivas barras verticais de desvio padrão após 72 horas de remoção das restrições obtidas a partir de 30 fotos para cada ângulo interno de dobramento de 30° a 120°, sendo que 180° é o material como recebido.....	121
Figura 52	- Análise de variância para o aço endurecível após pintura ao	

	nível de significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.....	122
Figura 53	- Imagens de microscopia óptica para o aço endurecível após pintura tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito <i>springback</i> nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (a) e (b): material como recebido, (c) e (d): 120°, (e) e (f): 90°, (g) e (h): 60°, (i) e (j): 30°, aumento de 500 X, reagente Nital 2%.....	123
Figura 54	- Imagens de microscopia óptica para o aço endurecível após pintura do material como recebido em (a) e do material após conformação mecânica e efeito <i>springback</i> para o tratamento de ângulo interno 30° em (b), aumento de 200 X, Nital 2%.....	125
Figura 55	- Média dos ângulos totais de <i>springback</i> para cada grau de dobramento ao longo do tempo após a conformação mecânica, sendo 3 repetições por tratamento.....	127
Figura 56	- Média dos ângulos totais de <i>springback</i> para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento após a conformação mecânica, sendo 3 repetições por tratamento.....	128
Figura 57	- Efeitos de interação entre os tratamentos grau e tempo, os principais efeitos do tratamento grau e os principais efeitos do tratamento tempo a um nível de significância de 5% para o aço com interstícios livres, sendo 3 repetições por tratamento.....	129
Figura 58	- Média dos valores da razão de aspecto e respectivas barras verticais de desvio padrão após 72 horas de remoção das restrições obtidas a partir de 30 fotos para cada ângulo interno de dobramento de 30° a 120°, sendo que 180° é o material como recebido.....	130
Figura 59	- Análise de variância para o aço com interstícios livres ao nível	

	de significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.....	131
Figura 60	- Imagens de microscopia óptica para o aço com interstícios livres tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito <i>springback</i> nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (a) e (b): material como recebido, (c) e (d): 120°, (e) e (f): 90°, (g) e (h): 60°, (i) e (j): 30°, aumento de 500 X, reagente Nital 2%..	132
Figura 61	- Imagens de microscopia óptica para o aço com interstícios livres do material como recebido em (a) e do material após conformação mecânica e efeito <i>springback</i> para o tratamento de ângulo interno 30° em (b), aumento de 200 X, Nital 2%.....	134

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	- Parâmetros geométricos do modelo apresentado (Numisheet, 2002).....	67
Tabela 2	- Composição Química do Aço Bifásico 600.....	71
Tabela 3	- Composição Química do Aço Endurecível após Pintura.....	72
Tabela 4	- Composição Química do Aço com Interstícios Livres.....	73
Tabela 5	- Composição Química do Aço Baixo Carbono.....	74
Tabela 6	- Propriedades mecânicas do Aço Bifásico 600.....	75
Tabela 7	- Propriedades mecânicas do Aço Endurecível após Pintura.....	75
Tabela 8	- Propriedades mecânicas do Aço com Interstícios Livres.....	76
Tabela 9	- Propriedades mecânicas do Aço Baixo Carbono.....	76
Tabela 10	- Propriedades mecânicas dos materiais DP, LC, BH e IF respectivamente quanto ao limite de resistência à tração (RT) em MPa, ao limite de resistência ao escoamento (LE) em MPa e ao alongamento em porcentagem.....	88
Tabela 11	- Análise de variância do efeito <i>springback</i> para o aço bifásico.	94
Tabela 12	- Análise de variância da razão de aspecto após <i>springback</i> , considerando os quatro ângulos internos de dobramento aplicados, para o aço bifásico a partir de 30 fotos.....	98
Tabela 13	- Análise de variância do efeito <i>springback</i> para o aço baixo carbono.....	105
Tabela 14	- Análise de variância da razão de aspecto após <i>springback</i> , considerando os quatro ângulos internos de dobramento aplicados, para o aço baixo carbono a partir de 30 fotos.....	109
Tabela 15	- Análise de variância do efeito <i>springback</i> para o aço endurecível após pintura.....	117
Tabela 16	- Análise de variância da razão de aspecto após <i>springback</i> , considerando os quatro ângulos internos de dobramento	

	aplicados, para o aço endurecível após pintura a partir de 30 fotos.....	121
Tabela 17	- Análise de variância do efeito <i>springback</i> para o aço com interstícios livres.....	126
Tabela 18	- Análise de variância da razão de aspecto após <i>springback</i> , considerando os quatro ângulos internos de dobramento aplicados, para o aço com interstícios livres a partir de 30 fotos.....	130

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	- Aços avançados de alta resistência (<i>Advanced high strength steels</i>)
AISI	- American Iron and Steel Institute
ARBL	- Aços de alta resistência e baixa liga
ASTM	- American Society for Testing and Materials
BH	- Aço endurecível após pintura (<i>Bake hardening</i>)
DP	- Aço bifásico (<i>Dual-phase</i>)
HSLA	- Aços de alta resistência e baixa liga (<i>High strength low alloy</i>)
HSS	- Aços convencionais de alta resistência (<i>High strength steels</i>)
IF	- Aço com interstícios livres (<i>Interstitial free</i>)
IISI	- Internacional Iron and Steel Institute
Índice R	- Coeficiente de Lankford ou Índice de Anisotropia
Índice n	- Coeficiente de encruamento por deformação
LC	- Aço de baixo carbono (<i>Low carbon</i>)
LE	- Limite de resistência ao escoamento
MEF	- Método de elementos finitos
RT	- Limite de resistência à tração
SAE	- Society of Automotive Engineers
<i>SPRINGBACK</i>	- Efeito mola ou retorno elástico ou ainda, recuperação elástica
TTE	- Efeito através da espessura
TRIP	- Transformation induced plasticity
ULSAB	- Ultra light steel auto body
ULSAB-AVC	- Ultra light steel auto body – advanced vehicles concept
ULSAC	- Ultra light steel auto closures
ULSAS	- Ultra light steel auto suspension
<i>valor - p</i>	- Medida referente à propabilidade estatística que quantifica a discrepância entre os dados e a hipótese nula

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

1	INTRODUÇÃO.....	22
1.1	MOTIVAÇÃO.....	24
1.2	OBJETIVOS.....	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	26
2.1	Evolução dos aços na indústria automobilística.....	26
2.1.2	Aços avançados de alta-resistência – AHSS (<i>Advanced High Strength Steels</i>).....	29
2.1.2.1	Aço bifásico – <i>Dual-Phase</i> (DP).....	34
2.1.2.2	Aços com interstícios livres – <i>Interstitial-free</i> (IF).....	37
2.1.2.3	Aços endurecíveis após pintura – <i>Bake hardening</i> (BH).....	39
2.1.2.4	Aço de baixo carbono – <i>Low carbon</i> (LC).....	41
2.2	<i>Springback</i>	43
2.2.1	Razão de aspecto.....	49
2.2.2	Tipos de <i>springback</i>	50
2.2.2.1	Alteração angular (<i>Angular change</i>).....	51
2.2.2.2	Curvatura lateral (<i>Sidewall curl</i>).....	52
2.2.2.3	Deslocamento de torção (<i>Twist</i>).....	56
2.3	Tipos de Ensaio de Conformação.....	58
2.3.1	Conformação ao ar (<i>Air bending</i>).....	58
2.3.2	Conformação sob molde (<i>Bottoming</i>).....	59
2.3.3	Conformação sob molde vazado (<i>Coining</i>).....	60
2.3.4	Conformação em “V” (<i>V-bending</i>).....	61
2.3.5	Conformação com molde em “U” (<i>U Die Bending</i>).....	63
2.3.6	Conformação basculante (<i>Wiping Die Bending</i>).....	63
2.3.7	Conformação basculante dupla (<i>Double Die Bending</i>).....	64

2.3.8	Conformação rotativa (<i>Rotary Bending</i>).....	65
2.3.9	Ensaio de flexão cilíndrica livre (<i>Unconstrained Cylindrical Bending</i>)...	65
2.3.10	Conformação em “L” (<i>L-bending</i>).....	68
2.3.11	Conformação em estampados (<i>Draw-bending</i>).....	68
2.3.12	Conformação em lacuna (<i>Cup Drawing</i>).....	70
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	71
3.1	Materiais.....	71
3.2	Preparação das amostras metalográficas.....	76
3.2.1	Seccionamento.....	77
3.2.2	Embutimento.....	78
3.2.3	Identificação das amostras.....	79
3.2.4	Lixamento.....	79
3.2.5	Polimento.....	79
3.2.6	Ataque químico.....	80
3.2.7	Análise microscópica óptica pré-conformação.....	81
3.3	Ensaaios mecânicos.....	82
3.3.1	Análise microscópica óptica pós-conformação.....	85
3.4	Análise estatística.....	87
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	88
4.1	Análise do efeito <i>springback</i> e microestrutural no aço bifásico.....	93
4.2	Análise do efeito <i>springback</i> e microestrutural no aço baixo carbono.....	105
4.3	Análise do efeito <i>springback</i> e microestrutural no aço endurecível após pintura.....	116
4.4	Análise do efeito <i>springback</i> e microestrutural no aço com interstícios livres.....	126
5	CONCLUSÕES.....	137
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	139

1 INTRODUÇÃO

Sabe-se que a exploração de petróleo e a queima de combustíveis fósseis causam danos diretos e indiretos ao ecossistema, assim a indústria automobilística vem tendo a necessidade de reduzir cada vez mais o peso de seus produtos para minimizar o consumo de combustível, diminuindo assim, o custo e as possíveis agressões ecológicas causadas direta ou indiretamente pelo uso de tais produtos. Dessa forma, os automóveis de última geração devem apresentar-se mais leves, econômicos, seguros e menos poluentes (GRITTI et al., 2002).

De todas as indústrias que produzem bens de consumo duráveis, é a indústria automobilística que mais tem promovido avanços na evolução metalúrgica dos aços durante as últimas décadas. Isso se deve ao fato de existir uma acirrada competição entre as indústrias automobilísticas, desafiando continuamente seus fornecedores a suprir a demanda por melhor qualidade, menor custo e melhor eficiência para as linhas de montagem automotivas (CANGUE, 2002).

Segundo Gorni (2008), os primeiros automóveis possuíam um modelo quadrado, basicamente em razão da inadequada estampabilidade das chapas dos aços ferrítico-perlíticos da época, uma consequência das limitações dos processos industriais de refino e conformação. Porém, a pressão da indústria automobilística pela redução de preço e melhoria dos projetos dos automóveis forçou as usinas a evoluírem tecnologicamente para produzir aço barato e com alta estampabilidade. Na década de 1950, ocorreu o predomínio de um estilo automotivo exuberantemente de modelo curvilíneo, apelidado de rabo-de-peixe, devido ao formato extravagante da região posterior dos automóveis daquela época.

Esse estilo exuberante foi repentinamente inviabilizado pela primeira crise do petróleo, em 1973, diante da preocupação sobre a finitude dos recursos do planeta. O aumento exorbitante do preço dos combustíveis obviamente impôs a redução de seu consumo. Começou então a corrida tecnológica para reduzir o peso dos automóveis, através da diminuição do seu tamanho, da adoção de um modelo mais sóbrio e do uso de materiais mais leves, como polímeros e compósitos. Dessa forma, as siderurgias,

em resposta aos seus clientes, vêm desenvolvendo chapas feitas com aços avançados de alta resistência, a fim de garantir a fabricação de componentes com os mesmos níveis de resistência mecânica, mas com menor quantidade de material (GORNÍ, 2008).

Diminuindo-se a espessura da chapa de aço, porém aumentando-se sua resistência mecânica, como é o caso dos aços avançados, é possível então reduzir o peso das peças sem perder as características originais do metal.

Devido ao ambiente extremamente competitivo em escala global, que surgiu a partir dos anos 1990, e aos desafios ecológicos do início do milênio, a siderurgia mundial continuou desenvolvendo novos tipos de chapas de aço com características cada vez mais adequadas a aplicações específicas (WUPPERMANN, 2007).

A partir da década de 1990, todos esses novos aços foram englobados numa só família, designada como Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels* – AHSS). O aumento do nível de resistência mecânica do produto leva à redução de sua estampabilidade, mas com o uso de microestruturas adequadas é possível minimizar a perda de ductilidade sob níveis mais altos de resistência mecânica (GORNÍ, 2008).

Porém, a ampla utilização dos AHSS na indústria automobilística encontra-se limitada devido a desafios na conformabilidade, união de chapas, vida de ferramenta e retorno elástico (*springback*). O *springback* é o principal problema que compromete a produção em massa de componentes estruturais automotivos com AHSS (PLACIDI et al., 2008).

O *springback* é identificado como uma mudança ocorrida na forma da peça após a retirada da ferramenta de conformação, devido a uma redistribuição das tensões elásticas residuais (KEELER, 2009). Portanto, prever a ocorrência do *springback* durante o projeto da peça é fundamental a fim de buscar soluções para diminuir o problema.

1.1 Motivação

Sabendo-se que o *springback* é o principal problema dos AHSS nos processos de produção de componentes estruturais na indústria automotiva, faz-se necessário criar estratégias para prever o comportamento do aço durante sua deformação plástica, a fim de eliminar ou reduzir o efeito *springback*.

Os quatro tipos de aços estudados neste presente trabalho são utilizados pelas principais indústrias automobilísticas atualmente, sendo eles os aços bifásico, baixo carbono, endurecível após pintura e com interstícios livres por serem aços de alta resistência. Visto que tais materiais possuem as características mecânicas adequadas para sua utilização na indústria, mas ao mesmo tempo apresentam problemas dimensionais devido ao efeito *springback*, faz-se necessário uma reprodução e quantificação desse efeito em laboratório a fim de se analisar possíveis alterações microestruturais e relacioná-las com suas respectivas propriedades mecânicas.

Após a correlação entre as possíveis alterações microestruturais e propriedades mecânicas, é possível deduzir quais são os fatores microestruturais que influenciam no efeito *springback*. Uma vez que se conhece melhor tal efeito, pode ser possível controlá-lo até que ele adquira níveis razoáveis em que a utilização dos AHSS seja totalmente viável pela indústria automotiva.

1.2 Objetivos

- 1- Caracterizar as propriedades mecânicas dos aços bifásicos (*dual-phase*), com interstícios livres (*interstitial free*), de baixo carbono (*low carbon*) e endurecíveis após pintura (*bake hardening*), especialmente com relação à resistência à tração, o limite de escoamento e o alongamento, tendo em vista que estes materiais têm elevado potencial de aplicação na indústria automobilística;

- 2- Caracterizar a microestrutura dos aços avançados de alta-resistência, por meio da identificação e quantificação das fases presentes em cada material. Tais grandezas foram correlacionadas com as propriedades mecânicas do material;
- 3- Realizar ensaios de conformação mecânica para determinar e avaliar o efeito *springback* nos materiais avaliados e estabelecimento de uma correlação entre as características microestruturais de cada aço e as alterações geométricas resultantes do processo de conformação (efeito *springback*).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Evolução dos aços na indústria automobilística

A partir da década de 1950, verificou-se uma preocupação da indústria automobilística em produzir aço de elevada estampabilidade e menor preço, sendo que isto influenciou alterações nos modelos dos veículos. Na década de 1970, devido à crise do petróleo, muitos países adotaram sérias medidas para diminuir e racionalizar o consumo de energia. A indústria automobilística, então, teve que buscar soluções trazendo evoluções na aerodinâmica e redução no peso dos veículos. E em todos os países, não se pode falar no crescimento do setor automotivo sem dar a importância devida ao papel das siderúrgicas (NOGUEIRA, 2001).

A indústria automobilística adotou medidas como: redução do tamanho dos veículos, substituição de materiais tradicionalmente utilizados por alumínio e plástico e a substituição dos aços carbono comuns. Com isso, as siderúrgicas objetivaram, principalmente, fomentar as montadoras com materiais avançados de alta resistência, garantindo o aumento da integridade estrutural, aumento da resistência ao choque, com um menor custo para o produto final (KISHIDA, 2000).

Surgiram então os aços denominados de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL (*High Strength Low Alloy* – HSLA), contendo micro-adições de Nb, Ti e V, cuja maior resistência mecânica era devido a sua microestrutura ferrítica-perlítica, mais refinada e com capacidade de endurecimento por precipitação. Porém, esse aumento nos níveis de resistência mecânica causou uma ligeira perda de sua estampabilidade nesses novos produtos. A reação a isso foi o surgimento dos aços bifásicos (*dual-phase*), cuja microestrutura peculiar minimizava as perdas de estampabilidade decorrentes dos maiores níveis de resistência mecânica. A crise do petróleo terminou em meados de 1985, mas a exuberância econômica do pós-guerra estava perdida. Dessa forma, a indústria automobilística continuou demandando avanços nos materiais por ela adotados, visando diminuir o preço de aquisição e manutenção de seus produtos. Além disso, as crescentes exigências dos consumidores por maior conforto a bordo, como ar

condicionado, direção hidráulica, vidros elétricos, entre outros, chegaram até mesmo a reverter a tendência de diminuição no peso dos automóveis (GORNÍ, 2008).

Porém, quando feita uma análise atual e global da utilização e das potencialidades do aço, devem-se incluir as questões ambientais envolvidas, tais como redução no consumo de combustível, diminuição na emissão de poluentes e melhores condições de reciclagem do material. Quando avaliados do ponto de vista da matéria-prima, os automóveis são compostos, em média, 70% de aços, sendo, de longe, o material predominante na indústria automobilística (KISHIDA, 2000).

Em 1992, estudos realizados pelo *International Iron and Steel Institute* (IISI) previram que, na briga com o alumínio e com os plásticos, o aço poderia perder 10% de participação no competitivo mercado da indústria automobilística até 2005. A indústria siderúrgica, tentando manter sua posição, formou, em 1994, um consórcio de 35 siderúrgicas de 18 países, incluindo a USIMINAS e a CSN. Foi contratada a Porsche Engineering Inc. para gerenciar a engenharia e o processo de fabricação de nova carroceria em aço ultraleve, para manter a indústria siderúrgica como líder no fornecimento de matéria-prima à indústria automobilística. Assim, as indústrias siderúrgicas, em parceria com a indústria automobilística, enfrentaram o desafio mais importante da indústria automobilística em todo o mundo e colocaram em prática o projeto *Ultra Light Steel Auto Body* (ULSAB). (ANDRADE et al., 2000; RABELO, 1999).

Segundo Andrade et al., 2000, em carros da classe sedan quatro portas, tomados como referência, chegou-se a uma redução de peso da ordem de 25%. Somou-se a esse resultado um elevado aumento da segurança dada pelos coeficientes de rigidez em torção (80%) e dobramento (52%), assim como do conforto (aumento da frequência natural de vibração de 1º modo, em 58%). Os fatores apontados como principais responsáveis para esses resultados são o uso maciço de aços de alta resistência; o uso intensivo de união de duas ou mais chapas de características diferentes através de processos de junção antes da conformação mecânica, processo conhecido como *taylored blanks*; o uso de solda a laser; a adoção do processo de estampagem por ação de um fluido, processo conhecido como *hydroforming*.

Ainda como uma extensão do projeto ULSAB, ULSAC e ULSAS, posteriormente surgiu o programa ULSAB–AVC (*Ultra-Light Steel Auto Body – Advanced Vehicles Concept*) que inclui, além da carroceria ultraleve, o desenvolvimento de painéis de cobertura e de suspensão – no qual foram desenvolvidos conceitos considerando a aplicação de novos tipos de aços, os chamados “aços de alta resistência de última geração”, os aços multifásicos, que contêm martensita, bainita e/ou austenita retida (COVINO, 2000; ANDRADE, 2000).

Especificamente, com respeito às demandas tanto dos fabricantes como dos compradores de veículos, as siderúrgicas trabalharam no sentido de melhorar a qualidade, as propriedades mecânicas e os custos de produção de seus aços, especialmente porque alguns materiais concorrentes continuavam a fornecer algumas atrações, sob o ponto de vista mecânico e estético, no projeto e na manufatura dos veículos.

Ainda hoje, nenhum desafio é tão crítico para a indústria automobilística como a redução de peso dos veículos. E, nenhum outro material oferece tanta capacidade de redução de massa e diminuição de custos, aliada a significativas melhorias no desempenho estrutural de um veículo, como o aço (AUTO/STEEL PARTNERSHIP, 1995).

Entre 1975 e 1985, a indústria automobilística norte-americana obteve reduções de peso no projeto de seus veículos em cerca de 35%, passando de 1936 kgf para 1260 kgf, em média. Algumas montadoras afirmam que poderão reduzir o peso dos veículos em um terço ou pela metade, até 2015 e mesmo assim a demanda por aços irá aumentar sensivelmente em função do crescimento deste setor. (INTERNACIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE, 1995).

A redução de peso foi conseguida, inicialmente, devido a três fatores: diminuição do tamanho dos veículos, substituição de materiais convencionais por outro de menor densidade e a substituição do aço ao carbono tradicional pelos aços de alta-resistência, com propriedades mecânicas superiores (GUIMARÃES et al., 1981; OWEN, 1980).

2.1.2 Aços avançados de alta-resistência – AHSS (*Advanced High Strength Steels*)

Os aços automotivos podem ser classificados de três maneiras diferentes. 1) por denominação metalúrgica; 2) pela resistência mecânica do aço e 3) por outras propriedades mecânicas. De acordo com a denominação metalúrgica têm-se: a) aços de baixa resistência: aços com interstícios livres e os aços-carbono; b) aços convencionais de alta-resistência (*High Strength Steel* – HSS): aços carbono-manganês; aços endurecíveis; aços com interstícios livres de alta resistência; aços de alta resistência; aços de baixa liga; c) aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel* – AHSS): aços bifásicos; aços de plasticidade induzida por transformação; ferrítico-bainítico; aços de fases complexas e aços martensíticos (KEELER, 2009).

A segunda classificação é pela resistência mecânica do aço. Por isso, muitos autores usam os termos HSS e AHSS para denominar todos os aços de alta resistência. Porém, outros usam limites definidos para classificar diferentes níveis de resistência. Um sistema define os aços convencionais de alta resistência (HSS) como os que possuem limite de escoamento entre 210 e 550 MPa e limite de resistência entre 270 e 700 MPa, enquanto os aços avançados de alta resistência (AHSS) possuem limite de escoamento maior que 550 MPa e limite de resistência maior que 700 MPa (KEELER, 2009).

A terceira classificação é feita por outras propriedades mecânicas, como alongamento total, expoente de encruamento (n) e outros (KEELER, 2009).

Até meados da década de 1990, os aços utilizados pela indústria automobilística foram aço doce (*mild steels*), aço com interstícios livres (*interstitial free*), aço endurecível após pintura (*bake hardening*), aço endurecido por solução sólida e aços de alta resistência e baixa liga. Do final da década de 1990 até o início dos anos 2000, ocorreu a introdução da primeira geração de aços avançados de alta resistência. Tais graus de resistência estão relacionados com as frações volumétricas crescentes de bainita, martensita e austenita metaestável e com a utilização dos mecanismos convencionais de endurecimento, a fim de obter diversas combinações de aumento de

resistência, conformabilidade e absorção de energia de impacto. Entre estes graus, o martensítico oferece altíssima resistência enquanto os aços bifásicos e “trip” oferecem resistência intermediária, embora com uma conformabilidade bem maior que os aços convencionais de resistência similar. Estes aços avançados propiciaram melhoras significativas em termos de redução de peso e absorção de energia de impacto, com mínimo ou nenhum impacto e se possível positivo no custo de manufatura dos veículos (BOTT, 2008).

Os aços bifásicos tornaram-se mais conhecidos no meio científico a partir dos trabalhos de Hayami et al. (1975) e de Rashid (1976) apud Abdalla et al. (2006).

De acordo com Longo et al. (1987) apud Abdalla et al. (2006), a microestrutura bifásica propicia alta resistência mecânica com ductilidade superior a dos aços de alta resistência e baixa liga.

Aços com uma alta resistência adicional para o mercado automotivo incluem os aços ferrítico-bainíticos, aços com plasticidade induzida por maclação, aços conformados a quente e aços tratados termicamente pós-conformação. As montadoras européias têm utilizado os aços tradicionais, (estampagem profunda), alta resistência (HSS) como o aço endurecível após pintura (*bake hardening*), refosforados e de alta resistência e baixa liga (ARBL), os avançados de alta resistência (AHSS) como o bifásico, ferrítico-bainítico e “trip” (BOTT, 2008).

A principal diferença entre os aços convencionais HSS e os AHSS é sua microestrutura. Os aços convencionais HSS são aços ferrítico-perlíticos, de única fase. Os AHSS são principalmente aços com uma microestrutura contendo uma outra fase além da ferrita, por exemplo, martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas próprias. Alguns tipos de AHSS têm uma maior capacidade de se deformar a frio, resultando em um equilíbrio de resistência-ductilidade superior aos aços convencionais. Outros tipos têm

HAYAMI, J.; FURUKAWA, T., **Microalloying**, Vanitech, p.78-87, 1975; RASHID, M.S., **Technical paper preprint 760206**, Society of Automotive Engineers, 1976. LONGO, W.P.; MONTEIRO, S. N., **Metalurgia** 43 p. 406 (1987) apud ABDALLA, A. J., HASHIMOTO, T. M., PEREIRA, M. S., MONTEIRO, W. A., ANAZAWA, R. M. **Modelo do desenvolvimento de subestruturas de discordâncias em um aço multifásico submetido à fadiga**. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, São José dos Campos, v.25(2), p.65-70, 2006.

um limite de escoamento e resistência à tração ultra altos e mostram um comportamento de endurecimento após pintura (KEELER, 2009).

A necessidade do desenvolvimento de aços com alta resistência e boa conformabilidade resultou no surgimento dos aços multifásicos, formados de ferrita, bainita, austenita retida e martensita. Quanto ao seu aspecto microestrutural, esses aços consistem de uma matriz ferrítica contínua contendo dispersões de segunda fase, que são martensita e bainita. Estes aços também contêm teores de austenita retida em frações volumétricas superiores a 5%. A quantidade de austenita retida nesses aços contribui com sua alta resistência e ductilidade, levando-se também em consideração o teor dos elementos de liga, sendo os principais o carbono, o manganês e o silício (JEONG, 1993).

Nos aços multifásicos, tenta-se conseguir uma maior eficiência do efeito TRIP por meio da estabilização da austenita retida, para que esta se transforme em níveis mais elevados de tensão e deformação (ELISEU et al., 2008).

Os aços multifásicos também são denominados como aços TRIP, em função do efeito da plasticidade induzida por deformação, gerado pela transformação da austenita retida. Estes aços são obtidos através de uma austenitização 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).

Diversos estudos, como de Lian et al. (1995) e Sugimoto et al. (1993) apud Eliseu et al. (2008) mostraram que a austenita retida pode ser obtida por uma transformação parcial da bainita em aços com altas concentrações de silício (de 1,5 a 2,5% em peso).

LIAN, M.S., HUA, L. **Effect of retention and mechanical stability of retained austenite on tensile properties in low carbon-low alloy triphase steel**, Materials Science and Technology, v. 11, 1995; SUGIMOTO, K., MISU, M., KOBAYASHI, M., SHITASAWA, H. **Effects of seconds phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dual-phase steel sheet**, ISIJ International, v. 33, n. 7, p. 775-782, 1993 apud ELISEU, C. C. A., HASHIMOTO, T. M., ABDALLA, A. J., PEREIRA, M. S. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica**. Revista Matéria, Guaratinguetá, v.13(2), p.398-404, 2008.

Nestes trabalhos, as diferentes propriedades obtidas em aços multifásicos estão relacionadas com a porcentagem de silício. Conclui-se que é necessário um mínimo de silício para prevenir a precipitação de cementita a partir da austenita retida durante a formação da ferrita bainítica, assim como para permitir a estabilização da austenita por enriquecimento de carbono. Porém, a presença de manganês se faz necessária, pois é reconhecido que este elemento de liga é estabilizador da austenita.

Os aços multifásicos possuem propriedades mecânicas destacadas, como superior relação de resistência-ductilidade. Além disso, nos aços multifásicos, ou TRIP, a dispersão da bainita, martensita e austenita retida em uma matriz ferrítica possibilita uma alta taxa de encruamento, similar ao observado nos aços bifásicos. Contudo, neste material, a austenita retida também se transforma em martensita, de forma progressiva, com o aumento da deformação.

Jacques et al. (2001) mostraram que a austenita retida tende a melhorar as propriedades dos aços bifásicos por intermédio do efeito da plasticidade induzida por deformação (TRIP), especialmente se for possível o aumento da estabilidade da austenita retida. E, sendo assim, diferentemente dos aços bifásicos, os aços TRIP mantêm uma elevada taxa de encruamento, mesmo em altos níveis de deformação. As superiores taxas de encruamento encontradas nos aços bifásicos e multifásicos, em relação aos aços de alta-resistência convencionais, possibilitam vantagens significantes na aplicação destes materiais em operações de conformação. E isto é particularmente importante para os projetistas, pois aplicam, no desenvolvimento de seus produtos, a vantagem de uma alta taxa de encruamento e, conseqüentemente, de um aumento no efeito de endurecimento após deformação e pintura.

Segundo Jacques et al. (2001), em teores de carbono mais altos, a austenita retida é mais estável e começa a se transformar somente em níveis de deformação superiores aos produzidos normalmente nas operações de estampagem e conformação. Nestes níveis elevados de teor de carbono, a austenita retida permanece presente até o final do processo de produção e se transforma em martensita somente durante uma subsequente deformação, como, por exemplo, em uma condição de choque, fornecendo maior absorção da energia de impacto.

Aços multifásicos utilizam quantidades superiores de carbono e silício, quando comparados aos aços bifásicos, visando diminuir a temperatura de transformação martensítica e, com isso, formar austenita retida. O nível de deformação no qual a austenita retida começa a se transformar em martensita pode ser avaliado por variações do teor de carbono na fase γ . Em teores de carbono mais baixos, a austenita retida começa a se transformar quase que imediatamente após sofrer deformação, aumentando a taxa de encruamento e a conformabilidade durante o processo de estampagem. Outro fator que apresenta grande influência sobre as propriedades mecânicas finais do aço é o tamanho dos grãos austeníticos, pois grãos menores oferecem maior resistência ao material. No estudo de Eliseu et al. (2008), o refino do grão austenítico foi atingido pelo processamento termomecânico, quando da fabricação da chapa, e através da adição de alguns elementos de liga como, por exemplo, o molibdênio. Porém, a adição de elementos de liga em excesso degrada a soldabilidade dos aços TRIP, perda esta que pode ser minimizada por meio da modificação dos ciclos de soldagem.

Portanto, na busca de melhorar a economia de combustível, mantendo o desempenho do veículo, os fabricantes de automóveis preferem materiais mais leves para reduzir peso, e em aproximadamente quarenta anos de evolução metalúrgica contínua surgiram os chamados aços avançados de alta resistência - AHSS, que conciliam a maior resistência mecânica das chapas com perdas mínimas em sua conformabilidade.

A busca incessante por melhorias faz com que os avanços conseguidos até agora sejam ótimos, mas ainda não são suficientes. A estampabilidade dos aços AHSS já foi melhorada, mas ainda é imprópria em várias situações práticas. O principal problema não é exatamente a conformabilidade, mas sim o chamado “efeito mola” ou retorno elástico (*springback*) que ocorre após as operações de estampagem e que é bastante acentuado nas chapas de aço AHSS. A chapa chega a ser conformada, mas sofre distorção imediatamente após sair da matriz devido a tensões residuais. Essa distorção afeta, em maior ou menor grau, a precisão dimensional da peça (GORNÍ, 2010).

A resistência das chapas de aço está se tornando cada vez mais alta, e as folhas de aços de ultra alta resistência com resistência à tração superior a 1 GPa foram recentemente desenvolvidas (MORI et al., 2007). A vantagem destes aços é que eles podem proporcionar maior resistência às relações de peso em peças estruturais (GOMES et al., 2005), sendo que nos últimos anos, o uso de chapas de aço de ultra alta resistência para a fabricação de painéis automotivos aumentou rapidamente na indústria.

No entanto, a maioria das placas usadas nos carros atuais são de resistência à tração de 590 MPa ou menos (MORI et al., 2007) e a utilização das folhas de aço de ultra alta resistência ainda são limitadas devido ao grande *springback* e à baixa conformabilidade.

2.1.2.1 Aço bifásico – *Dual-Phase* (DP)

O aço bifásico surgiu na indústria automobilística no final da década de 1970, apresentando microestrutura constituída por uma matriz com 80 à 85% de ferrita poligonal macia mais 15 a 20% de martensita (fase dura), na indústria automobilística (RASHID, 1977).

Os aços bifásicos consistem em uma matriz ferrítica contendo uma segunda fase dura de martensita em forma de ilhas. Um aumento na fração volumétrica da segunda fase geralmente aumenta a resistência. Os aços bifásicos são produzidos pelo resfriamento controlado a partir da fase austenita (em produtos laminados a quente) ou a partir das duas fases, ferrita mais a fase austenita (pela contínua laminação a frio do aço recozido e produtos revestidos por imersão a quente) para transformar a austenita em ferrita antes que um rápido resfriamento transforme a austenita remanescente em martensita (KEELER, 2009).

Esse tipo de aço é um dos AHSS de melhor equilíbrio entre resistência e ductilidade. Devido ao seu alto coeficiente de encruamento, o aço bifásico garante maior conformabilidade do que aços convencionais de mesma faixa de resistência.

Segundo Hornbogen (1980) apud Tigrinho (2011), a microestrutura bifásica consiste em uma fusão das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Dessa forma, a microestrutura bifásica reúne as características morfológicas peculiares de cada tipo de microestrutura, conforme mostra a Figura 1.

Seguindo o mesmo padrão da microestrutura duplex, na bifásica as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais; assim, as razões entre os volumes dos grãos das duas fases e entre suas frações em volume devem ser iguais. Seguindo o mesmo padrão da microestrutura em dispersão, na bifásica a segunda fase dura é totalmente isolada pela fase matriz macia, conferindo a ductilidade e conformabilidade a este material. Finalmente, seguindo o mesmo padrão da microestrutura em rede, na bifásica a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase matriz (GORN, 1995).

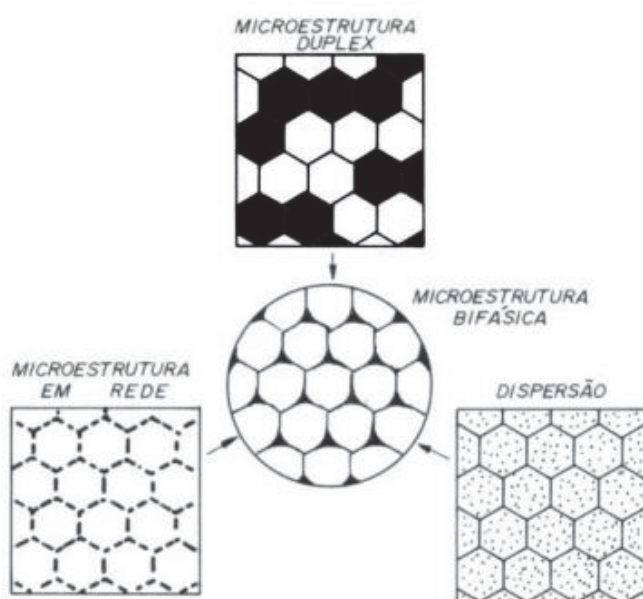


Figura 1. Representação esquemática da morfologia da microestrutura bifásica (HORNBOGEN, 1980 apud TIGRINHO, 2011).

HORNBOGEN, E.; BECKER, J.; STRATMANN, P. **Dual-Phase Gefüge**. Zeitschrift für Metallkunde, 71(1), p. 27-31, janeiro de 1980 apud

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

Nos aços bifásicos, o carbono permite a formação da martensita durante taxas controladas de resfriamento aumentando a endurecibilidade do aço. Manganês, cromo, molibdênio, vanádio e níquel adicionados individualmente ou em combinação também ajudam a aumentar a endurecibilidade (KEELER, 2009).

A microestrutura bifásica apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura boa conformabilidade como: o escoamento contínuo, que é a ausência do patamar de escoamento, típico dos aços ferrítico-perlíticos, mesmo microligados; o limite de escoamento (a 0,2% de deformação) entre 300 e 380 MPa; o alto coeficiente de encruamento n , entre 0,2 e 0,3; o limite de resistência entre 620 e 655 MPa; a baixa razão elástica, entre 0,5 e 0,6; e o alongamento total superior a 27% (TIGRINHO, 2011).

Na produção dos aços bifásicos, tanto por meio da laminação de chapas a quente como de recozimento contínuo, forma-se primeiro a matriz ferrítica, enriquecendo a austenita remanescente com carbono e outros elementos de liga. Esta austenita ganha temperabilidade suficiente para se transformar posteriormente em martensita, sob temperaturas mais baixas. Essa transformação posterior da martensita induz tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, que facilitam o processo de escoamento e, assim, reduzem o valor do limite de escoamento e suprimem a ocorrência de patamar. Um resfriamento lento após a formação da martensita é interessante para proporcionar a redução da fragilidade da martensita recém-formada, através de efeitos de revenido. Durante a deformação plástica, o escoamento da matriz ferrítica (fase macia) através das ilhas de martensita (fase dura) encrua significativamente o material, aumentando assim sua resistência mecânica (TIGRINHO, 2011).

Esse tipo de aço é um material interessante para componentes estruturais e de segurança nos automóveis, como por exemplo, barras transversais da porta, longarinas, colunas A e B, soleira da porta, arco do teto, pára-choque, entre outros. Isso se deve às suas características de ter alta capacidade de encruamento, alta resistência aliada com boa ductilidade (LAJARIN, 2011).

2.1.2.2 Aços com interstícios livres – Interstitial-free (IF)

De acordo com Elias et al. (1973), o desenvolvimento dos aços com interstícios livres começou na década de 1970 com o objetivo de fornecer aos aços características de maior conformabilidade para a aplicação em chapas. O primeiro aço IF com características comerciais foi um aço com extra-baixo teor de carbono estabilizado ao titânio (FUKUDA et al., 1972). Nessa época também foram publicados os primeiros trabalhos com aços IF estabilizados ao nióbio. Hook et al. (1975) estudaram a influência da adição de nióbio sobre a textura de aços IF para aplicações em estampagem profunda.

Elias et al. (1973) descreveram a produção de aços IF, com teores variando de 0,005 – 0,010 %C, desgaseificados a vácuo, com uma proposta inovadora de adição de titânio e nióbio, em quantidades suficientes para aprisionar os elementos intersticiais presentes. Por causa das limitações tecnológicas da época, a obtenção de aços com baixo teor de elementos intersticiais era dificultosa. Assim, havia a necessidade da adição de grandes quantidades de elementos de liga para estabilizar a matriz, tornando os aços mais caros. Com o surgimento de novos equipamentos de desgaseificação a vácuo foi possível a produção de aços com teores de carbono e nitrogênio menores que 0,003%, resultando na redução da quantidade da adição de nióbio e/ou titânio (TITHER et al., 1994).

A partir de 1979, os aços IF começaram a ser produzidos em grande quantidade, em substituição aos aços baixo carbono acalmados ao alumínio. Nessa época, as chapas de aço galvanizadas por imersão a quente começaram a ser utilizadas para confecção de painéis automotivos com elevada resistência à corrosão. Em função das características desses aços e do tipo de processamento realizado nas linhas de galvanização, essa classe de aços é uma das mais adequadas para a produção de chapas com excelente conformabilidade. Seu uso também é de menor custo e fornece produtos finais de melhor qualidade do que os aços acalmados ao alumínio (TOKUNAGA et al., 1987).

De acordo com Takeshi (1994), a produção de aços IF da Nippon Steel duplicou no período de 1986 a 1992. Em 1990, todos os produtores japoneses de aço manufaturaram uma quantidade total de mais de três milhões de toneladas de aços IF (TSUNOYAMA et al., 1990). Na Europa e América do Norte, a produção de aços IF também se desenvolveu aceleradamente. Segundo Bleck (1991), a produção de IF apresentou um crescimento mundial, no período de 1983 a 1990, de aproximadamente 400 mil toneladas.

Segundo Barnett (1999), produtores de aço IF descobriram que vantagens consideráveis são alcançadas quando a laminação é feita a uma temperatura 70°C menor que a normal. Este procedimento é denominado de laminação a morno ou ferrítica e o mesmo serve para expandir a variedade de produtos obtidos, diminuir os custos de produção devido ao aumento da tensão de escoamento, aumentar a qualidade comercial, estampagem profunda, estampagem extra-profunda e taxa de produção.

A laminação a morno permite a produção de chapas a quente com propriedades tradicionalmente obtidas pela laminação a frio, o que permite a substituição de produtos laminados a frio por produtos laminados a quente. Dessa forma, a aplicação mais comum da laminação a morno é substituir a rota normal de produção. O produto final após a laminação a morno, a frio e recozimento, apresenta propriedades similares ou melhores do que o laminado a quente, frio e recozido.

Geralmente, as propriedades do aço IF variam com a temperatura de bobinamento. Uma melhoria na conformabilidade leva a uma simplificação dos processos de manufatura, contribuindo para a economia de energia de produção dos consumidores de aços. A conformabilidade das chapas é representada pelo estiramento e pela estampabilidade profunda, sendo que o alongamento e o coeficiente de anisotropia médio afetam diretamente essas propriedades.

Os aços com interstícios livres têm níveis de carbono ultra-baixos projetados para diminuir o limite de escoamento e aumentar os coeficientes de encruamento. Podem ser de dois tipos: de baixa resistência e de alta resistência. Esses aços têm mais estiramento, ou seja, alongamento que os aços macios. Alguns graus de aços IF utilizam uma combinação de elementos para fortalecimento por solução sólida,

precipitação de carbonitretos e/ou nitretos e refinamento de grãos. Outro elemento comumente adicionado para aumentar a resistência é o fósforo (endurecimento por solução sólida). O aumento nos graus de resistência do aço IF é largamente usado para aplicações estruturais (KEELER, 2009).

Esses aços são industrialmente importantes devido as suas excelentes propriedades de conformabilidade. Essa melhor conformabilidade é resultado de um baixo teor de carbono (~50 ppm) com um teor suficiente de titânio para se combinar com qualquer excedente de carbono e nitrogênio que possam estar presentes. O material resultante, então, é utilizado na indústria automobilística porque otimiza o processo de fabricação de painéis e permite que os componentes mais difíceis de serem conformados sejam mais facilmente produzidos. Consequentemente, o aço IF é um concorrente nas aplicações em que materiais como o alumínio e os plásticos são selecionados (CAUL et al., 1997).

2.1.2.3 Aços endurecíveis após pintura– *Bake hardening* (BH)

Os aços endurecíveis após pintura pertencem a uma classe de aços utilizada na indústria automotiva para compor os pára-lamas e os painéis das portas dos veículos. Essa classe de aços proporciona tanto uma boa conformabilidade antes do cozimento como uma alta resistência após o cozimento. Seu processamento segue dois objetivos principais: obter um aço de boa conformabilidade e monitorar o conteúdo de átomos de carbono no soluto a fim de otimizar a etapa de cozimento por pintura, após a conformação (BERBENNI et al., 2004).

Os aços endurecíveis após a pintura são aqueles que apresentam um aumento no limite de resistência ao escoamento como resultado de um tratamento de cozimento por pintura utilizado na formação de peças automotivas. O principal mecanismo que permite o fortalecimento adicional é a imobilização de discordâncias pela segregação de átomos intersticiais, conhecido como o clássico envelhecimento da tensão estática. Os aços BH quando na condição de “não *bake hardening*”, ou seja, sem passar pelo processo de endurecimento após pintura, apresentam baixos limites de resistência ao

escoamento e um alto grau de conformabilidade. Quando as peças são formadas a partir do aço BH e são cozidas por pintura, o material apresenta um ganho na resistência ao escoamento (JEONG, 1998).

A microestrutura desses aços endurecíveis é formada por uma base ferrítica e uma solução sólida de fortalecimento. A principal característica desses aços é a composição química e o processamento projetados para manter o carbono na solução durante a fabricação e então permitir que o carbono saia da solução durante a pintura em forno ou durante algumas semanas na temperatura ambiente. Esse aumento no limite de escoamento aumenta a resistência do aço.

Segundo Takechi (1998); Mizui et al. (1990) e Jeong et al. (1993) apud Jeong (1998), o responsável pelo envelhecimento do aço BH na temperatura ambiente é o carbono em solução. Consequentemente, um equilíbrio deve ser encontrado para obter o nível adequado de BH e propriedades antienvelhecimento à temperatura ambiente.

De acordo com os estudos de Lee et al. (1994) apud Jeong (1998), o comportamento do aço BH pode ser afetado pelas condições de sua composição química, de seu processamento, de sua quantidade, da tensão e das condições do cozimento de tinta.

O aço BH é essencialmente resultado de um processo de envelhecimento da tensão causada pela difusão do carbono, que afeta as propriedades mecânicas por meio de três mecanismos: a migração de átomos de carbono entre os possíveis conjuntos de sítios intersticiais, migração esta induzida por tensão; a segregação de carbono pelas discordâncias e a precipitação de carbonetos. Cada uma dessas redistribuições de carbono podem ocorrer durante o envelhecimento da tensão (WILSON et al., 1959 apud ZHAO, 2001).

TAKECHI, H. **Hot and cold rolled sheet steels**, TMS-AIME, Warrendale, PA, p. 118-38, 1988; MIZUI, N., OKAMOTO, A. **Int. Conf. proc. on steel in motor vehicle manufacture**, Stahl und Eisen, Wurzburg, Germany, pp. 85-94, 1990; JEONG, W. C., HAN S. H. **J. kor. inst. met. mater.** vol. 31(9), p. 1181-90, 1993. LEE, C.S., ZUIDEMA, B. K. **Proc. symp. on high strength sheet steels for the automotive industry**, Iron and Steel Society, Warrendale, PA, p. 103-10, 1994 apud JEONG, W. C. **Effect of prestrain on aging and bake hardening of cold-rolled, continuously annealed steel sheets**, Metallurgical and Materials Transactions A, Korea, V. 29A, p.463-467, fevereiro de 1998.

WILSON, D. V., RUSSELL B. **Acta. Metall.**, vol. 7, p. 628-31, 1959 apud ZHAO, J. Z., DE, A. K., COOMAN, B. C. Formation of the cottrell atmosphere during strain aging of bake-hardenable steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.32A, p. 417-423, fevereiro de 2001.

De acordo com Storozheva (2001), o efeito BH é baseado na capacidade dos átomos de carbono livres em fixar discordâncias na ferrita sob temperaturas. Isso torna possível o endurecimento das peças conformadas no processo de secagem de seus revestimentos à 150-200°C. O aço como recebido contém átomos de carbono na solução sólida de ferrita. Após o forjamento, a quantidade de discordâncias livres na ferrita aumenta significativamente e há um aumento no limite de resistência ao escoamento como resultado. O aumento adicional no limite de resistência ao escoamento é devido à fixação das discordâncias livres por átomos de carbono.

2.1.2.4 Aço de baixo carbono – *Low carbon* (LC)

Os aços carbono apresentam em sua composição, além do carbono, apenas elementos resultantes de seu processo de fabricação. Seus teores de manganês e silício são, em geral, inferiores a 1,0 e 0,4%, respectivamente, elementos estes adicionados ao aço líquido durante a fabricação para desoxidação. Quanto ao teor de carbono, esses aços podem ser divididos em: aços baixo carbono ($\%C < 0,25\%$), aços médio carbono ($0,25 < \%C < 0,50$) e aços alto carbono ($\%C > 0,50$) (MODENEZI, 2010).

O aço de baixo carbono contém aproximadamente 0,05 a 0,25% de carbono. Como sua estrutura é basicamente ferrítica com pequeno teor de perlita, tem-se um aço com elevada ductilidade e baixa dureza. É um tipo de aço que não responde aos tratamentos térmicos que visam formar a martensita. O endurecimento, então, deve ser feito por trabalho a frio. Esses aços tipicamente têm um limite de escoamento de 40.000 psi (275 MPa), resistência à tração entre 60.000 e 80.000 psi (415 e 550 MPa) e uma ductilidade de 25% EL (EL = alongação). De uma maneira geral, a resistência mecânica dos aços carbono aumenta e as suas ductilidade e soldabilidade diminuem à medida que o teor de carbono aumenta (CALLISTER, 2008).

O aço de baixo carbono é um dos tipos mais comuns de aço utilizado para propósitos gerais, em parte porque muitas vezes é menos caro do que outros tipos de aço. É um aço que contém boas propriedades

na fabricação de uma variedade de bens e é mais frequentemente produzido em laminados planos, folhas ou tiras de aço.

Quanto à extensão de sua desoxidação, os aços baixo carbono podem ser efervescentes, semi-acalmados ou acalmados. Os aços efervescentes não têm adições de desoxidantes, como o silício e o manganês, apresentando intensa reação de efervescência por causa da reação entre o carbono e o oxigênio dissolvidos no metal líquido com formação de monóxido de carbono durante a sua solidificação. Apresentam uma fina camada externa de ferro quase puro e uma região central com elevada segregação de carbono, enxofre e fósforo. Os aços efervescentes não são adequados para lingotamento contínuo. Como, atualmente, esta é a forma normalmente usada de lingotamento, este tipo de aço teve a sua produção extremamente reduzida. Os aços acalmados recebem adições suficientes de desoxidantes para inibir a reação de efervescência (MODENEZI, 2010).

Os aços carbono-manganês são basicamente aços baixo carbono com um maior teor de manganês, que é adicionado para aumentar a resistência mecânica sem, contudo, prejudicar a sua tenacidade. O teor máximo deste elemento é cerca de 1,6%, pois, com maiores teores, ilhas de martensita podem ser formadas após a laminação a quente. Alumínio pode ser adicionado (0,01 a 0,02%) para obtenção de uma granulação mais fina e, portanto, uma melhor tenacidade. Quando temperados e revenidos, estes aços podem apresentar elevada resistência mecânica, de até 640 MPa, quando comparados com os aços baixo carbono (até 400 MPa). Em geral, tanto os aços carbono quanto os aços carbono-manganês são utilizados em estruturas soldadas no estado após laminação a quente (LANCASTER, 1980 apud MODENEZI, 2010).

Os aços carbono e carbono-manganês são cobertos pelos grupos 10XX (<1,0%Mn), 11XX (aços ressulfurados), 12XX (aços ressulfurados e refosforados) e 15XX (1,0 a 1,65% Mn) da AISI e SAE. A ASTM classifica estes aços com base em sua composição química e propriedades mecânicas. Exemplos de classes da ASTM

são: A36, A529 e A573 (aços estruturais), A285, A442 e A516 (aços para vasos de pressão) e A53 (aços para tubos) (MODENEZI, 2010).

Itens feitos a partir de aço de baixo carbono competem com produtos que podem ser fabricados com aço inoxidável e metais de liga de alumínio. O aço de baixo carbono pode ser utilizado para a fabricação de uma ampla gama de produtos manufaturados, como eletrodomésticos, na indústria naval como perfis estruturais, como arames, como latas de folha de flandres, como tubos para a construção civil e como chapas automobilísticas. Uma vez que tem uma baixa quantidade de carbono na mesma, esse aço é tipicamente mais maleável do que outros tipos de aços. Como resultado, pode ser finamente laminado em produtos como os painéis de automóveis (CALLISTER, 2008).

Os aços de baixo carbono oxidam-se facilmente e suas propriedades deterioram-se a baixas e altas temperaturas. Essa classe de aços está sendo substituída por aços de alta resistência – AHSS, para melhor atender as novas exigências da indústria automobilística (SHI, 2005).

2.2 *Springback*

Segundo Ramezani et al. (2010), *springback* (efeito mola ou recuperação elástica) é uma alteração indesejável de forma parcial que ocorre em chapas de aço em consequência da remoção de restrições após a conformação.

Durante décadas, a maior preocupação na conformação de folhas de metal era durante a fase de retirada das restrições. Esses problemas de conformação ocorrem em função da deformação plástica e geralmente são resolvidos pela manutenção dos níveis de deformação abaixo das deformações críticas. Essas deformações críticas foram ditadas por vários limites de conformação, os quais incluem diagramas de limite de conformação, testes de alongamento em cantos cisalhados e em exigências de serviços estruturais.

Atualmente, a principal ênfase tem sido a precisão e a uniformidade nas dimensões dos produtos. Esses problemas dimensionais ocorrem em função das

tensões elásticas criadas durante a conformação da peça e do alívio dessas tensões ou da falta delas, durante a descarga na peça após cada operação de conformação. Esses problemas dimensionais ou *springback* são criados em todas as peças. Entretanto, sua magnitude geralmente aumenta conforme se eleva a resistência do aço. Muitas empresas têm enfrentado o *springback* com seus próprios procedimentos de compensação, desenvolvidos durante anos de produção, de ensaios e de erros em várias peças.

A introdução dos AHSS cria mudanças adicionais. Primeiramente, muitos painéis que desenvolvem alto fluxo de tensões são a combinação do limite de escoamento e encruamento durante a deformação. Isso cria tensões elásticas mais altas nas peças.

Em segundo lugar, a aplicação dos AHSS para redução do peso também exige a aplicação de folhas mais finas de metal, as quais são menos capazes de manter a forma da peça. Em terceiro lugar, muito pouca ou nenhuma experiência prévia tinha sido gerada na maioria das empresas relativamente aos procedimentos de compensação de *springback* para AHSS (KEELER, 2009)

Quando a folha de metal é deformada plasticamente em uma peça, a forma dessa peça sempre se desvia um pouco da forma do punção e do molde após a remoção da ferramenta. Esse desvio dimensional da peça é mostrado como *springback*. O *springback* é causado pela recuperação elástica da peça, que pode ser ilustrada simplesmente na curva de tensão-deformação mostrada na Figura 2.

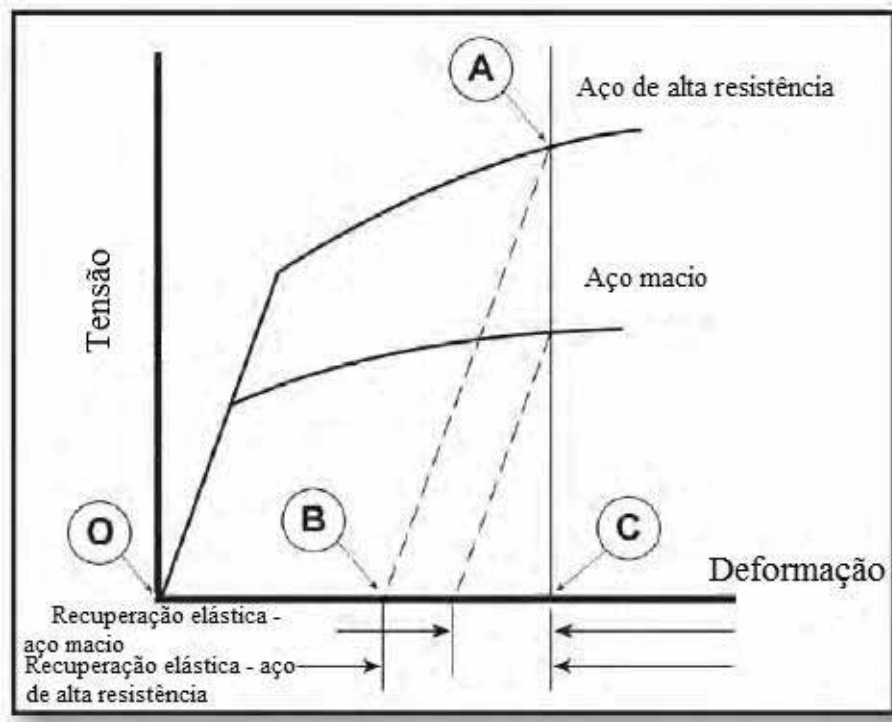


Figura 2. Esquema mostrando que a magnitude do *springback* é proporcional à tensão. (KEELER, 2009).

A descarga (pela remoção de todas as forças e momentos externos) a partir do nível de deformação plástica A seguiria a linha AB para B, onde OB é a deformação plástica permanente e BC é a recuperação elástica da deformação. Embora essa recuperação da deformação elástica em um determinado local seja muito pequena, isso pode causar uma significativa mudança na forma devido ao seu efeito mecânico multiplicador em outras localidades quando a deformação por dobramento e/ou superfícies curvadas estão envolvidas.

A magnitude do *springback* é governada pelas ferramentas e componentes geométricos. Quando a geometria da peça impede a completa descarga das tensões elásticas, as tensões elásticas remanescentes na peça são chamadas de tensões residuais. A peça, em seguida, irá assumir qualquer forma possível para minimizar o restante das tensões residuais. Se todas as tensões elásticas não puderem ser aliviadas, então é criado um padrão de tensão residual distribuído uniformemente ao longo da folha, e através da espessura é eliminada a fonte de efeitos mecânicos multiplicadores, levando a reduzir os problemas de *springback*.

Como um importante método de fabricação, o dobramento tem sido amplamente utilizado nas indústrias para a produção de peças estampadas, como canais, chaves e outras partes estruturais. A compreensão e o desenvolvimento da mecânica do dobramento são destinados a atingir dois tipos de informações. O primeiro é prever o *springback* para projetos do molde e compensações, a fim de obter uma alta precisão na dimensão das peças de dobramento. O segundo é determinar o limite do raio de dobramento para uma dada espessura de chapa e propriedades do material. Tais informações são muito importantes para a produção industrial.

Uma vez que todos os materiais possuem módulos de elasticidade limitados, quando uma carga atuante sobre um material causando deformação plástica é aliviada, esse material é seguido por vários aperfeiçoamentos elásticos. No processo de dobra, os limites de elasticidade dos materiais são ultrapassados, mas a limitação no escoamento destes materiais não pode ser ultrapassada. Portanto, o material ainda mantém uma porção da sua flexibilidade original de seu perfil: quando a carga é liberada, a parte do material em contato com forças de compressão tenta aumentar, enquanto as áreas do material em contato com forças de tração tenta encolher. Como resultado, o material tenta realizar *springback* e o material dobrado por flexão tenta ligeiramente abrir. Essa natureza do material é definida como *springback*.

De acordo com Zhang et al. (2007), *springback* é causado pela redistribuição das tensões na chapa do material após a remoção da ferramenta. Uma previsão precisa do retorno elástico da chapa ou *springback* é muito importante no projeto do molde.

Segundo Kalpakjameicaian et al. (1995) apud Tekaslan et al. (2006), o *springback* varia de acordo com:

- espessura do material;
- parâmetros do material e de seus processos (temperatura, etc);
- tipo do material (módulo de elasticidade;
- tensão limite de escoamento;
- endurecimento por deformação, etc.);

KALPAKJAMEICAIAN S, Wesley A. **Manufacturing engineering and technology**. USA: Public Company; 1995 apud

TEKASLAN, O., SEKER, U., OZDEMIR, A. **Determining springback amount of steel sheet metal has 0.5 mm thickness in bending dies**. Materials & Design, Ankara, v.27, p.251-258, 2006.

- período de permanência do punção de carga sobre o material;
- dimensões do molde;
- força aplicada.

O *springback* também varia com:

- a relação raio/espessura: se essa relação for grande, o *springback* aumenta conformemente,- aumentar a abertura do molde resulta em maior *springback*;
- o *springback* varia proporcionalmente com o raio de flexão;
- conforme o raio de flexão aumenta, o *springback* aumenta também.

Ainda de acordo com Kalpakjameicaian et al. (1995) apud Tekaslan et al. (2006), a fim de fazer uma flexão até o ângulo desejado, as grandes quantidades de *springback* devem ser evitadas. A seguir estão os métodos que têm sido amplamente empregados para evitar *springback*:

- o ângulo de flexão é aumentado dependendo do *springback*;
- a área de dobra é achatada de forma a não recuar;
- o material é esticado e posteriormente flexionado;
- o período durante a aplicação das cargas sobre o material é aumentado.

Uma das ferramentas utilizadas em projetos e a avaliação de processos de conformação é a simulação computacional por meio de Métodos de Elementos Finitos (MEF). Foram encontrados na literatura inúmeros trabalhos que utilizam softwares para simulação de *springback* utilizando elementos finitos assim como simulação através de modelos analíticos. Sua utilização para prever o comportamento de retorno elástico em aços convencionais é eficiente, mas quando utilizada para o mesmo propósito em AHSS, não tem a mesma eficiência.

Nos AHSS, durante a deformação plástica, vários fenômenos não lineares resultantes de alterações microestruturais não são bem descritos por aproximações e equações constitutivas convencionais, sendo que um dos principais causadores da não linearidade do comportamento desses aços é o próprio fenômeno da variação do módulo de elasticidade durante o descarregamento (PLACIDI et al. 2008).

Como exemplo, tem-se o trabalho de Gan et al. (2006) em que se utiliza o software de simulação com elementos finitos *Interlaken 90 deg bend tester* para

previsão do ângulo de *springback* e o trabalho de Zhang et al. (2007) no qual a previsão do ângulo de *springback* se faz utilizando um modelo analítico baseado no critério de escoamento de Hill (HILL, 1950 apud ZHANG et al., 2007).

Apesar da praticidade de análise, há uma dificuldade de obter uma alta precisão dos resultados utilizando-se tais métodos de elementos finitos e de modelos analíticos. Existem vários trabalhos comparando os resultados obtidos para o comportamento de *springback* através desses métodos anteriormente citados com os resultados de *springback* observados em laboratório. No trabalho de Gan et al. (2006), foi constatado que os resultados obtidos com a utilização do método de elementos finitos (MEF) estavam em total desacordo com os resultados observados em laboratório. Os autores concluíram posteriormente que somente ao se incluir na análise de elementos finitos o efeito “TTE”, ou seja, efeito através da espessura nos cálculos, então os resultados pelo método de elementos finitos se aproximavam dos resultados observados em laboratório. Verifica-se, então, que há uma necessidade de ajuste do método de elementos finitos ao tipo de material que se está estudando.

Esses fatores fazem com que a ferramenta MEF não seja a mais adequada para prever o fenômeno de *springback*, sendo então necessário projetos mecânicos em laboratório. Diante dessa dificuldade, conclui-se que a obtenção de resultados mais precisos do comportamento de *springback* só podem ser obtidos mediante ensaios de conformação do material no laboratório seguidos de cálculo geométrico.

Sua utilização para prever o comportamento de retorno elástico em aços convencionais é eficiente, mas quando utilizada para o mesmo propósito em AHSS, não tem a mesma eficiência. Nos AHSS, durante a deformação plástica, vários fenômenos não lineares resultantes de alterações microestruturais não são bem descritos por aproximações e equações constitutivas convencionais, sendo que um dos principais causadores da não linearidade do comportamento desses aços é o próprio fenômeno da variação do módulo de elasticidade durante o descarregamento (PLACIDI et al. 2008). Esses fatores fazem com que a ferramenta MEF não seja a

Hill, R. **The Mathematical Theory of Plasticity**. Oxford, London, 1950 apud
ZHANG, D. J., CUI, Z. S., CHEN, Z. Y., RUAN, X. Y. **An analytical model for predicting sheet springback after V-bending**. Journal of Zhejiang University SCIENCE A, Shanghai, v.8(2), p.237-244, 2007.

mais adequada para prever o fenômeno de *springback*, sendo então necessário projetos mecânicos em laboratório.

No estudo de Yanajimoto et al. (2007) foi aplicada a conformação do tipo V-bending test em chapas de aço de alta resistência endurecível por precipitação. Nesse tipo de conformação, as chapas são conformadas a 90°. Tais chapas foram submetidas a diferentes temperaturas durante a conformação mecânica. Verificou-se que a temperatura afeta o grau do efeito *springback*. O comportamento do efeito *springback* das chapas submetidas a temperaturas abaixo de 477°C foi semelhante ao comportamento das mesmas chapas quando em temperatura ambiente. Já as chapas submetidas a temperaturas superiores a 477°C apresentaram uma diminuição de dois graus no *springback*.

De acordo com o estudo anterior do mesmo autor Yanajimoto et al. (2005), em temperaturas superiores a 477°C, ocorre uma recuperação e recristalização parcial da ferrita formada no corpo de prova. Assim, essa redução de dureza durante a deformação faz com que o processo de conformação ocorra mais facilmente em temperaturas superiores a 750 K, resultando num menor efeito *springback*.

2.2.1 Razão de aspecto

No que diz respeito à microestrutura dos aços, segundo Callister (2008), uma deformação plástica bruta de uma amostra policristalina pode causar a distorção dos grãos individuais por meio de escorregamento. Durante a deformação, a integridade mecânica e a coerência são mantidas ao longo dos contornos de grãos sendo que eles não se espedaçam e não se abrem. Mas, dessa maneira, cada grão é estrangulado, num certo grau, adquirindo uma nova forma em que ele pode assumir por seus grãos vizinhos. Antes da deformação, os grãos têm aproximadamente a mesma dimensão em todas as direções e, após a deformação, os grãos se tornam alongados ao longo da direção na qual a amostra foi estendida.

A medida que pode fornecer dados sobre essa distorção dos grãos é a razão de aspecto. A razão de aspecto é uma medida calculada a partir da divisão entre a maior e

a menor dimensão de uma imagem, ou seja, de um grão. Essa medida é útil para mostrar uma possível distorção da forma dos grãos ao longo de um plano cristalográfico.

A variação na razão de aspecto está relacionada com a taxa de alongamento do material, que é a medida da ductilidade de um material, determinada através do teste de tração. A razão de aspecto varia de acordo com a movimentação dos contornos de grãos, os quais se movimentam em maior ou menor intensidade de acordo com o nível de absorção de energia. Em aços mais resistentes, devido ao refinamento de grãos, a área do contorno de grãos é maior, aumentando a área de contato durante o carregamento absorvendo uma maior quantidade de energia. A razão de aspecto também varia de acordo com a quantidade de átomos intersticiais presentes na solução sólida do aço, visto que em aços mais resistentes, a maior quantidade de átomos intersticiais dificulta o movimento das discordâncias, resultando num menor alongamento. Sendo que a área do contorno de grão e a presença de átomos intersticiais estão relacionados com a tenacidade, que é a combinação dos valores de resistência e ductilidade do material (CALLISTER, 2008).

Um maior alongamento indica uma maior ductilidade. Para uma dada barra de metal, o alongamento é o resultado cumulativo do estiramento de todos os elementos do material através do volume da barra, e tal resultado pode ser chamado de alongamento por unidade de comprimento ou deformação (ϵ), obtido pela divisão da quantidade de alongamento do material quando carregado em tração pelo seu comprimento total (HIBBELER, 2009).

2.2.2 Tipos de *springback*

As maneiras de *springback* geralmente encontradas em canais e em componentes estruturais são três: angular change, sidewall curl and twist.

2.2.2.1 Alteração angular (*Angular change*)

Alteração angular é o ângulo criado quando o plano da aresta dobrada da peça se desvia do plano da ferramenta. O ângulo de *springback* é medido fora do raio do punção (Figura 3). Se não houver curvatura lateral, o ângulo será constante até a parede do canal.

A mudança de seção angular/transversal é causada pela diferença de tensões na direção da espessura da chapa, quando uma chapa de metal se dobra ao longo de um raio do molde. Essa diferença de tensões na direção da espessura da chapa cria um momento de flexão no raio de curvatura após os moldes serem liberados, o que resulta na mudança angular. A chave para eliminar ou minimizar a variação angular é eliminar ou minimizar esse momento de flexão.

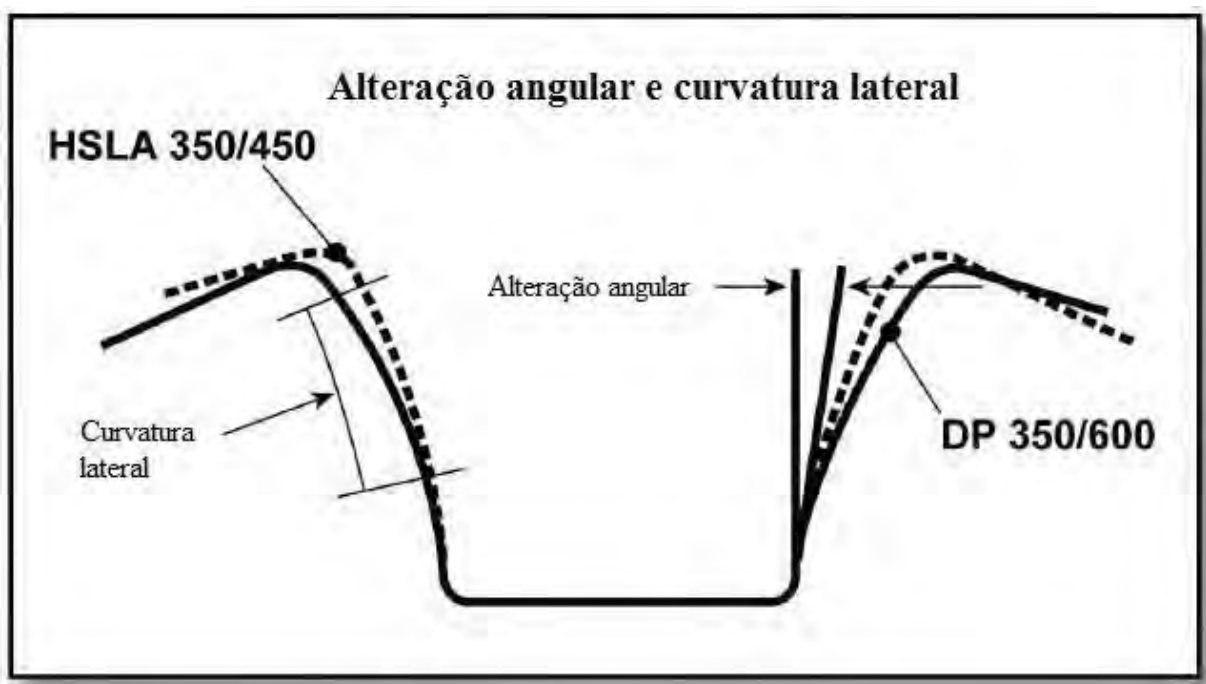


Figura 3. Esquema mostrando a diferença entre alteração angular e curvatura lateral (KEELER, 2009).

2.2.2.2 Curvatura lateral (*Sidewall curl*)

Curvatura lateral é a curvatura criada na parede lateral de um canal (Figuras 4 e 5). Essa curvatura ocorre quando uma folha de metal é desenhada sobre um dado raio do molde ou do punção ou através de uma ferramenta de conformação (*draw bead*). A principal causa é a distribuição desigual da tensão ou a passagem de um gradiente de tensão através da espessura da chapa. Essa tensão é gerada durante o processo de flexão e de deflexão sob pressão.

Durante a sequência de flexão e de deflexão, as histórias de deformação para ambos os lados da folha não são idênticas. Isso geralmente se manifesta pela queima das flanges, que é uma área importante para unir a outras peças. A curvatura lateral resultante pode causar dificuldades de montagem em trilhos ou em seções canalizadas que exigem estreita tolerância de conjugação das faces durante a montagem. No pior dos casos, a lacuna resultante da curvatura lateral pode ser tão grande que a soldagem não é possível.

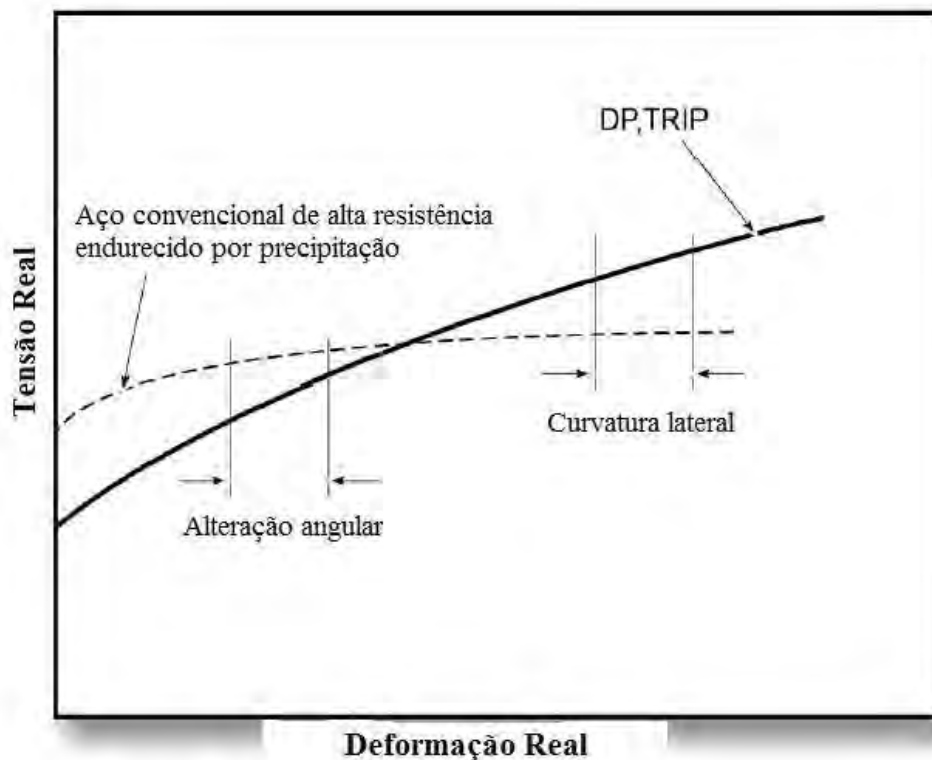


Figura 4. Descrição esquemática da influência das propriedades de endurecimento no efeito *springback* (KEELER, 2009).

A Figura 5 mostra em detalhes o que ocorre quando a folha de metal é desenhada sobre o raio do molde (um processo de flexão e de deflexão). A deformação no lado A varia de acordo com a tensão (A_1) durante a flexão por compressão e (A_2) durante a deflexão. Em contraste, a deformação no lado B varia de acordo com a compressão. (B_1) para tensão e (B_2) durante a flexão e deflexão. Como a folha entra pela lateral, o lado A é tracionado e o lado B é comprimido, embora ambos os lados possam ter as mesmas quantidades de deformação. Uma vez que o punção é removido da cavidade do molde durante a descarga, o lado A tende a se contrair e o lado B tende a se alongar devido a recuperação elástica causando uma ondulação na parede lateral.

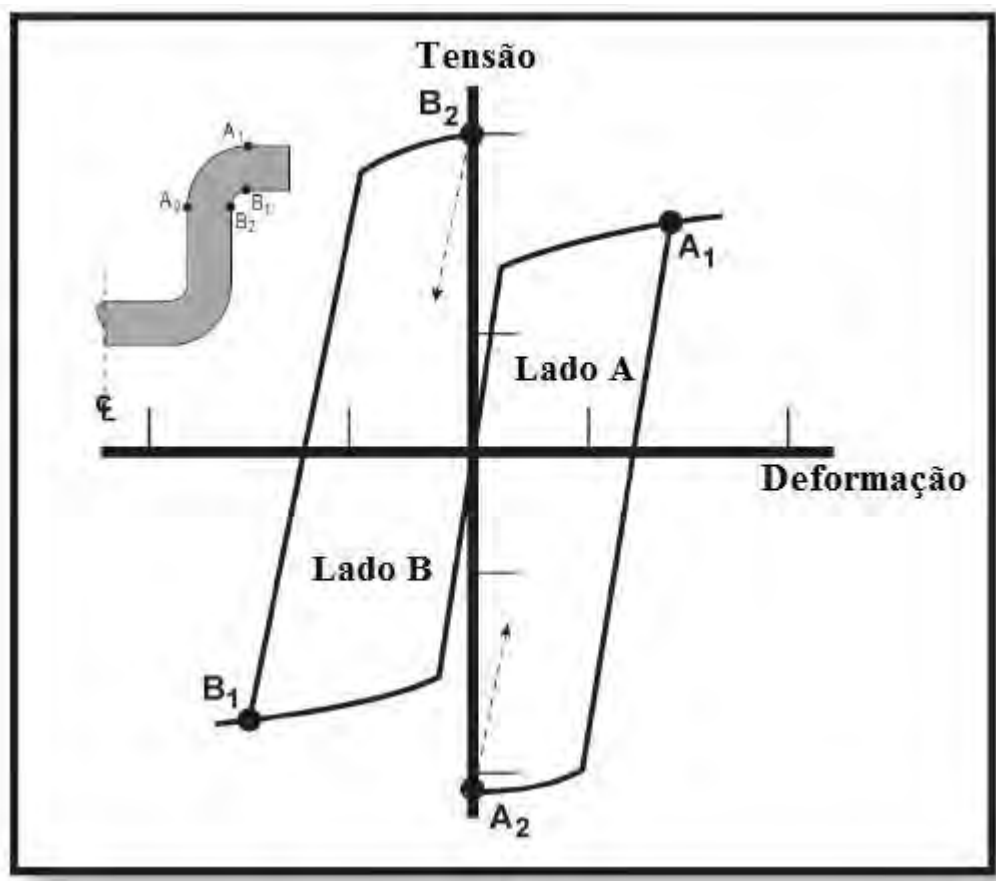


Figura 5. Origem e mecanismo de curvatura lateral (KEELER, 2009).

A diferença entre a recuperação elástica do lado A e do lado B é a principal fonte de variação na curvatura lateral ao longo da parede. Quanto maior a resistência do metal deformado, maior a magnitude e a diferença na recuperação elástica entre os

lados A e B, e há um aumento na curvatura lateral. A resistência do metal deformado não depende apenas do limite de escoamento do material como recebido, mas também da capacidade de encruamento do material. Essa é uma das principais diferenças entre os aços convencionais de alta resistência - HSS (*high strength steels*) e os AHSS. Claramente, a regra para minimizar a curvatura lateral é minimizar o gradiente de tensão através da espessura da folha de metal.

A diferença no endurecimento por deformação a frio entre os convencionais HSS e os AHSS explica como a relação entre as alterações angulares e a curvatura lateral pode alterar o comportamento da peça. A Figura 4 mostra o cruzamento de tensões reais – as curvas de tensão real quando dois aços estão especificados como tendo resistência à tração iguais. O AHSS tem menor limite de escoamento quando comparado ao HSS para resistência à tração iguais. Nos níveis mais baixos de deformação, normalmente encontra-se alteração angular no raio do punção, o AHSS tem o nível mais baixo de tensão e portanto, menos *springback*.

A curvatura lateral é um evento de maior deformação devido à flexão e deflexão do aço sobre o raio do molde e sobre a ferramenta de conformação. Para as duas curvas de tensão-deformação mostradas na Figura 4, o AHSS está em um nível mais elevado de tensão com o aumento das tensões elásticas e apresenta uma maior curvatura lateral para um mesmo nível de tensão em cada uma das linhas, as quais representam os raios dos moldes, 4 mm e 10 mm respectivamente. Portanto, a curvatura lateral é maior para o AHSS (Figura 6).

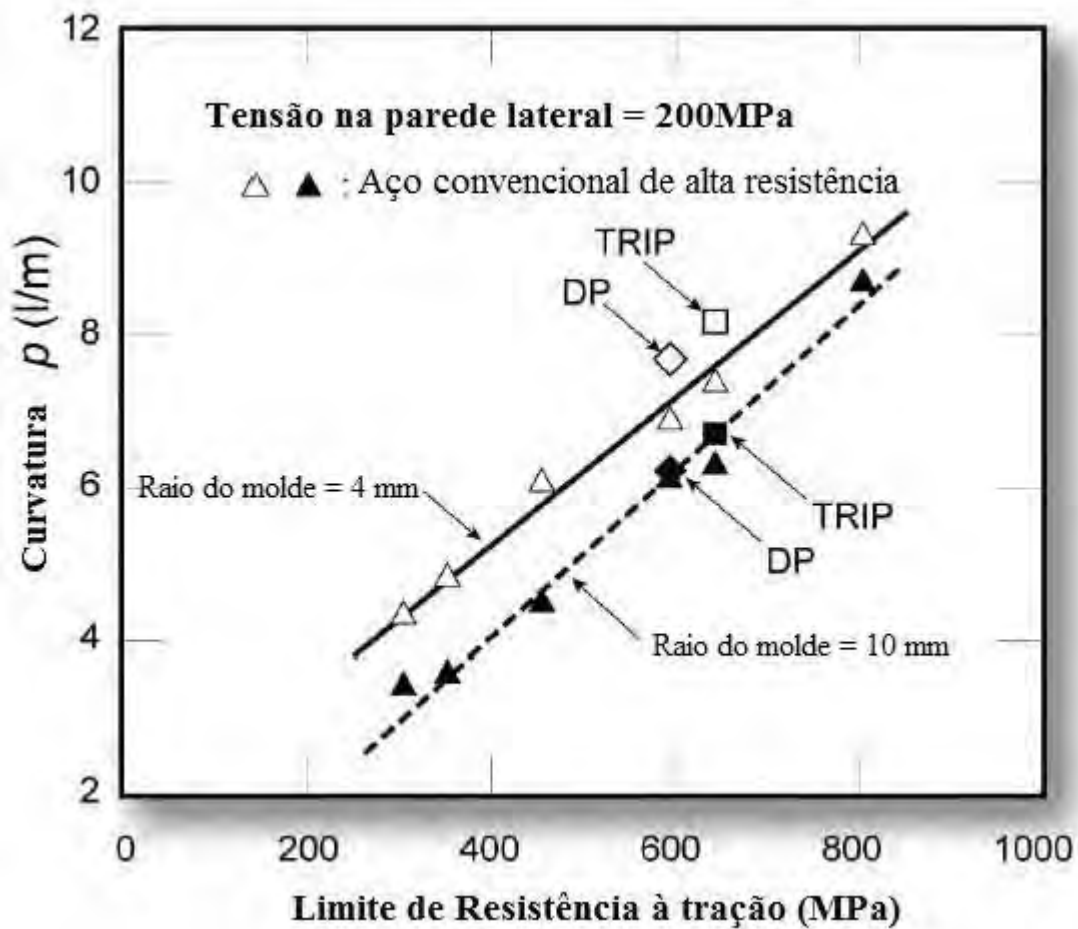


Figura 6. O aço AHSS apresentou maior curvatura lateral para as mesmas tensões aplicadas nas chapas em cada um dos moldes, com raio de 4 mm e com raio de 10 mm (KEELER, 2009).

Assumindo que a comparação é feita entre um HSS convencional e um AHSS especificado com o limite de escoamento, a Figura 4 mostraria então que a curva de tensão-deformação para o AHSS é sempre maior (e às vezes substancialmente maior) do que a curva para a HSS. Nesse caso, o AHSS terá maior *springback* tanto para alteração angular como para curvatura lateral comparado com o HSS.

Esses fenômenos são dependentes de muitos fatores, como a geometria da peça, o desenho das ferramentas, os parâmetros de processamento e as propriedades do material, e em alguns casos, eles não aparecem. Entretanto, a alta taxa de encruamento do AHSS causa maiores aumentos na resistência do aço deformado para a mesma quantidade de deformação. Portanto, algumas diferenças na construção das

ferramentas, molde e pressão de deflexão, localização dos pinos de pressão, e outras variáveis na peça podem causar variação nas quantidades de *springback*, mesmo para um controle completamente simétrico das peças.

2.2.2.3 Deslocamento de torção (*Twist*)

O deslocamento de torção é definido como duas seções transversais rotacionando diferentemente ao longo de seu eixo. Este tipo de *springback* é causado por momentos de torção na seção transversal da peça. O deslocamento de torção ocorre por causa do *springback* desequilibrado e tensões residuais agindo na peça para criar uma força de acoplamento, que tende a rotacionar uma extremidade da peça em relação a outra. Como mostrado na Figura 7, o momento de torção pode vir do plano de tensões residuais da flange, da parede lateral, ou de ambos.

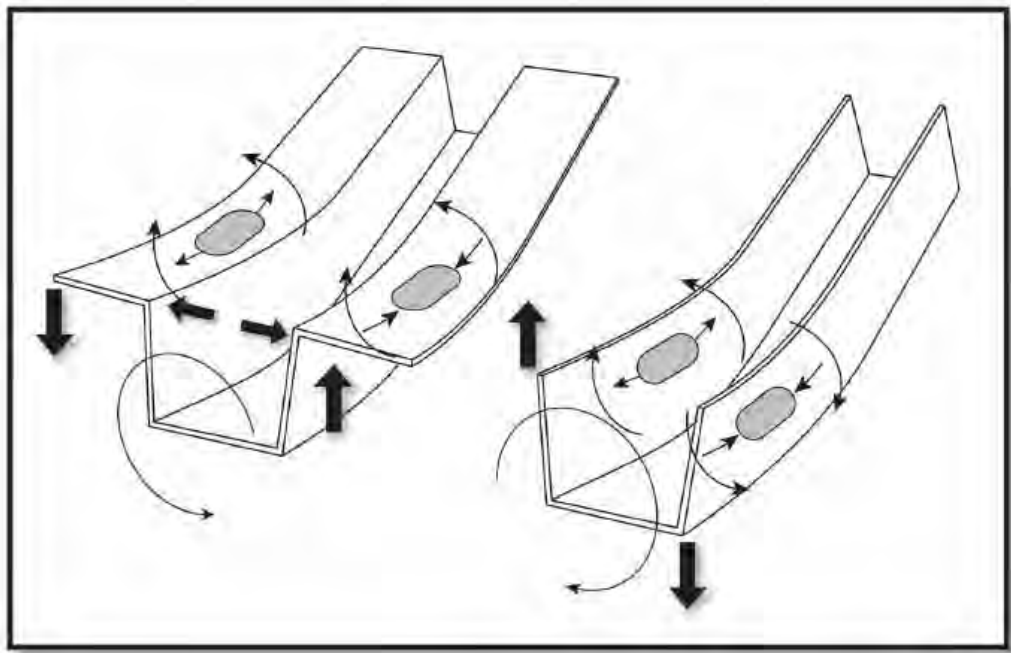


Figura 7. Momento de torção criado por flange ou por tensões residuais na parede lateral da peça (KEELER, 2009).

A magnitude real do deslocamento de torção em uma peça é determinada pela relação entre as tensões desequilibradas na peça e a rigidez da peça na direção do deslocamento de torção. Baixos valores de rigidez torsional em peças longas e finas são a razão de peças com proporção elevada de altas tendências significativas de deslocamento de torção. Também há um efeito de alavanca, em que a mesma quantidade de deslocamento de torção irá resultar em um maior deslocamento em uma peça longa do que seria o caso de uma peça mais curta com um ângulo de torção semelhante.

A tendência de ocorrer o deslocamento de torção nas peças pode ser superada através da redução do desequilíbrio das tensões residuais, as quais criam a força de acoplamento que induzem o movimento de torção. Forças em desequilíbrio têm ocorrência mais provável em peças assimétricas, peças com flanges laterais largas ou altas e em partes com mudanças bruscas na seção transversal. Peças com comprimentos de flange desiguais ou recortes assimétricos serão susceptíveis à torção devido às forças desequilibradas de *springback* geradas por esses recursos assimétricos.

Mesmo em peças geometricamente simétricas, as forças de desequilíbrio podem ser geradas se os gradientes de tensão nas peças não são simétricos. Algumas causas comuns de tensões assimétricas em peças simétricas são também um posicionamento inadequado da peça, lubrificação irregular, o polimento irregular do molde, pressão irregular do fixador da chapa, prensas desalinhadas, ou ferramentas de conformação quebradas ou desgastadas. Estes problemas resultam em material com desenho irregular com maiores tensões e maior recuperação elástica, gerando uma força de acoplamento e induzindo ao deslocamento de torção.

O deslocamento de torção pode também ser controlado através da maximização da rigidez de torção da peça - por adição de reforços geométricos ou através do novo projeto ou combinação de peças para evitar seções longas e finas, que terão rigidez de torção limitadas.

2.3 Tipos de Ensaios de Conformação

O dobramento é um processo de fabricação pelo qual o metal pode ser deformado por deformação plástica do material e mudar a sua forma (DIEGEL, 2002). O material é tensionado além de seu limite de escoamento, mas abaixo de seu limite de resistência à tração. Isso provoca uma pequena mudança na área superficial do material. O dobramento geralmente se refere à deformação de apenas uma linha central.

O dobramento é um processo flexível visto que uma variedade de diferentes formas podem ser produzidas através do uso de moldes padrões ou travas de conformação. O dobramento é feito utilizando-se prensas de conformação. Tais prensas normalmente têm uma capacidade de acomodar 20 à 200 toneladas de estoque de 1 a 4,5 m.

2.3.1 Conformação ao ar (*Air bending*)

A conformação ao ar é um processo de conformação em que o punção toca na parte do metal a ser trabalhada e esta não atinge a cavidade mais baixa. Quando o punção é liberado, a parte trabalhada do metal sofre um pequeno *springback* e finaliza tendo uma menor curvatura do que aquela mediante a ação do punção.

A quantidade de *springback* depende do material, espessura, granulação e temperatura. O *springback* irá normalmente atingir uma escala de cinco a dez graus. O mesmo ângulo é utilizado tanto para o punção quanto para o molde a fim de minimizar o tempo de instalação. O raio interno de curvatura é o mesmo raio no punção.

Na conformação ao ar não é necessário mudar nenhum equipamento ou moldes para se obter diferentes ângulos de dobramento porque os ângulos das curvaturas são determinados pelo curso do punção. As tensões necessárias para conformar as partes são relativamente pequenas, mas uma boa precisão no controle do curso do punção é necessária para obter o ângulo de dobramento desejado.

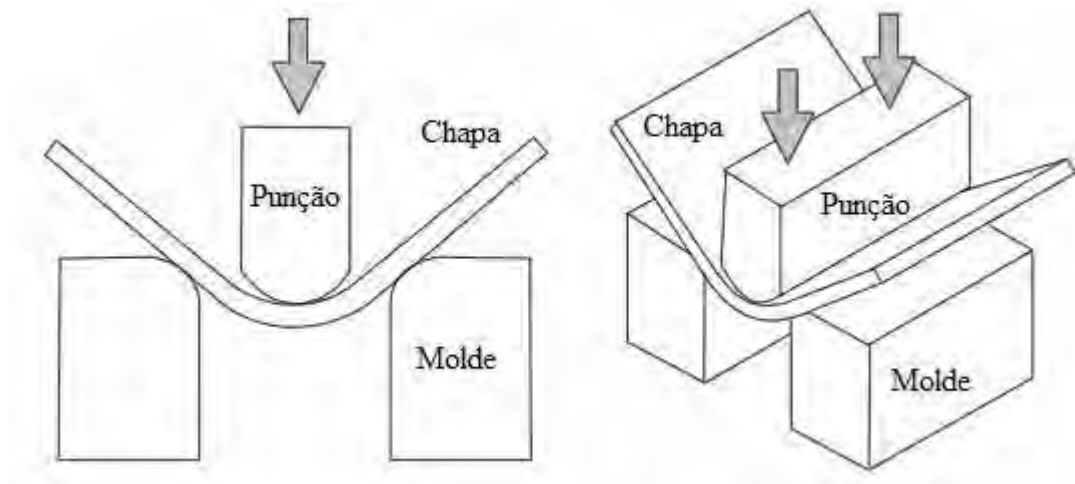


Figura 8. Modelo de conformação ao ar (DIEGEL, 2002).

2.3.2 Conformação sob molde (*Bottoming*)

A conformação sob molde é um processo de conformação onde o punção e a parte do metal a ser trabalhada atingem a parte inferior do molde. Esse processo é feito para controlar um ângulo com *springback* muito pequeno. A tonelagem exigida neste tipo de prensa é maior que na conformação ao ar. O raio interno da parte de metal trabalhada deve ser no mínimo 1 mm por espessura do material.

Neste tipo processo, o *springback* é reduzido ajustando-se a posição final do punção tal que o afastamento entre o punção e a superfície do molde seja menor que a espessura da chapa de metal. Como resultado, o material escoá ligeiramente e reduz o *springback*. Este processo de conformação exige consideravelmente maior tensão, cerca de 50 a 60% mais que na conformação ao ar.

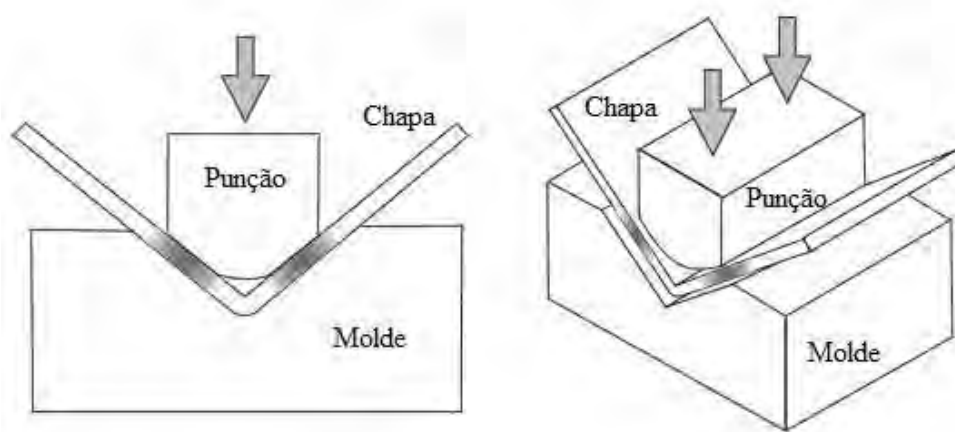


Figura 9. Modelo de conformação sob molde (DIEGEL, 2002).

2.3.3 Conformação sob molde vazado (*Coining*)

A conformação sob molde vazado é um processo de conformação no qual o punção e a parte do metal a ser trabalhada atingem a parte inferior do molde e uma tensão de compressão é aplicada na região de dobramento para aumentar a quantidade de deformação plástica. Esse processo reduz a quantidade de *springback*. O raio interno da parte do metal a ser trabalhada deve ser 75% da espessura do material.

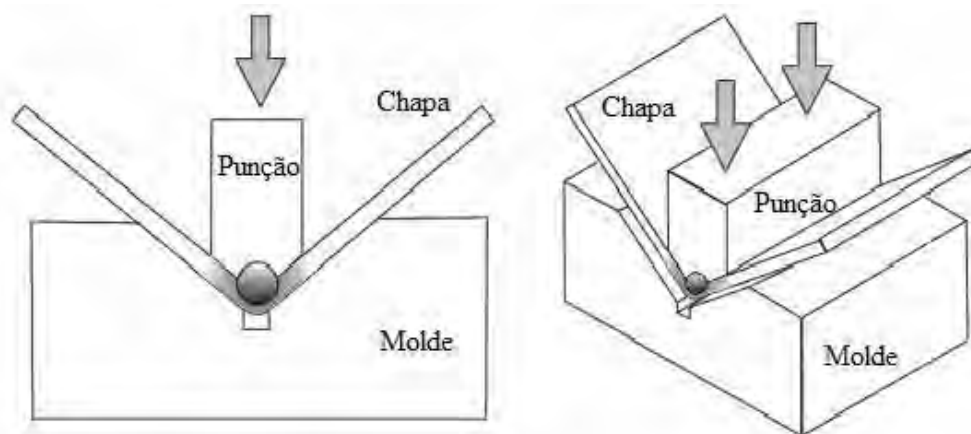


Figura 10. Modelo de conformação sob molde vazado (DIEGEL, 2002).

2.3.4 Conformação em “V” (*V-bending*)

É um tipo de ensaio no qual o corpo de prova será submetido a um punção em formato de V, sendo que o molde possui um ângulo em V de 90°. É um ensaio que apresenta a vantagem de não se utilizar porta-stampa (fixadores). Devem ser coletadas tanto logo após a deformação como após o *springback*, as medidas dos ângulos externos ao corpo de prova tendo como referencial o eixo $y = 0$, as medidas do raio interno formado pela curvatura e as medidas de espessura do corpo de prova.

Na conformação em “V”, o afastamento entre o punção e o molde é constante (igual a espessura da folha de metal). É um processo largamente utilizado. A espessura da folha varia de 0,5 a 25 mm aproximadamente.

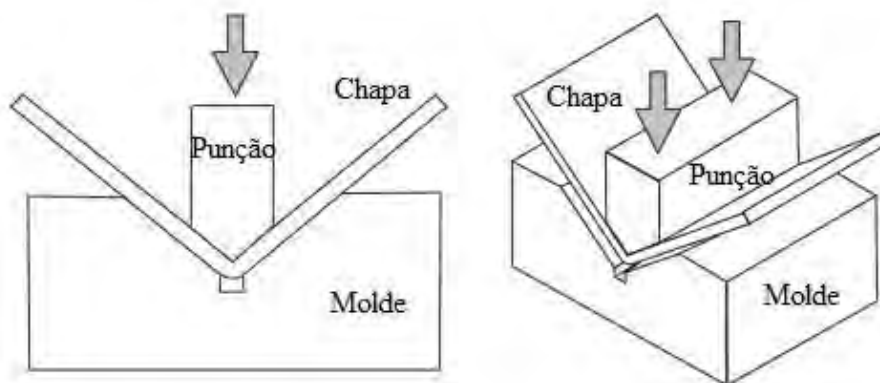


Figura 11. Modelo de conformação em “V” (DIEGEL, 2002).

De acordo com Imai et al. (2008), vários sistemas de conformação em “V” foram propostos por muitos pesquisadores. Entretanto, poucas soluções são aplicadas atualmente nas operações industriais, porque isso dificultaria encontrar o tempo de contato eficiente e a precisão permitida ao mesmo tempo.

Na prensa de conformação, o ângulo final de dobramento é determinado pela adição de dois ângulos: o ângulo da braçadeira e o ângulo de *springback*. O primeiro é o ângulo da placa na posição mais baixa do punção e o segundo é o ângulo da recuperação elástica da placa durante a fase de liberação. Portanto, um controle e uma

previsão exata do ângulo da braçadeira e do ângulo de *springback* são necessários para uma conformação em “V” precisa. Existem dois métodos para a previsão de *springback*. Um dos métodos consiste em calcular o *springback* baseado no gráfico do curso de carga (IMAI et al., 2008). O outro método consiste em medir o *springback* através de uma fase pré-descarga, imediatamente antes que o punção alcance sua posição final.

De acordo com Imai et al. (2008), o ângulo de *springback* ($\Delta\theta$) é definido como mostrado na Figura 10, de acordo com a seguinte equação:

$$\Delta\theta = (\text{ângulo de dobramento após o } \textit{springback}: \theta_s) - (\text{ângulo da braçadeira: } \theta_c)$$

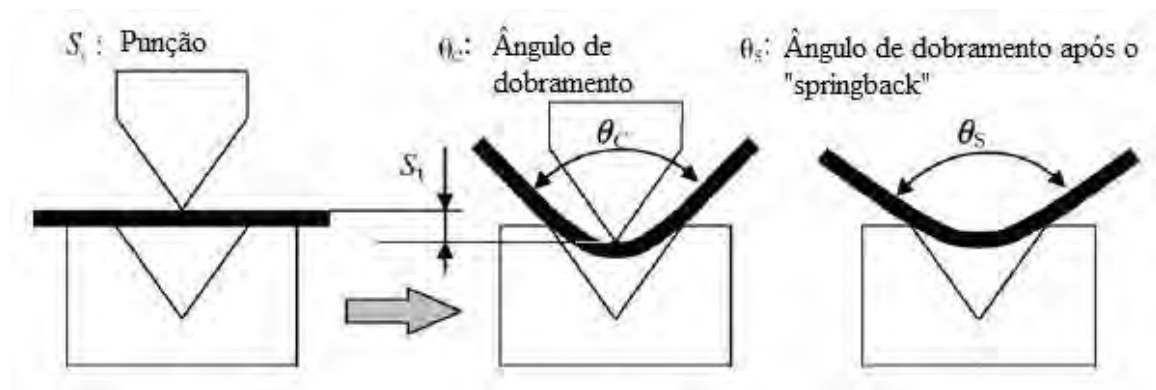


Figura 12. Relação entre o ângulo de dobramento θ_c e o ângulo de dobramento após o *springback* θ_s . (IMAI et al., 2008).

Segundo Tekaslan et al. (2006), a fim de realizar uma flexão no ângulo desejado, aumenta-se o ângulo de dobramento que causará o efeito *springback*. Isto também é chamado o excesso de flexão. O excesso de curvatura significativamente diminui o *springback*. Isso pode ser conseguido com conformação ao ar ajustando-se o *design* do punção. Processos de conformação ao ar realizados com moldes de dobramento do tipo conformação em “V”, pelo método do excesso de flexão foram executados a fim de evitar o *springback*.

2.3.5 Conformação com molde em “U” (*U Die Bending*)

A conformação com molde em “U” é utilizada quando dois eixos de dobramento paralelos são produzidos na mesma operação. Um bloco de apoio é usado para forçar a folha de metal ficar em contato com a superfície inferior do punção. Esse processo exige 30% da tensão de dobramento para o bloco de apoio poder pressionar a folha de metal em contato com o punção.

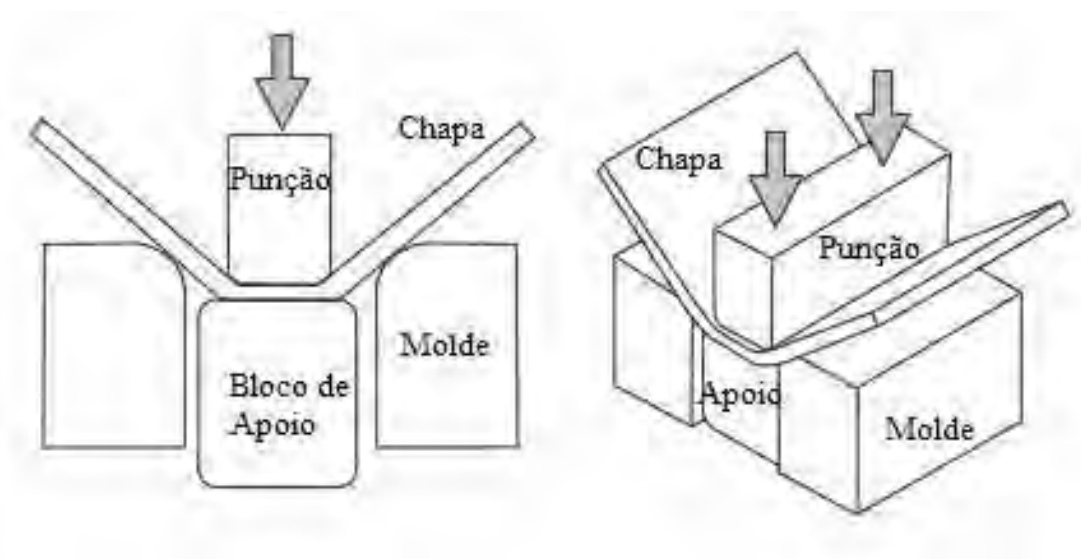


Figura 13. Modelo de Conformação com molde em “U” (DIEGEL, 2002).

2.3.6 Conformação basculante (*Wiping Die Bending*)

A conformação basculante é também conhecida como flangeamento. Neste processo, uma borda da folha de metal é dobrada em 90° enquanto a outra extremidade é contida pelo próprio material e pela força do fixador da folha e do bloco de apoio. O comprimento da flange ou borda saliente pode ser facilmente modificado e o ângulo da curvatura pode ser controlado pela posição do curso do punção.

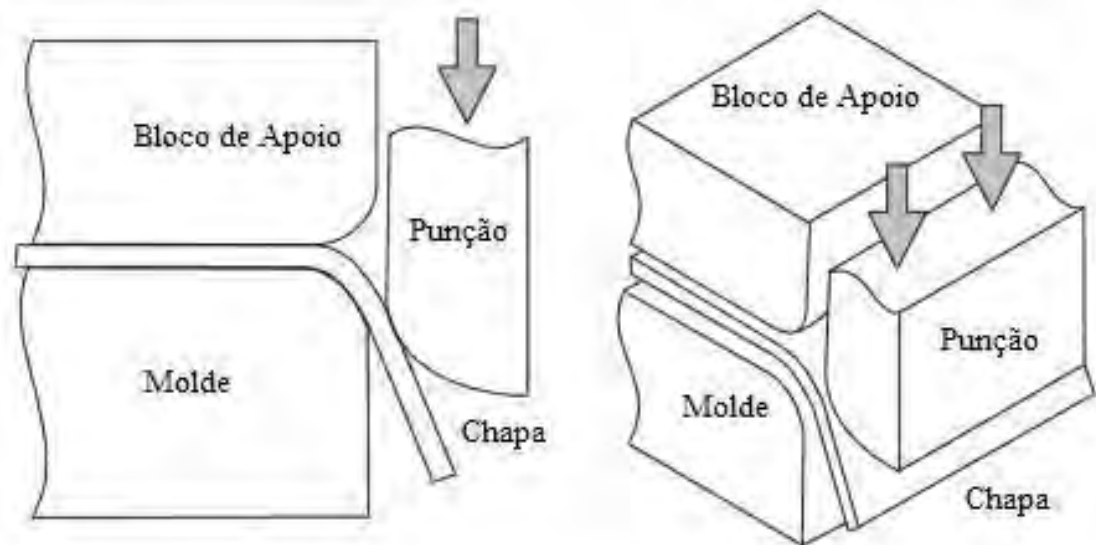


Figura 14. Modelo de conformação basculante (DIEGEL, 2002).

2.3.7 Conformação basculante dupla (*Double Die Bending*)

A conformação basculante dupla pode ser vista como duas operações de limpeza atuando na parte de metal a ser trabalhada uma após a outra. O dobramento duplo pode aumentar o encruamento para reduzir o *springback*.

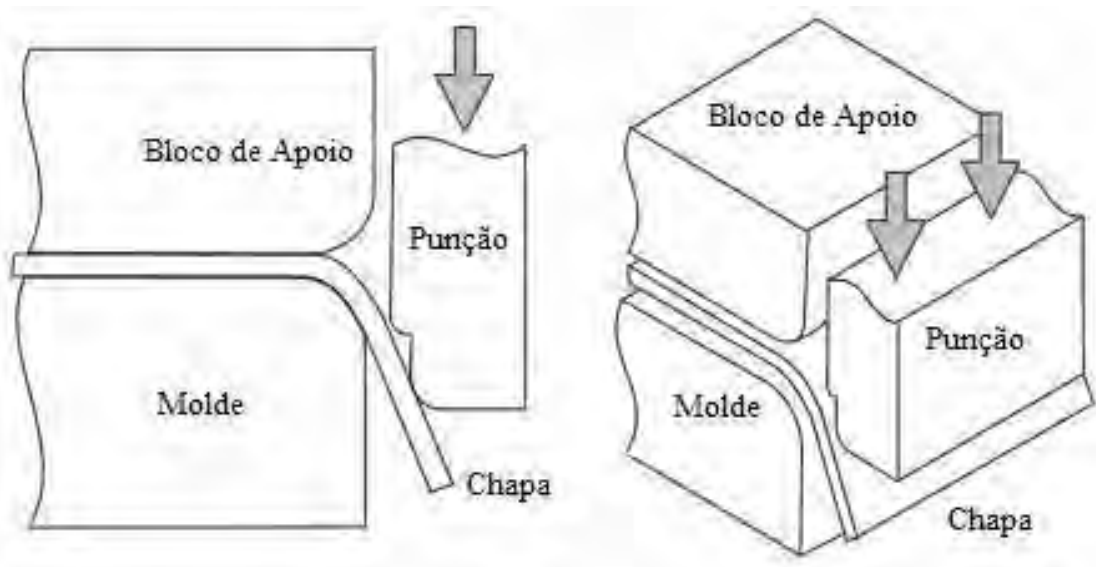


Figura 15. Modelo de conformação basculante dupla (DIEGEL, 2002).

2.3.8 Conformação rotativa (*Rotary Bending*)

A conformação rotativa é um processo de dobramento que utiliza uma báscula ao invés de um punção. As vantagens da conformação rotativa são:

- não precisa de fixador da folha de metal (blank-holder),
- o *springback* é compensado pelo excesso de curvatura,
- exige menos força,
- permite um ângulo de dobramento maior que 90°.

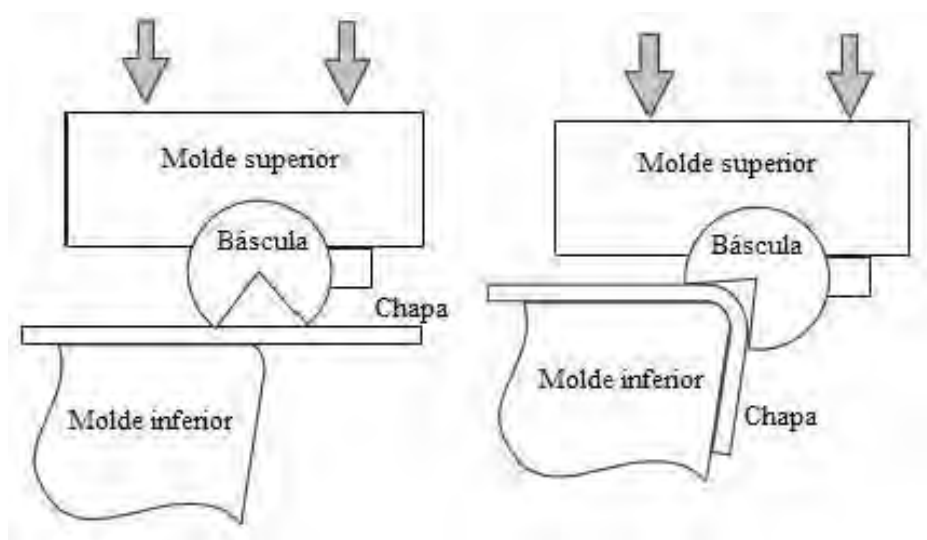


Figura 16. Modelo de conformação rotativa (DIEGEL, 2002).

2.3.9 Ensaio de flexão cilíndrica livre (*Unconstrained Cylindrical Bending*)

Também chamado de ensaio de flexão cilíndrica livre, neste tipo de ensaio o corpo de prova será submetido a um punção com corpo cilíndrico. É um tipo de ensaio em que também não se utiliza as portas-estampa, que são fixadores da chapa de metal na ferramenta que será estampada. Devem ser coletados os seguintes dados: ângulos internos ao corpo de prova formados logo após a deformação e logo após o *springback* e distâncias das deformações ao longo das coordenadas cartesianas.

O processo de flexão cilíndrica livre foi utilizado como referência na 5ª Conferência Internacional e Seminário sobre Simulação Numérica 3D de Processos de conformação de chapas (NUMISHEET, 2002).

Embora Meinders et al. (2006) estivessem cientes de que essa referência não é representativa das chapas em geral, esse processo foi escolhido uma vez que apresenta um grande *springback* após a conformação, o que permite uma análise clara da sensibilidade do efeito *springback*.

A disposição geométrica do modelo de flexão cilíndrica livre, tal como proposta na Conferência de Numisheet, 2002, é apresentada na Figura 17. O curso total do punção é 28,5 mm, o que significa que o punção pára de se movimentar quando ele e o molde tornam-se concêntricos. Todas as ferramentas são compostas de aço-liga para ferramentas com uma rugosidade superficial inferior a $R_a = 5 \mu\text{m}$. A velocidade constante do punção pode estar entre 1 mm/s e 50 mm/s. Os parâmetros geométricos do modelo estão resumidos na Tabela 1. Alumínio e aço de alta resistência foram utilizados nessa referência.

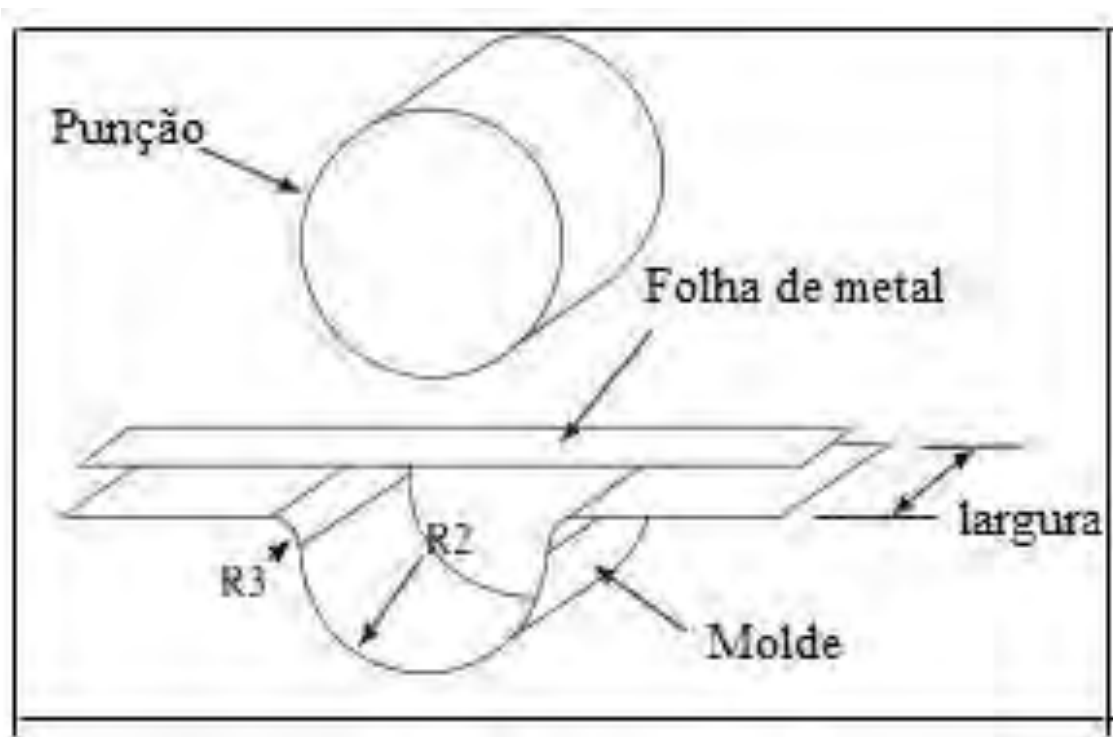
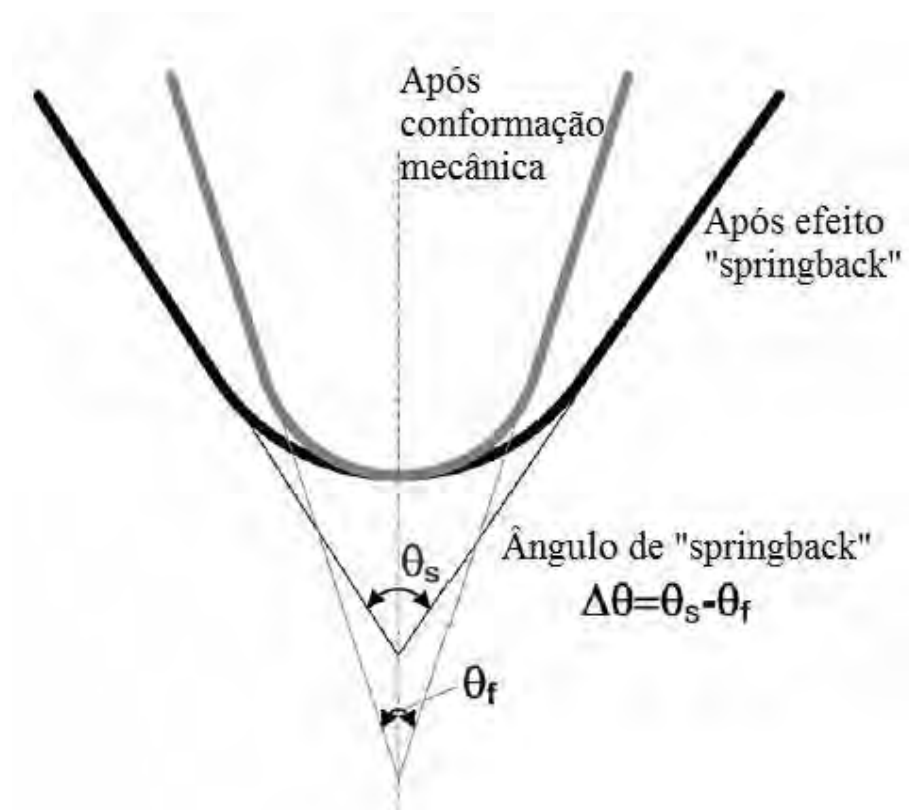


Figura 17. Modelo de flexão cilíndrica livre (NUMISHEET, 2002).

Tabela 1. Parâmetros geométricos do modelo apresentado (Numisheet 2002).

Parâmetros do modelo	(mm)	Parâmetros do modelo	(mm)
Raio do punção	23,5	Comprimento inicial da folha de metal	120,0
Raio do molde R2	25,0	Espessura da folha de metal	1,0
Rebordo do molde R3	4,0	Largura da folha de metal	30,0
Largura das ferramentas	50,0	Golpe do punção	28,5

De acordo com Lee et al. (2009), a magnitude do *springback* é definida pela diferença de ângulos antes e depois do *springback*, como esquematizado na Figura 18.

Figura 18. Definição do ângulo de *springback* (LEE et al., 2009).

2.3.10 Conformação em “L” (*L-bending*)

Os processos de conformação em “L” em folhas de metal são amplamente utilizados para a produção em grande escala.

Neste tipo de ensaio, o corpo de prova estará fixado entre o fixador da folha de metal e o molde e será submetido a um punção de corpo retilíneo, causando uma deformação em forma de L no metal. Devem ser coletadas as medidas dos ângulos formados logo após a deformação e logo após o *springback* tomando como referencial o eixo $y = 0$.

A Figura 19 mostra um esquema de conformação em “L”, onde mostra o punção a ser aplicado, apresentando a folha de metal, a porta-estampa, que é um fixador da folha de metal e o molde.

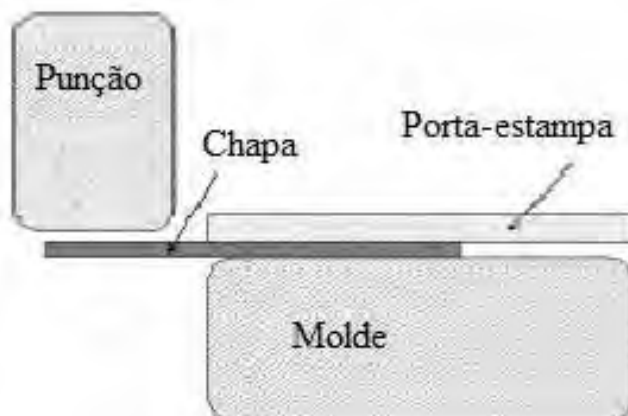


Figura 19. Esquema de conformação em “L” (CHEN et al., 2006).

2.3.11 Conformação em estampados (*Draw-bending*)

A conformação em estampados é usada tanto para fazer a conformação de folhas de metal como de perfis, ou seja, peças acabadas. Este processo de conformação, quando utilizado na indústria, denomina-se conformação rotativa em estampados (*rotary draw bending*) e quando feito em tubos proporciona uma aparência lisa, esteticamente agradável, mantendo o diâmetro total do tubo ao longo da área

curvilínea. Esse método encontra aplicação em linhas de manipulação de líquidos, produtos cosméticos em que dobramentos são importantes e onde as aplicações de raios de curvatura extremamente estreitos ou pequenas tolerâncias dimensionais são desejados.

Um esquema do sistema de teste é mostrado na Figura 20. Após o dobramento manual da peça em 90° sobre o cilindro inferior, um grampo aplica uma força contrária na peça (F_b). Então, um outro grampo puxa constantemente a peça 127 mm em 40 mm/s. Na etapa final, a peça é liberada e o *springback* é medido. A conformação em estampados simula uma operação de dobramento realista da peça onde a sequência flexão e deflexão sob tensão sobreposta ocorre quando uma faixa do plano está sobre uma superfície do molde.

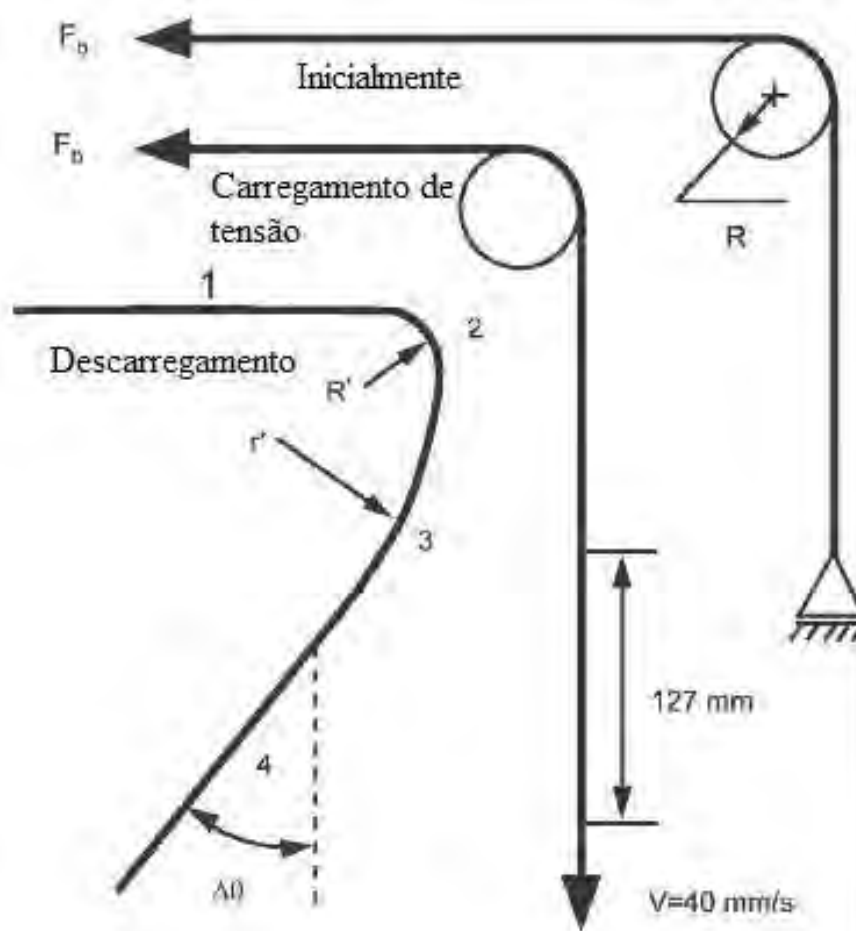


Figura 20. Configuração de uma conformação em estampados (GAN et al., 2006).

2.3.12 Conformação em lacuna (*Cup Drawing*)

O arranjo experimental para este tipo de conformação está ilustrado na Figura 21, com todas as dimensões mostradas. A chapa circular foi feita pela primeira vez pelo anel de resina com uma porta-estampa usando uma força F especificada, e formada dentro de uma lacuna usando-se um punção no sentido ascendente. O deslocamento total do punção é definido como a distância entre as posições quando o punção entra em contato com a peça até a sua parada final.

Como exemplo, no trabalho de Xia et al. (2005), a força utilizada para a porta-estampa foi de 88,9 kN e deslocamento máximo do punção foi fixado em 56 milímetros usando uma velocidade de deslocamento constante de 5 mm/s.

O óleo lubrificante é aplicado manualmente em ambos os lados dos *blankholders* (fixadores), com uma densidade de aproximadamente $1,25\text{g/m}^2$. Além disso, uma folha de lubrificante sólido também é aplicada ao lado do molde para reduzir ainda mais o atrito.

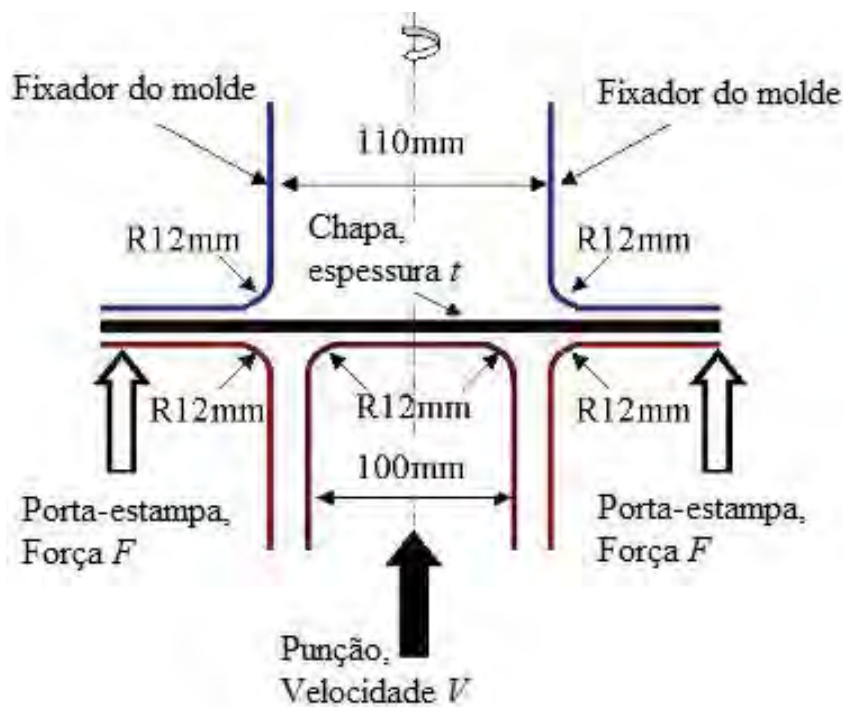


Figura 21. Configuração experimental para uma conformação em lacuna (XIA et al., 2005).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Os materiais utilizados neste trabalho foram fornecidos ao Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP, sendo classificados como aço bifásico (*Dual-Phase*), aço endurecível após pintura (*Bake Hardening*), aço com interstícios livres (*Interstitial Free*) e aço de baixo carbono (*Low Carbon*). As principais aplicações desses materiais estão relacionadas à indústria automobilística. As composições químicas desses aços estão representadas pelas porcentagens dos elementos de liga (% em peso) nas Tabelas 2, 3, 4 e 5.

Tabela 2 - Composição Química do Aço Bifásico 600. (Renault do Brasil, 2009).

Elemento de Liga	% em Peso
Carbono (C)	0,1334
Silício (Si)	0,37
Manganês (Mn)	1,41
Fósforo (P)	0,016
Enxofre (S)	0,003
Cromo (Cr)	0,194
Níquel (Ni)	0,001
Molibdênio (Mo)	0,102
Alumínio (Al)	0,037
Cobre (Cu)	0,007
Titânio (Ti)	0,012
Vanádio (V)	0,002
Nióbio (Nb)	0,003
Estanho (Sn)	0
Boro (B)	0,0004

Tabela 3 - Composição Química do Aço Endurecível após Pintura. (Renault do Brasil, 2009).

Elemento de Liga	% em Peso
Carbono (C)	0,0011
Silício (Si)	0,06
Manganês (Mn)	0,25
Fósforo (P)	0,013
Enxofre (S)	0,01
Cromo (Cr)	0,014
Níquel (Ni)	0,003
Molibdênio (Mo)	0,003
Alumínio (Al)	0,041
Cobre (Cu)	0,015
Titânio (Ti)	0,017
Vanádio (V)	0,001
Nióbio (Nb)	0,002
Estanho (Sn)	0,002
Boro (B)	0,0001

Tabela 4 - Composição Química do Aço com Interstícios Livres. (Renault do Brasil, 2009).

Elemento de Liga	% em Peso
Carbono (C)	0,0013
Silício (Si)	0,01
Manganês (Mn)	0,17
Fósforo (P)	0,012
Enxofre (S)	0,005
Cromo (Cr)	0,011
Níquel (Ni)	0,002
Molibdênio (Mo)	0,002
Alumínio (Al)	0,035
Cobre (Cu)	0,01
Titânio (Ti)	0,018
Vanádio (V)	0,001
Nióbio (Nb)	0,028
Estanho (Sn)	0,003
Boro (B)	0,0001

Tabela 5 - Composição Química do Aço Baixo Carbono. (Renault do Brasil, 2009).

Elemento de Liga	% em Peso
Carbono (C)	0,0014
Silício (Si)	0,01
Manganês (Mn)	0,59
Fósforo (P)	0,03
Enxofre (S)	0,006
Cromo (Cr)	0,015
Níquel (Ni)	0,001
Molibdênio (Mo)	0,007
Alumínio (Al)	0,042
Cobre (Cu)	0,007
Titânio (Ti)	0,027
Vanádio (V)	0,001
Nióbio (Nb)	0,003
Estanho (Sn)	0
Boro (B)	0,0005

As propriedades mecânicas dos mesmos materiais encontram-se nas Tabelas 6, 7, 8 e 9 a seguir. Tais valores foram obtidos através de ensaios de tração, extraindo-se corpos-de-prova na direção transversal, à 45° e na direção de laminação do material. Nestas Tabelas, o índice R refere-se ao coeficiente de anisotropia ou índice de Lankford e o índice n refere-se ao coeficiente de encruamento por deformação.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas do Aço Bifásico 600. (Renault do Brasil, 2009).

Bobina	Limite de	Limite de	Alongamento (%)		
	Resistência	Escoamento	Lo = 80 mm	Índice R	Índice n
	RT(N/mm²)	LE (N/mm²)	Espessura < 3 mm		
DP 600 01T	623,8	408,4	24,41	1,21	0,15
DP 600 02T	623,8	409,7	22,26	1,46	0,15
DP 600 01L	621,6	400,6	25,3	1,19	0,16
DP 600 02L	620,1	409,8	24,24	1,08	0,16
DP 600 01 45°	628,7	409,7	22,01	1,35	0,15
DP 600 02 45°	623,8	405,7	22,08	1,16	0,15

Tabela 7 - Propriedades mecânicas do Aço Endurecível após Pintura. (Renault do Brasil, 2009).

Bobina	Limite de	Limite de	Alongamento (%)		
	Resistência	Escoamento	Lo = 80 mm	Índice R	Índice n
	RT(N/mm²)	LE (N/mm²)	Espessura < 3 mm		
BH 01T	316,4	195,6	32,33	1,99	0,19
BH 02T	315,7	197,7	32,41	2,28	0,19
BH 01L	318,2	195,2	36,69	1,85	0,20
BH 02L	320,5	196,4	34,24	2,09	0,20
BH 01 45°	327,1	203,2	32,26	1,65	0,19
BH 02 45°	327,7	204,1	32,58	1,73	0,19

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do Aço com Interstícios Livres. (Renault do Brasil, 2009).

Bobina	Limite de	Limite de	Alongamento (%)		
	Resistência	Escoamento	Lo = 80 mm	Índice R	Índice n
	RT(N/mm²)	LE (N/mm²)	Espessura < 3 mm		
IF 01T	295,5	145,9	39,31	2,29	0,24
IF 02T	296,0	146,9	39,01	2,50	0,24
IF 01L	297,1	144,7	40,97	2,38	0,24
IF 02L	299,6	144,8	44,43	2,14	0,24
IF 01 45°	299,1	152,1	41,66	2,33	0,23
IF 02 45°	300,9	153,5	40,48	2,43	0,23

Tabela 9 - Propriedades mecânicas do Aço Baixo Carbono. (Renault do Brasil, 2009).

Bobina	Limite de	Limite de	Alongamento (%)		
	Resistência	Escoamento	Lo = 80 mm	Índice R	Índice n
	RT(N/mm²)	LE (N/mm²)	Espessura < 3 mm		
LC 01T	354,2	239,7	32,89	2,34	0,20
LC 02T	353,3	238,3	32,08	1,76	0,20
LC 01L	353,3	223,5	35,44	1,48	0,21
LC 02L	353,3	223,5	38,06	1,47	0,21
LC 01 45°	355,2	234,5	32,5	1,69	0,20
LC 02 45°	354,3	234,8	33,24	1,54	0,20

3.2 Preparação das amostras metalográficas

A caracterização da microestrutura dos aços foi realizada de acordo com as técnicas convencionais de metalografia, as quais envolvem os processos de seccionamento de amostras, embutimento em resinas adequadas, lixamento utilizando-se lixas d'água, polimento, ataque químico e análise em microscópio óptico,

respectivamente. Tais processos de preparação metalográfica são normatizados pela ASTM E 3-10 (2007).

No processo de ataque químico, foi utilizado o reagente Nital, que consiste em uma solução de ácido nítrico e álcool etílico e é um reagente tipicamente utilizado em aço carbono e aços liga, sendo que ele revela os contornos dos grãos de ferrita e constituintes. (VANDER VOORT, 1999).

O posterior processamento das imagens obtidas em microscópio óptico foi feito através de um software denominado ImageJ, de domínio público, o qual é um processador de imagem baseado em Java que exhibe, edita, analisa, processa, salva e imprime imagens de 8-bit, 16-bit e 32-bit.

A técnica de metalografia pode ser realizada de acordo com as seguintes etapas: escolha das regiões dos materiais a serem analisadas; obtenção de uma superfície plana e polida a partir da região selecionada; ataque dessa superfície por um reagente químico específico e obtenção de imagens da microestrutura através de microscópio.

3.2.1 Seccionamento

As amostras foram obtidas fazendo-se cortes a partir das seguintes tiras de aço: aço bifásico, aço com interstícios livres, aço endurecível após pintura e aço baixo carbono. Os corpos de prova foram confeccionados nas dimensões de 10 mm de comprimento por 10 mm de largura por 0,8 mm de espessura.

Para o material como recebido, os cortes foram feitos em três direções diferentes para cada tipo de aço. Assim, foram obtidas amostras com corte em toda a borda para avaliar a área superficial, corte na direção transversal e corte na direção longitudinal, sendo que este último é na mesma direção da laminação. Sendo três direções de corte para quatro tipos de aço, totalizaram-se 12 amostras.

Já para o material após passar por conformação mecânica, os corpos de prova foram divididos ao meio de forma que o corte se deu na direção longitudinal, ou seja, na mesma direção de laminação, precisamente na região de dobra e internamente à superfície para avaliar as modificações ocorridas após a conformação nesta região.

As amostras foram cortadas através de uma máquina de corte por serra de fita vertical, modelo RMF 400-S, fabricada pela ROMARFRA, no Laboratório de Usinagem do DMT/FEG/UNESP.

3.2.2 Embutimento

Após o seccionamento, as pequenas tiras de aço de aproximadamente 10 mm de lado foram submetidas a um embutimento a quente. Foi utilizada uma embutidora do fabricante Arotec, marca PRE 30Mi, no Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP. O embutimento foi feito utilizando-se uma resina fenólica (baquelite) fornecida pela AROTEC Indústria e Comércio.

Para algumas amostras foi necessário o uso de vaselina sólida ou grampos de fixação de aço inoxidável fornecidos pela STRUERS, a fim de obter o correto posicionamento das amostras no interior da resina durante o embutimento.



Figura 22. Embutidora Arotec, PRE 30Mi do Laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.

3.2.3 Identificação das amostras

Utilizando-se um gravador vibrador com ponta de aço temperado, as amostras foram identificadas de acordo com o tipo do aço e quanto à seção das quais foram obtidas.

3.2.4 Lixamento

O lixamento é necessário para remover riscos e deformações formadas durante o seccionamento das amostras a fim de facilitar a etapa posterior de polimento.

A técnica é feita utilizando-se lixas d'água de granulometria cada vez menor, sucessivamente. Foram usadas as seguintes lixas: 220, 320, 400, 600, 1000 e 1200 mesh. As lixas 320 e 400 mesh são do fabricante Alcar e as lixas 220, 600, 1000 e 1200 mesh são do fabricante Norton.

Observou-se o cuidado de alterar em 90° a direção da amostra entre cada mudança para uma lixa subsequente. Esse lixamento na direção perpendicular com relação à última lixa elimina os riscos feitos pelo lixamento anterior.

A cada interrupção do lixamento, as amostras foram lavadas com água corrente e álcool etílico, em seguida, foram secas por secador usando ar frio e examinadas através de um estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS, ampliando-se 50X.

O lixamento foi realizado em uma lixadeira manual para metalografia STRUERS, no DMT/FEG/UNESP.

3.2.5 Polimento

Esta etapa da metalografia é necessária para se obter uma amostra com superfície plana, livre de riscos e com alta refletividade, a fim de facilitar o exame da microestrutura ao microscópio após o ataque químico.

O polimento foi feito no equipamento POLITRIZ do fabricante PANTEC, marca POLIPAN-2, com solução de OP-U Suspension (0,25 µm) fornecido pela STRUERS e

água destilada, utilizando-se uma rotação de 600 rpm. Para reduzir o atrito entre a superfície da amostra e do pano de polimento, utilizou-se jatos de água destilada intercalando-se com jatos da solução de OP-U. O polimento foi realizado até eliminar todos os riscos do lixamento e a amostra ficar totalmente espelhada.

As amostras foram então lavadas em água corrente e em álcool etílico, secas em jato de ar frio para serem examinadas ao estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS para verificação da superfície plana e sem riscos.

3.2.6 Ataque químico

Os ataques químicos das regiões polidas foram feitos com uma solução 2% de Nital (2 mL de ácido nítrico + 98 mL de álcool etílico) pelo método de esfregamento usando algodão embebido na solução de Nital. Observou-se o cuidado de utilizar o reagente Nital em sua temperatura ambiente para facilitar a reação nas amostras.

Os tempos de ataque foram os seguintes: 12 segundos para amostras de BH, 15 segundos para amostras de DP, 13 segundos para amostras de LC. Após contados os tempos, as amostras foram lavadas em água corrente e secadas.

Para as amostras de IF, a solução de Nital 2% não foi suficiente para a realização do ataque químico. Portanto, a concentração do reagente foi aumentada para 5%, com a qual se obteve um bom ataque químico num tempo de 15 segundos.



Figura 23. Politriz da Pantec, POLIPAN-2.

3.2.7 Análise microscópica óptica pré-conformação

Primeiramente, foi analisada a microestrutura do material como recebido. Portanto, as amostras estudadas nesta etapa foram as mesmas amostras obtidas nas três diferentes direções de corte para cada tipo de aço, totalizando 12 amostras.

As micrografias foram obtidas usando-se o microscópio óptico da marca NIKON, modelo EPIPHOT 200 acoplado a um computador e a uma câmara digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, utilizando-se o software de análise e captura de imagens AXIO VISIO – ZEISS. Esta etapa foi realizada no Laboratório de Imagens de Materiais (LAIMAT) do DMT/FEG/UNESP. Os aumentos utilizados foram de 100, 200, 500 e 1000 vezes e as imagens foram fotografadas em campo claro.

O processamento das imagens foi feito utilizando-se o software ImageJ 1.45. Todas as imagens foram padronizadas em mesmas condições de luminosidade e escala de tons de cinza com a utilização das ferramentas *enhance contrast*, *normalize* e *equalize histogram*. Além disso, foi utilizada também uma ferramenta chamada *threshold* através do qual foi selecionada a fase microestrutural a ser quantificada. Com relação às imperfeições presentes nas imagens, utilizou-se a ferramenta *analyse particles* por meio da qual foi selecionado o tamanho em pixels a partir do qual a quantificação deveria começar, além de ter sido selecionada a opção *exclude on edges* a fim de eliminar os grãos presentes nas bordas da imagem durante a análise.



Figura 24. Microscópio óptico Nikon, Epiphot 200.

3.3 Ensaaios mecânicos

Foram confeccionados corpos de prova dos mesmos materiais como recebido nas seguintes dimensões: 80 mm de comprimento x 30 mm de largura x 1 mm de espessura para os aços bifásico e baixo carbono e 0,8 mm de espessura para os aços endurecível após pintura e com interstícios livres. Foram confeccionados três corpos de prova para cada tratamento de ângulos de dobramento, totalizando 12 corpos de prova. Tais dimensões dos corpos de prova foram adotados de acordo com os parâmetros definidos para o ensaio de flexão cilíndrica livre (unconstrained cylindrical bending) apresentados na Conferência de Numisheet 2002.

Os corpos de prova foram submetidos a um ensaio de conformação mecânica denominado dobramento ao ar. Tal ensaio foi feito em adaptação ao método de flexão cilíndrica livre, no qual o corpo de prova é submetido a um punção com corpo cilíndrico. O dobramento de três pontos ao ar foi realizado na Máquina Universal de Ensaio da marca Shimadzu, modelo Autograph AG-X 50kN adquirida pelo DMT da FEG/UNESP (Figura 24). O punção ou cutelo utilizado foi de 5 mm de raio e a distância entre os suportes do molde foi de 13 mm, de acordo com as normas da ASTM E290-09 para uma espessura da amostra de aproximadamente 1 mm (Figuras 25A e 25B).



Figura 25A. Máquina Universal de Ensaio, SHIMADZU, modelo Autograph AG-X 50kN do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.



Figura 25B. Dispositivo da máquina universal de ensaios montado para o ensaio de dobramento de três pontos ao ar.

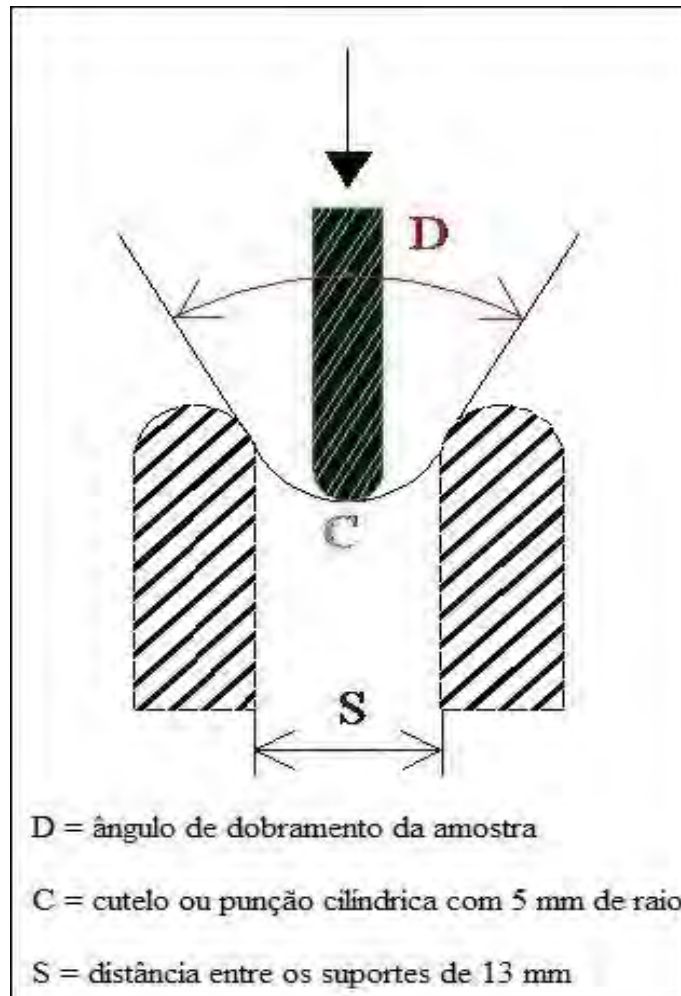


Figura 26. Esquema representativo do tipo de conformação mecânica utilizada: Dobramento de três pontos ao ar.

Os corpos de prova foram submetidos à conformação até que o ângulo interno de dobramento atingisse um valor pré-determinado. Os valores selecionados para o ângulo interno de dobramento foram: 30°, 60°, 90° e 120° respectivamente para cada dobramento, utilizando-se três repetições para cada ângulo num mesmo material. Tais valores foram escolhidos por oferecerem desde uma suave deformação iniciado aos 120° até uma deformação mais severa aos 30°. Cada um desses ângulos selecionados foi atingido a partir do controle do deslocamento do punção no eixo y com uma velocidade de descida de 0,5 mm/s. O punção foi retirado do material vinte segundos após alcançar o dobramento no ângulo desejado e, em seguida, feita a medição do novo ângulo de dobramento para verificar se houve retorno elástico ou *springback*.

Para a medição do novo ângulo de dobramento foi utilizado o software ImageJ 1.45 para processamento das imagens fotografadas em câmera fotográfica digital Olympus. Essas medições continuaram a ser feitas para os períodos de 12 h, 24 h, 48 h e 72 h pós-conformação. Terminadas as 72 h após a conformação mecânica, o ângulo de dobramento final resultante foi subtraído do ângulo inicial de dobramento, seja este 30°, 60°, 90° ou 120°, e tal subtração resultou no ângulo total de *springback* ($\theta_1 + \theta_2$), como mostra a Figura 27.

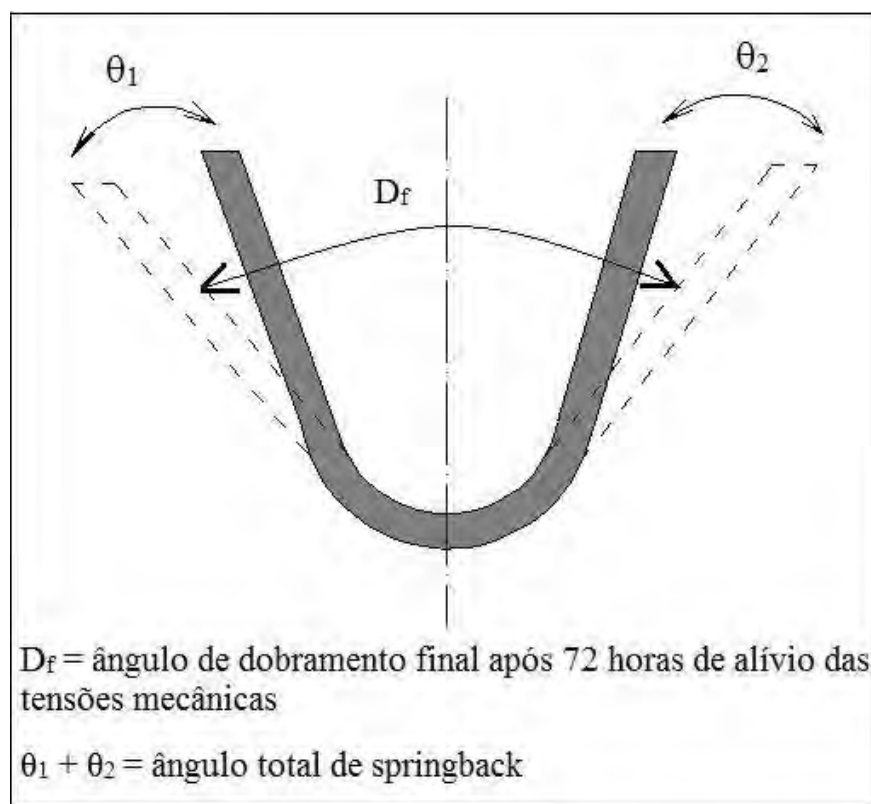


Figura 27. Esquema representativo de uma amostra de chapa de aço sofrendo recuperação elástica ou *springback*.

3.3.1 Análise microscópica óptica pós-conformação

Foram confeccionados corpos de prova dos materiais anteriores submetidos ao ensaio de conformação mecânica, após 72 h de avaliação dos novos ângulos de dobramento, nas seguintes dimensões: 10 mm de comprimento x 10 mm de largura x

1 mm de espessura para os aços bifásico e baixo carbono e 0,8 mm de espessura para os aços endurecível após pintura e com interstícios livres.

A região das chapas de aço escolhida para a obtenção dos corpos de prova foi aquela em que se formou uma curvatura devido ao dobramento. Os corpos de prova foram cortados na direção longitudinal, ou seja, na mesma direção de laminação das chapas de aço, dividindo-se a chapa de aço ao meio e embutindo o material de forma a expor a parte interna à superfície, de forma a obter amostras da região que mais se deformou durante o dobramento.

A Figura 28 apresenta chapas de aço que foram submetidas à conformação mecânica nos seus respectivos ângulos internos de dobramento e, a seguir, os cortes na região de dobra no sentido da laminação para a confecção de amostras submetidas a metalografia.

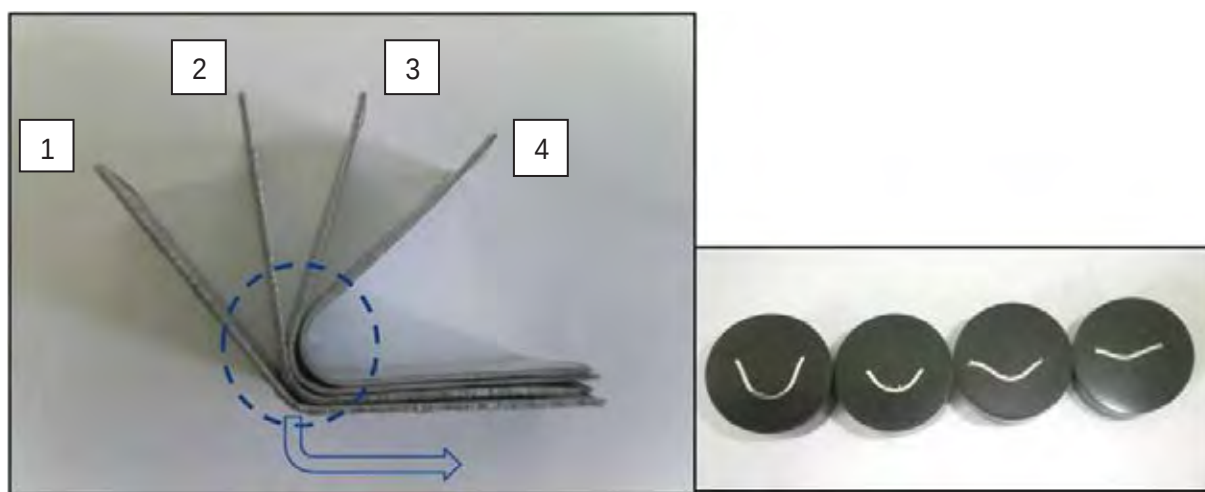


Figura 28. Amostras das chapas, para ilustração, já submetidas ao dobramento de três pontos ao ar e posterior efeito *springback* durante 72 horas, onde os números referem-se aos valores de ângulos internos de dobramento aplicados, sendo que (1) foi 120°, (2) foi 90°, (3) foi 60° e (4) foi 30° e a região conformada submetida ao embutimento respectivamente de 30° a 120°.

A metalografia seguiu-se da mesma maneira que na etapa pré-conformação, com a utilização de embutimento a quente, lixamento, polimento, ataque químico com Nital 2% e obtenção das imagens ao microscópio óptico NIKON, EPIPHOT 200 no

LAIMAT. Os aumentos utilizados foram de 100, 200, 500 e 1000 vezes e as imagens foram fotografadas em campo claro.

O processamento das imagens também foi realizado utilizando-se o software ImageJ 1.45 com a utilização das mesmas etapas para padronização das imagens já descritas no item 3.2.7.

3.4 Análise estatística

Foi utilizada a Anova como ferramenta estatística neste trabalho para interpretação dos resultados. Seu nome significa análise de variância e é um teste de comparação das médias dos tratamentos, sendo que no presente trabalho, foi utilizada a Anova do tipo fator duplo com repetição submetida ao Teste-F ao nível de significância de 5%. De acordo com esse teste, a hipótese nula é que as médias dos tratamentos são iguais a um nível de significância de 5%. O *valor - p* quantifica a discrepância entre os dados e a hipótese nula. Cada vez que o valor do F calculado for maior que o F tabelado, o *valor - p* é menor que 0,05. Rejeita-se então a hipótese inicial ao risco de 5% e, então, as médias dos tratamentos são diferentes entre si, visto que há uma probabilidade menor do que 5% de que as médias sejam iguais. Assim se conclui que o fator em questão analisado influencia significativamente os resultados.

Porém, se ocorrer o contrário, ou seja, se o valor do F calculado for menor que o F tabelado, o *valor - p* é maior que 0,05, se aceita a hipótese inicial, concluindo que os tratamentos são iguais entre si estatisticamente, visto que há uma probabilidade de 95% de que as médias sejam iguais e o fator analisado não está causando influências significativas nos resultados.

Os softwares utilizados para essa função foram Excel e Minitab 14.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As propriedades mecânicas para os aços bifásico (DP), baixo carbono (LC), endurecível após pintura (BH) e com interstícios livres (IF) encontram-se na Tabela 10. Esta Tabela mostra as médias dos valores, em porcentagem, obtidos a partir da Tabelas 6, 7, 8 e 9 anteriores. As propriedades mecânicas em questão referem-se ao limite de resistência à tração (RT), ao limite de escoamento (LE) e ao alongamento de cada aço estudado.

Tabela 10. Propriedades mecânicas dos materiais aço bifásico 600 - DP, aço baixo carbono - LC, aço endurecível após pintura - BH e aço com interstícios livres – IF.

Material	RT (MPa)	LE (MPa)	Along (%)
DP	623,6 ± 2,9	407,3 ± 3,6	23,4 ± 1,4
LC	353,9 ± 0,7	232,4 ± 7,1	30,0 ± 2,2
BH	320,9 ± 5,3	198,7 ± 3,9	33,4 ± 1,7
IF	298,0 ± 2,1	147,9 ± 3,8	40,9 ± 1,9

De acordo com a Tabela 10, referente às propriedades mecânicas dos materiais utilizados, tem-se que o aço bifásico é o mais resistente entre os quatro aços, devido ao seu limite de resistência à tração ser de aproximadamente 624 MPa e seu limite de escoamento ser de aproximadamente 407 MPa, valores esses superiores aos outros materiais em questão. Devido à sua maior resistência, o esperado foi que o aço bifásico tivesse um maior efeito *springback*, pois de acordo com o trabalho de Gan et al. (2006), após a conformação e remoção das restrições, o aço que obteve o maior efeito *springback* foi o TRIP 780 em comparação ao DP 780, sendo que o TRIP 780 possui maior limite de resistência ao escoamento em relação ao DP 780.

Tais propriedades mecânicas do aço bifásico podem ser justificadas com base na Figura 29 referente à microestrutura desse aço, onde é possível observar a presença de duas fases, sendo uma clara e escura. A fase clara é a matriz ferrítica e a fase escura é

a fase martensítica. Portanto, a maior resistência deste aço é devido à presença de martensita que é uma fase dura, localizada nos contornos de grãos da matriz ferrítica, dificultando a movimentação das discordâncias livres e aumentando a resistência do aço.

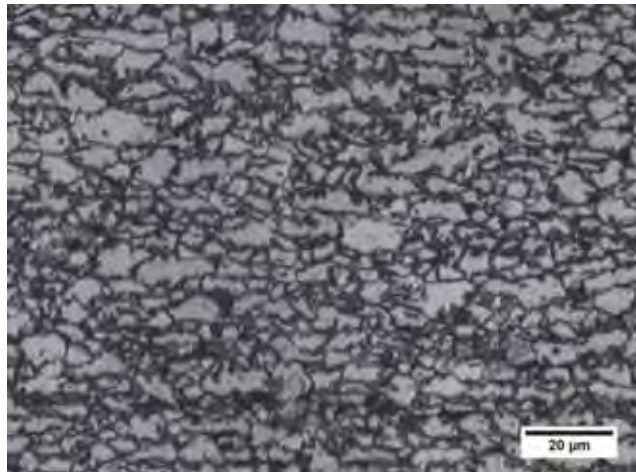


Figura 29. Micrografia a partir do material como recebido do aço bifásico (*dual-phase*). Imagem obtida por microscopia óptica num aumento de 500X, ataque com Nital 2%.

Também, observando-se os valores das propriedades mecânicas na Tabela 10, os aços baixo carbono e endurecível após pintura apresentam valores de resistência intermediários quando comparados aos aços bifásico e com interstícios livres. Assim, o esperado para os aços baixo carbono e endurecível após pintura eram valores de ângulos de *springback* inferiores aos do aço bifásico e superiores aos do aço com interstícios livres.

As Figuras 30 e 31 mostram respectivamente as microestruturas dos aços baixo carbono e endurecível após pintura, nas quais pode ser observada somente a presença de ferrita, sendo tais materiais constituídos de uma única fase.

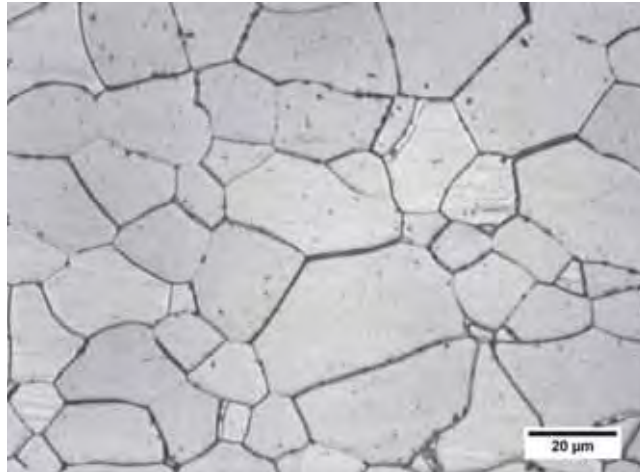


Figura 30. Micrografia a partir do material como recebido do aço baixo carbono (*low carbon*). Imagem obtida por microscopia óptica num aumento de 500X, ataque com Nital 2%.

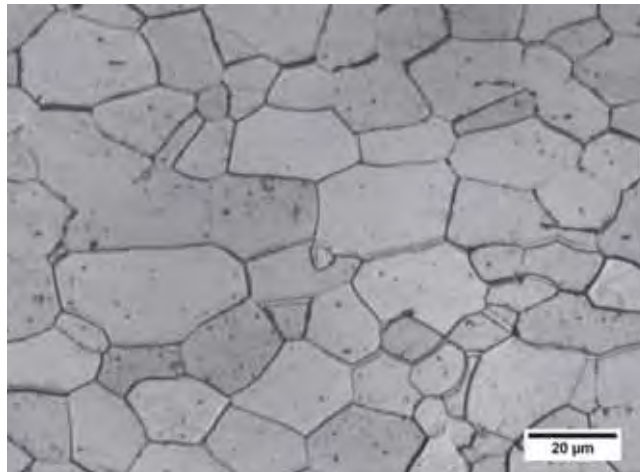


Figura 31. Micrografia a partir do material como recebido do aço endurecível após pintura (*bake hardening*). Imagem obtida por microscopia óptica num aumento de 500X, ataque com Nital 2%.

Já o aço com interstícios livres é o que apresenta os menores valores de resistência, mostrados na Tabela 10. Assim, foi esperado que esse aço apresentasse o menor efeito *springback* devido ao seu menor limite de escoamento, sendo este aproximadamente 148 MPa. Sua microestrutura, apresentada na Figura 32, mostra uma única fase ferrítica.

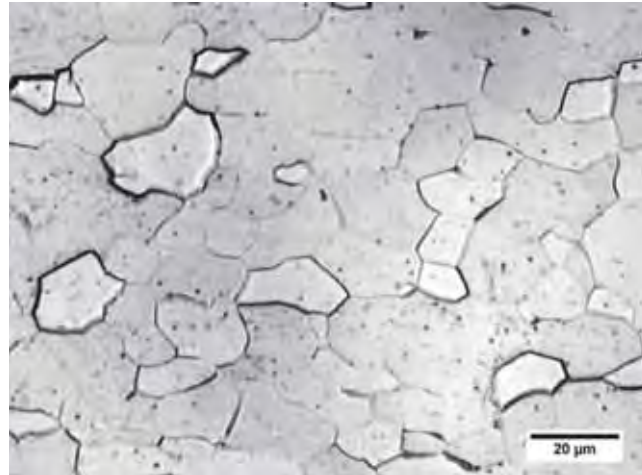


Figura 32. Micrografia a partir do material como recebido do aço com interstícios livres (*interstitial free*). Imagem obtida por microscopia óptica num aumento de 500X, ataque com Nital 2%.

Os valores dos ângulos de *springback* em função do ângulo de dobramento estão representados na Figura 33.

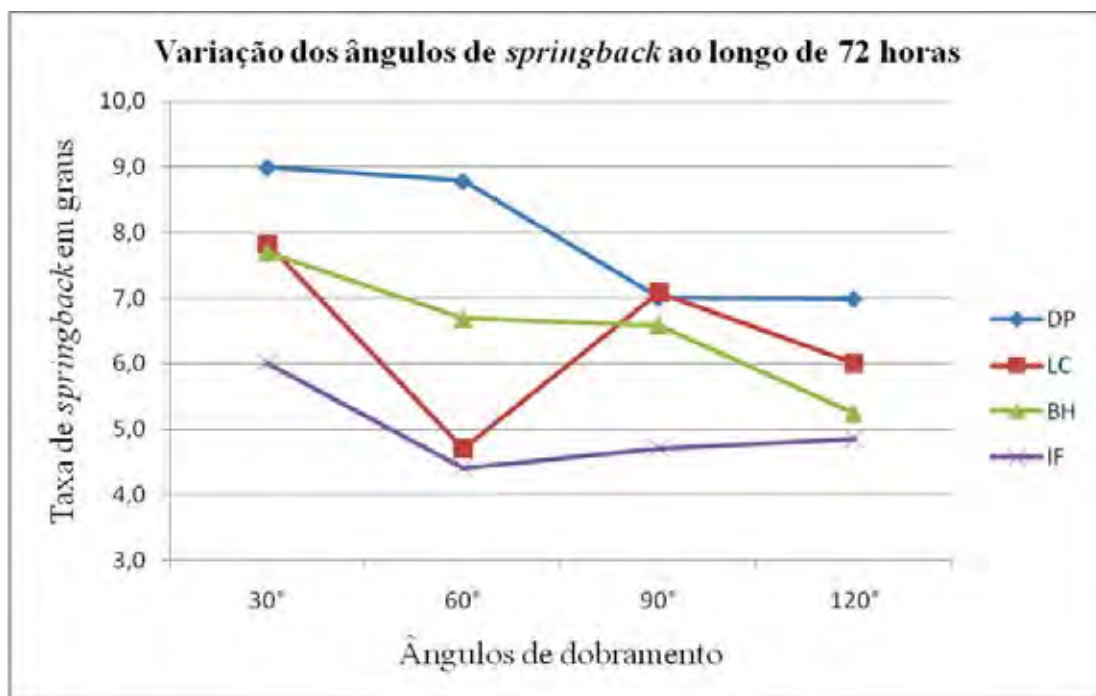


Figura 33. Variação angular do efeito *springback* para os diferentes ângulos internos de dobramento após 72 horas. Os valores representam as médias obtidas a partir de três repetições para cada tratamento. Onde DP é o aço bifásico, LC é o aço de baixo carbono, BH é o aço endurecível após pintura e IF é o aço com interstícios livres.

Como mostrado na Figura 33, o aço bifásico foi o que apresentou maiores ângulos de *springback* (entre 7° e 9°) e o aço com interstícios livres, o que apresentou menores ângulos (entre 4,5° e 6°). A Figura 33, portanto, mostra resultados que podem ser comparados com o trabalho de Gan et al. (2006), através do qual se concluiu que materiais com maior limite de escoamento têm a tendência de sofrer maior efeito *springback* quando comparado a outros materiais com menor limite de resistência ao escoamento. Nesse trabalho de Gan et al. (2006), foi aplicada a conformação em estampados (*draw bending*) em amostras de aço bifásico (DP 780) e aço com efeito *trip* (TRIP 780). O limite de escoamento do aço TRIP 780 é de 455 MPa, enquanto do aço DP 780 é de 418 MPa. Durante a conformação, foi aplicada a mesma tensão nos dois materiais, que foram conformados nas mesmas condições de ensaio. Como resultado, após a remoção de restrições, o aço TRIP 780 foi o que obteve o maior efeito *springback* comparado ao aço DP 780, sendo que o aço TRIP 780 teve um ângulo de *springback* 20% maior que do aço DP 780. Tais resultados também confirmam as conclusões do estudo de Jiang et al. (2010), as quais mostram que materiais com maior limite de escoamento apresentam maior ângulo de *springback*.

Ainda como mostrado na Figura 33, a variação angular do efeito *springback* foi crescente dos 120° aos 30° para os aços testados. Isso significa que na medida em que o ângulo interno de dobramento selecionado foi diminuído, sendo 120°, 90°, 60° e 30° respectivamente, houve um aumento no efeito *springback*, ou seja, para o aço bifásico, uma diminuição no ângulo interno de dobramento causa um maior efeito *springback*.

Apesar dos gráficos apresentarem oscilações nos resultados, percebe-se a tendência de diminuição dos valores de *springback* em função do aumento do ângulo de dobramento. Para o aço DP, o ângulo de *springback* sofreu redução de 9° com deformação de 30° para 7° com deformação de 120°, ou seja, uma diminuição de aproximadamente 22%. Comparativamente, o aço IF sofreu redução de 6° para 4,9° (18,3%), enquanto o aço LC sofreu diminuição de 7,9° para 6° (27,1%). A maior redução do efeito *springback* ocorreu no aço BH, variando de 7,7° para 5,2° (32,4%).

A tendência desses resultados pode ser confirmada pela literatura, onde no estudo de Jiang et al. (2010) foram testados os ângulos externos de dobramento de 30°, 60°,

90° e 120° e observou-se que com a diminuição do ângulo interno de dobramento houve um aumento do ângulo de *springback*. Nesse mesmo estudo de Jiang et al. (2010), apesar de terem trabalhado com uma liga de titânio, a espessura das amostras utilizadas foi de 0.8 mm, semelhantemente a uma chapa fina de aço avançado. Esse estudo mostrou que o efeito *springback* é maior durante a remoção de restrições após conformação de um material com maior limite de escoamento. Concluíram também que o aumento nos ângulos de *springback* de acordo com o aumento no limite de escoamento é aproximadamente linear.

No estudo de Lim et al. (2011) observou-se que o efeito *springback* foi dependente do tempo para todos os aços avançados de alta resistência (AHSS) testados em todas as combinações de resistência (DP 600, DP 800, DP 980 e TRIP 780) e diferentes taxas de velocidade de dobramento do tipo *draw-bending test*. Por exemplo, para o DP 980, quando a taxa de velocidade de dobramento aumentou de 2,54 mm/s para 254 mm/s, houve um aumento de 8% no grau de *springback*, sendo que o primeiro tempo selecionado para medição após a remoção das restrições foi de trinta segundos. Observou-se um pico de valor no ângulo de *springback* após um dia e as medições seguiram-se até três meses, verificando-se que após um dia, os incrementos nos ângulos de *springback* foram diminuindo até atingir uma estabilização. Assim, conclui-se neste estudo que para os aços avançados de alta resistência o efeito *springback* varia conforme o tempo até atingir um valor máximo e começar a diminuir até atingir uma estabilização. Na presente pesquisa, o fator tempo foi testado como tratamento e, assim como na literatura, verificou-se que ele influencia significativamente o efeito *springback*, como será mostrado a seguir para alguns aços.

4.1 Análise do efeito *springback* e microestrutural no aço bifásico

De acordo com a Tabela 11, os fatores tempo e grau influenciaram significativamente os resultados de *springback* no aço bifásico. Pode se verificar que, de acordo com o Teste-F, o valor - *p* foi menor que 0,05, então suas médias diferem entre si para cada um dos dois fatores, tempo e grau. Já o mesmo não ocorre para as

interações, onde o “valor - p” é maior que 0,05, indicando que os tratamentos tempo e graus juntos não causaram interações nos resultados.

Tabela 11. Análise de variância do efeito *springback* para o aço bifásico.

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>
Tempo	9,487148	4	2,371787	3,188721	0,023015831	2,605975
Grau	59,80007	3	19,93336	26,79916	1,14078E-09	2,838745
Interações	1,196571	12	0,099714	0,13406	0,999686828	2,003459
Dentro	29,75221	40	0,743805			
Total	100,236	59				

A Figura 34 mostra as médias dos ângulos totais de *springback* para cada grau de dobramento ao longo do tempo para o aço bifásico. Observa-se que há uma elevação na taxa de *springback* ao longo do tempo de 20 segundos até 72 horas, sendo que os maiores ângulos de *springback* são obtidos na primeira medição de tempo aos 20 segundos logo após a retirada das restrições. E posteriormente ocorrem pequenas variações na taxa de *springback*, sendo estas cada vez menores até 72 horas. Como exemplo, observando-se a linha que indica a variação no tempo para o dobramento de 30° tem-se que o ângulo total de *springback* obtido aos 20 segundos foi de 8° aproximadamente, e para o tempo de 72 horas esse ângulo total foi de 9°, concluindo que no tempo de 20 segundos, a variação angular foi de 8° e no tempo de 72 horas, a variação angular foi de 1°. Então, de 20 segundos até 72 horas, a taxa de *springback* caiu de 8° para 1°. Com base na Figura 34, nota-se também que as taxas mais altas de *springback* ocorreram para os ângulos 30° e 60° e as mais baixas para os ângulos 90° e 120°.

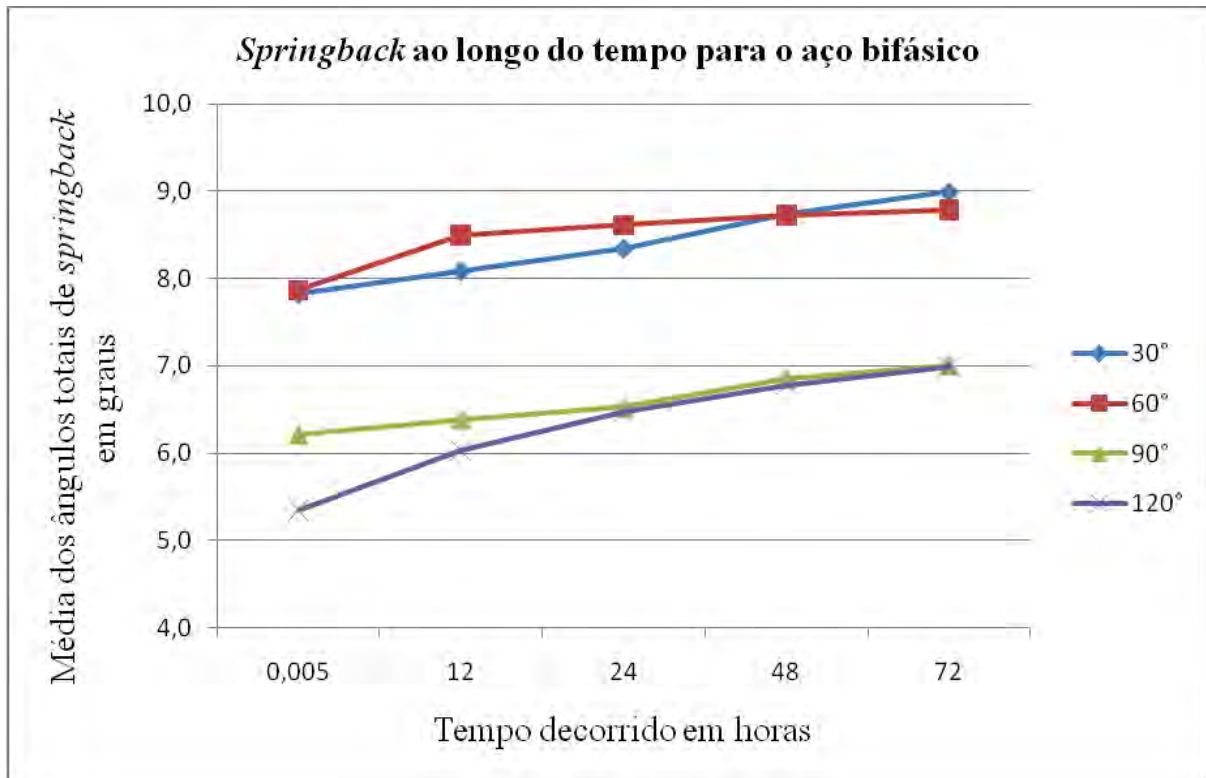


Figura 34. Média dos ângulos totais de *springback* para cada grau de dobramento ao longo do tempo após a conformação mecânica, sendo três repetições por tratamento.

A Figura 35 mostra as médias dos ângulos totais de *springback* para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento. Nota-se que os valores dos ângulos de *springback* diminuem conforme o ângulo interno de dobramento se torna maior, ou seja, de 30° para 120° todas as linhas sofrem uma queda na sua taxa de *springback*. Como exemplo, para a linha de tempo 72 horas, observa-se um ângulo total de *springback* de aproximadamente 9° quando no dobramento é utilizado 30° como ângulo interno. Já quando no dobramento é utilizado 120°, o ângulo total de *springback* cai para 7°, havendo uma variação total de 2° na taxa de *springback* para o tempo de 72 horas. Para o tempo de 20 segundos, essa variação total é ainda maior, sendo aproximadamente 2,6°, pois o ângulo de *springback* obtido aos 30° de dobramento foi 7,9 e aos 120° de dobramento foi 5,3, aproximadamente.

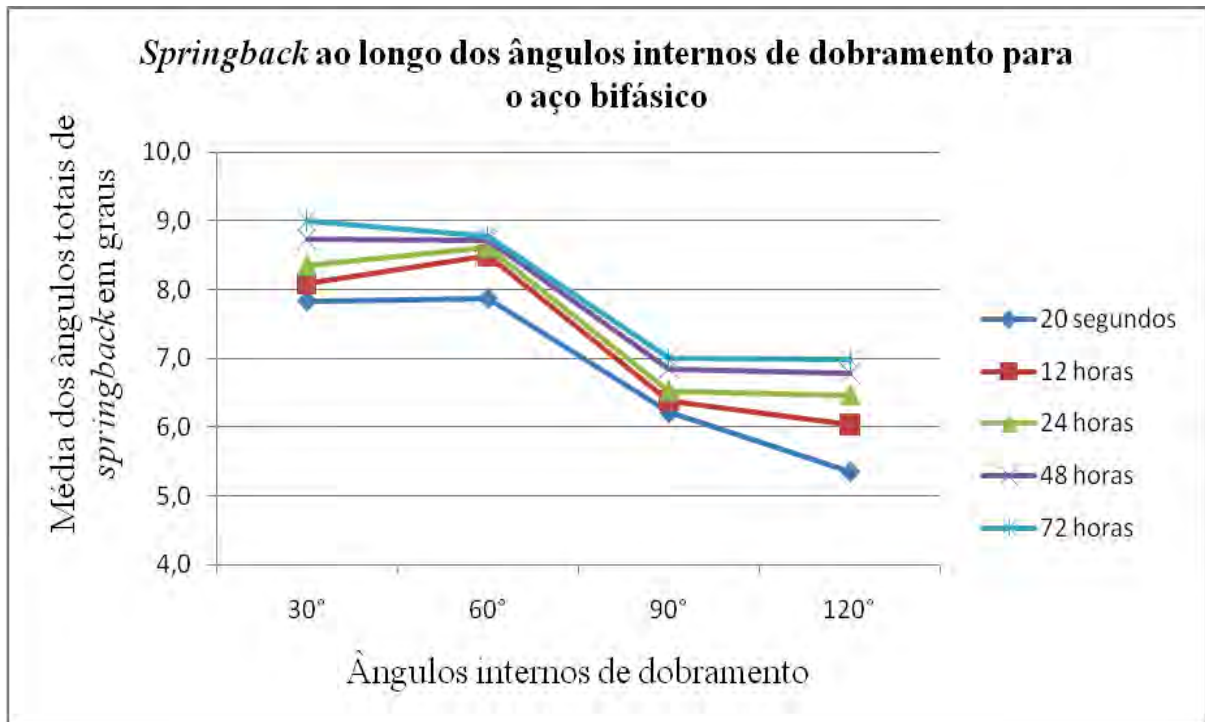


Figura 35. Média dos ângulos totais de *springback* para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento após a conformação mecânica, sendo três repetições por tratamento.

A Figura 36 mostra uma análise de variância feita pelo software Minitab 14, na qual é possível observar que para um nível de 5% de significância não houveram efeitos significativos de interação entre os tratamentos tempo e grau. Já no gráfico que apresenta os efeitos do grau, é possível notar diferenças significativas entre dois grupos de ângulos de dobramento, sendo que o grupo 30° e 60° foi o que apresentou os maiores ângulos de *springback* e o grupo 90° e 120°, o que apresentou os menores ângulos, mostrando que o efeito *springback* varia de acordo com o ângulo de dobramento aplicado. E para o gráfico que apresenta os efeitos do tempo, nota-se que o tempo de 20 segundos (representado como 0,005 horas) foi o único que diferenciou-se estatisticamente dos demais tratamentos de tempo, pois sua média ficou fora do limite dos desvios dos demais tratamentos, visto que as maiores variações de *springback* ocorreram no tempo de 20 segundos.

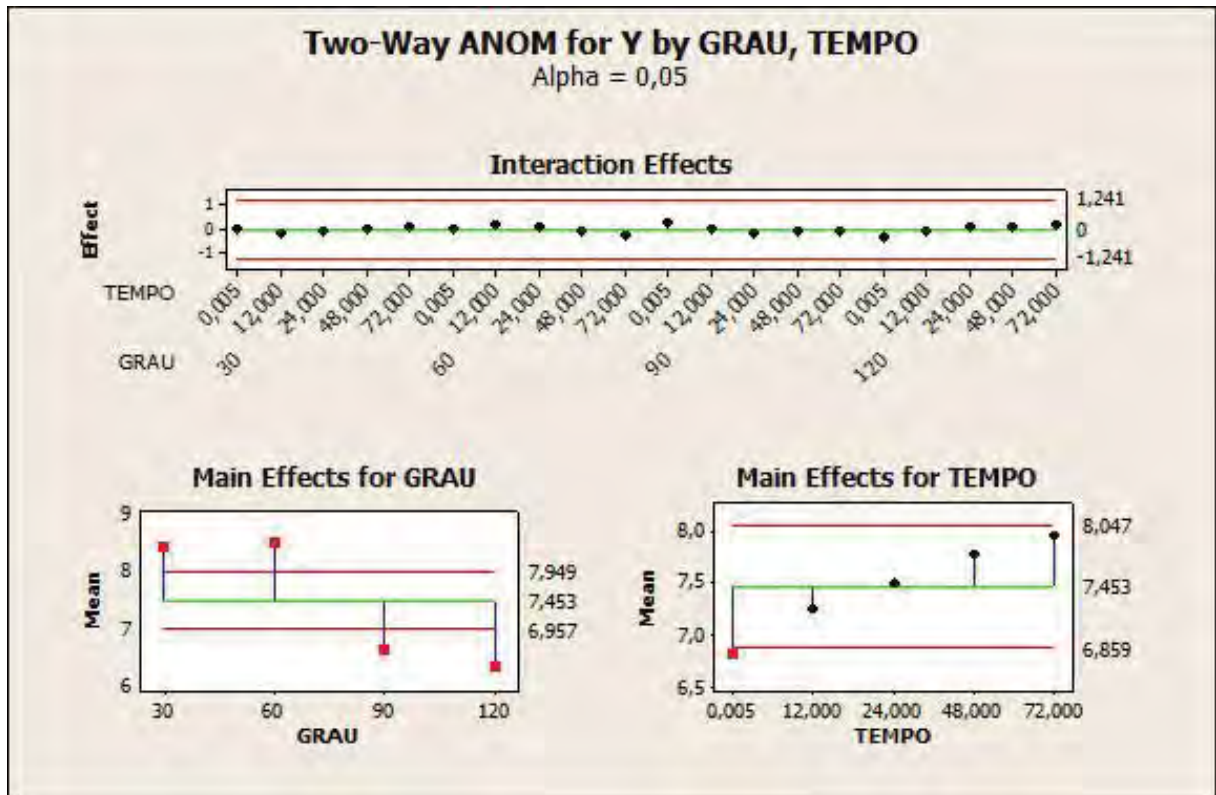


Figura 36. Efeitos de interação entre os tratamentos grau e tempo, os principais efeitos do tratamento grau e os principais efeitos do tratamento tempo a um nível de significância de 5% para o aço bifásico, sendo três repetições por tratamento.

No que diz respeito à análise microestrutural, foram coletados valores da razão de aspecto de todos os grãos de ferrita (fase clara), sendo que os valores analisados foram obtidos a partir de um corte da chapa de aço já conformada e após passar por efeito *springback* superior ao tempo de 72 horas. O corte foi realizado na região de dobramento.

Analisando-se a Tabela 12, onde é mostrada uma análise de variância para a razão de aspecto, tem-se que o valor - p é menor que 0,05 e assim, a variação dos valores de razão de aspecto para o aço bifásico diferenciam entre si ao longo dos graus de tratamento a um nível de significância de 5%.

Tabela 12. Análise de variância da razão de aspecto após 72 horas do efeito *springback*, considerando os quatro ângulos internos de dobramento aplicados, para o aço bifásico a partir de 30 fotos.

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	0,03813	4	0,009533	2,631578	0,036708	2,434065
Dentro dos grupos	0,525241	145	0,003622			
Total	0,563372	149				

Como mostrado na Figura 37, o valor de razão de aspecto para o ângulo 180° refere-se ao material como recebido antes de passar por conformação mecânica. Neste gráfico é observado que o tratamento que mais se diferenciou dos demais foi o de 120°, obtendo assim a maior razão de aspecto. Já para os demais tratamentos, seus valores de razão de aspecto se aproximaram aos do material como recebido.

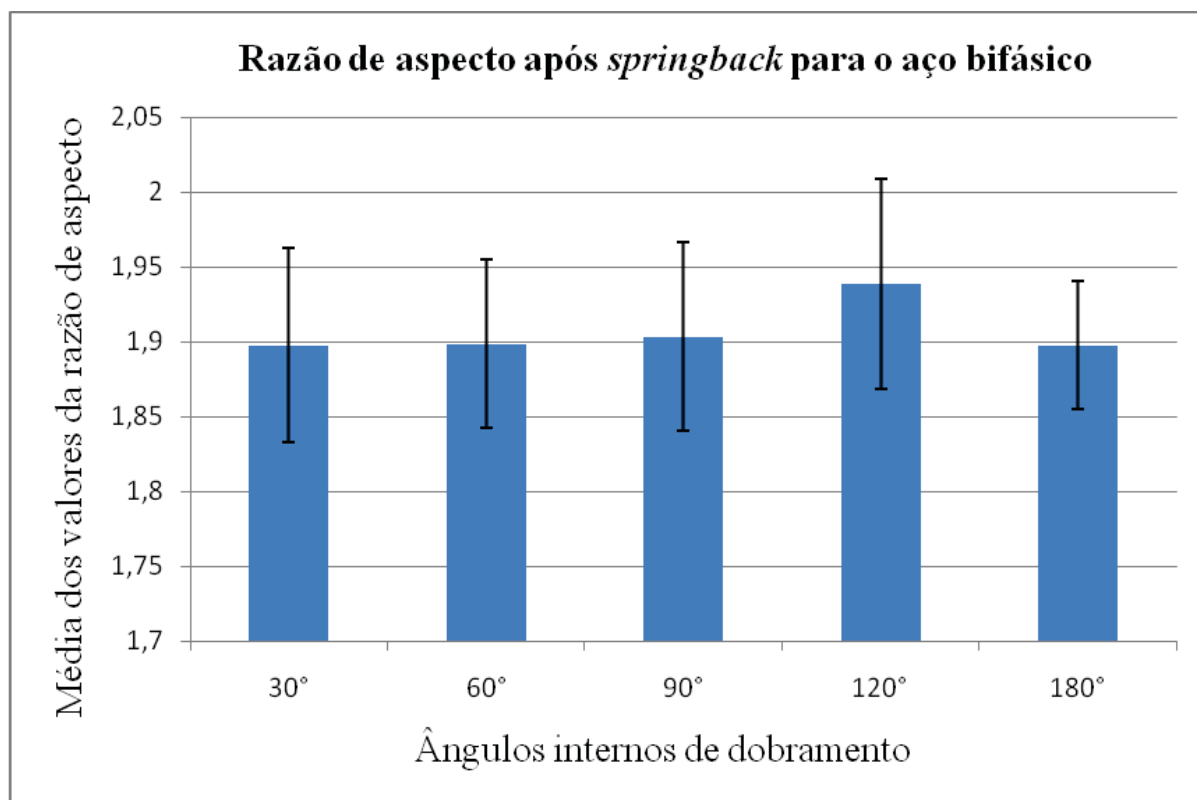


Figura 37. Média dos valores da razão de aspecto e respectivas barras verticais de desvio padrão após 72 horas de remoção das restrições obtidas a partir de 30 fotos para cada ângulo interno de dobramento de 30° a 120°, sendo que 180° é o material como recebido.

A Figura 38 confirma os resultados da Figura 37, mostrando que a média dos valores de razão de aspecto vinda a partir do tratamento de ângulo interno de dobramento de 120° foi a que mais se diferenciou da média dos outros tratamentos. A barra vertical mais elevada para o tratamento referente a 60° refere-se apenas a um valor discrepante entre os valores de razão de aspecto.

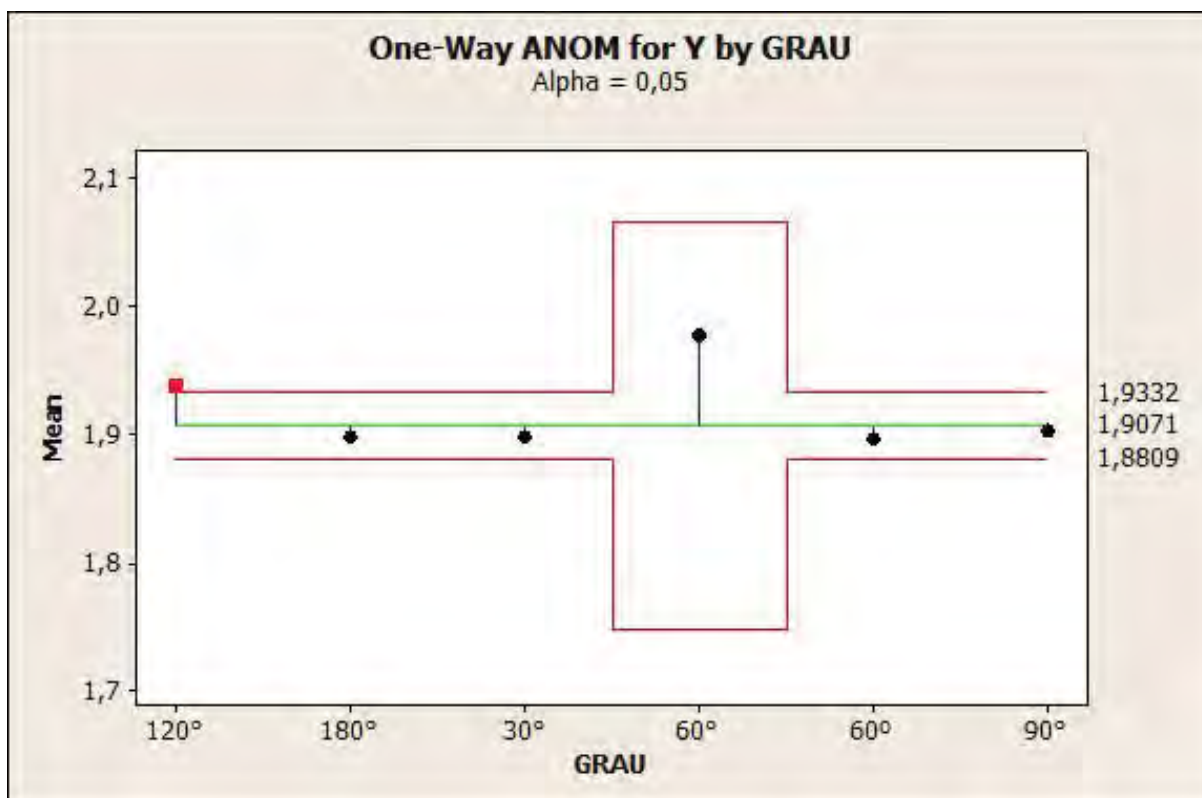


Figura 38. Análise de variância para o aço bifásico ao nível de significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.

As Figuras 39 de (a) a (j) são imagens da microestrutura do aço bifásico obtidas por microscopia óptica. Observa-se em todas as imagens a presença da microestrutura martensita (parte escura) como ilhas imersas na matriz de ferrita (parte clara).

As imagens (a) e (b) da Figura 39, referentes ao material como recebido, sem passar por conformação mecânica, não apresentaram grandes diferenças visuais no que diz respeito ao tamanho e forma dos grãos de ferrita em relação às imagens (e), (f), (g), (h), (i) e (j). Já as imagens (c) e (d) diferenciam-se das demais, pois é observada a presença de grãos de ferrita mais alongados em sua direção transversal (setas). Dessa forma, esse material submetido ao tratamento de 120° foi o que apresentou a maior razão de aspecto.

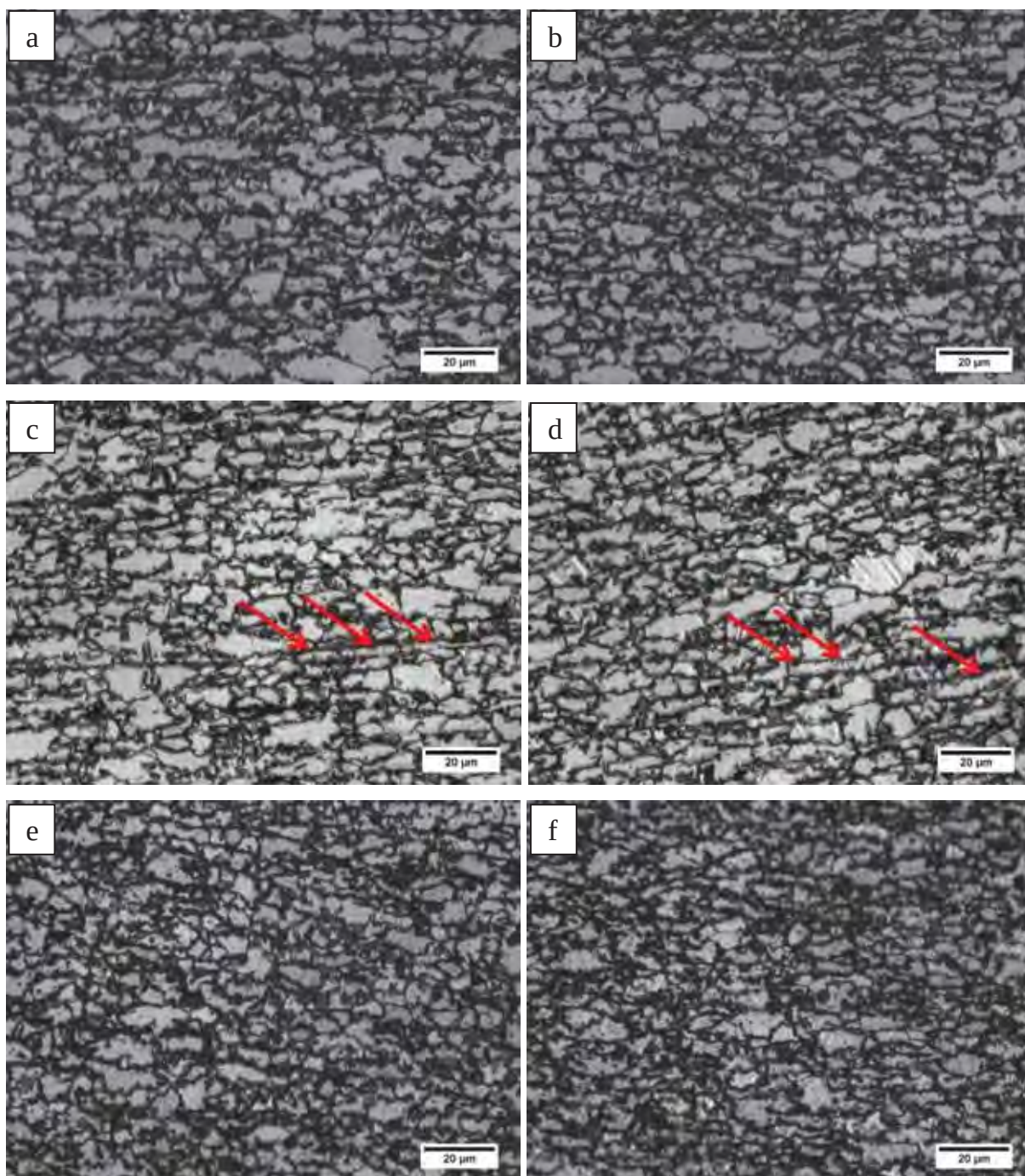


Figura 39. Imagens de microscopia óptica para o aço bifásico tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito *springback* nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (a) e (b): material como recebido, (c) e (d): 120°, (e) e (f): 90°, aumento de 500X, reagente Nital 2%.

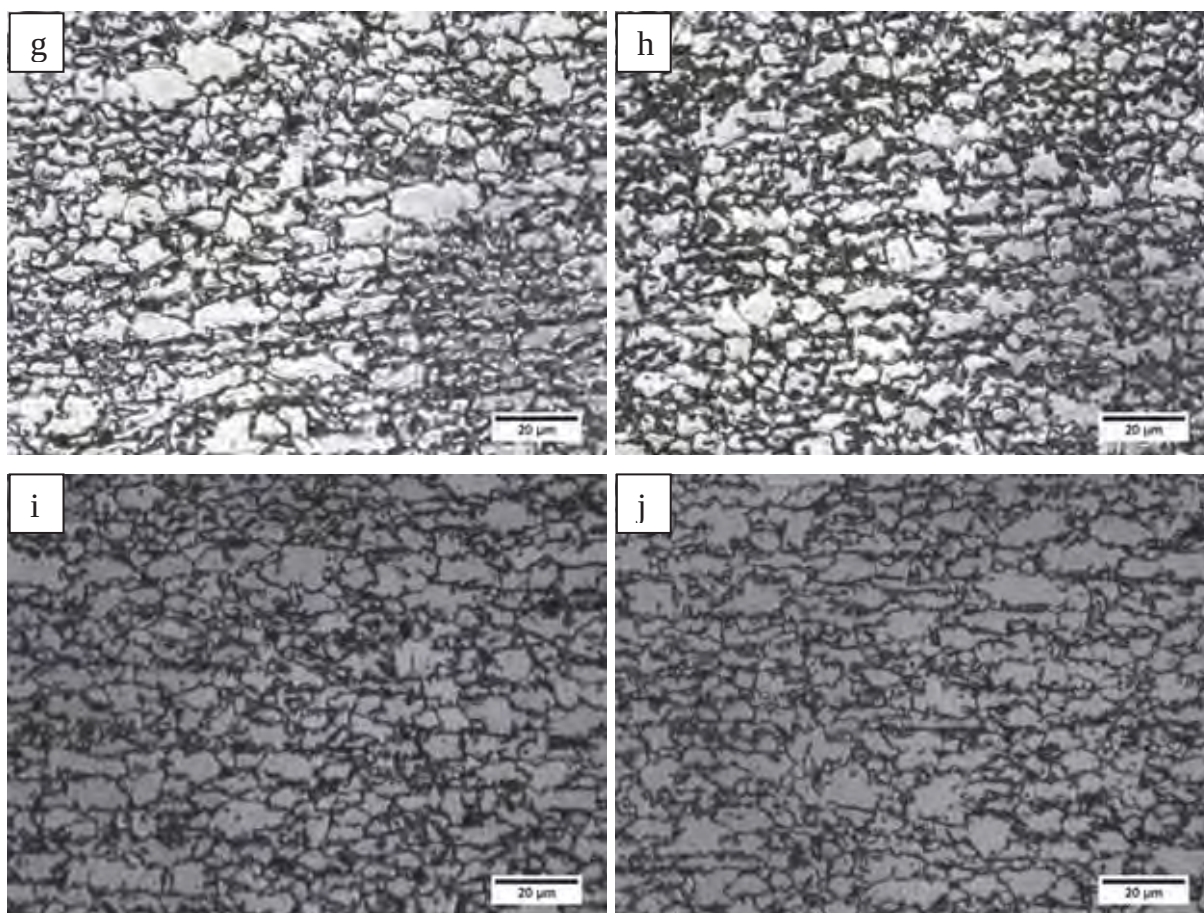


Figura 39. Imagens de microscopia óptica para o aço bifásico tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito *springback* nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (g) e (h): 60°, (i) e (j): 30°, aumento de 500X, reagente Nital 2%.

Como se pode observar na Figura 40, o material como recebido (a) apresenta-se bem semelhante ao material após conformação em 30° (b). Em (b), os grãos de ferrita mostram-se mais compactados em relação aos outros e os grãos de martensita se mostram alinhados como se fossem linhas de martensita devido à proximidade dos grãos. Ainda assim, os grãos de ferrita apresentam-se com forma semelhante ao do material como recebido.

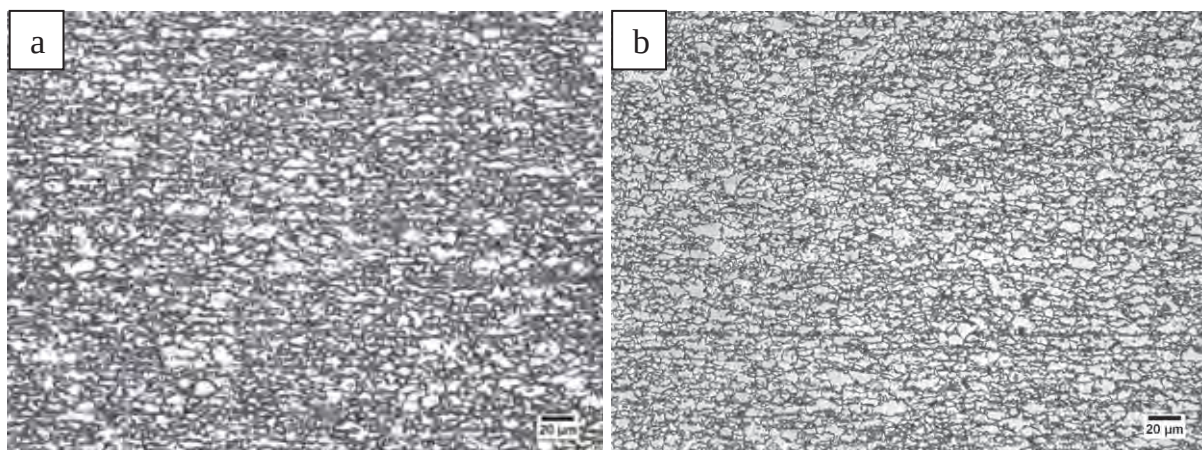


Figura 40. Imagens de microscopia óptica para o aço bifásico do material como recebido (a) e do material após conformação mecânica no ângulo interno de 30° e efeito *springback* (b). Aumento de 200X, Nital 2%.

Fazendo-se uma análise geral do aço bifásico correlacionando os efeitos do *springback* com a microestrutura, pode-se dizer que quando o material sofreu uma alta taxa do efeito *springback*, como exemplo na Figura 36, para o tratamento tendo como ângulo interno 30° durante a conformação mecânica, tal material não obteve variação significativa em sua razão de aspecto final após o efeito *springback*, se comparado ao material como recebido. Isso pode ser observado como base na Figura 40, a qual mostra uma semelhança entre os grãos de ferrita do material como recebido e do material que sofreu conformação a 30°.

O único tratamento que apresentou grãos de ferrita com formas mais alongadas no sentido transversal foi o submetido à conformação em 120°, como pode ser confirmado estatisticamente (Figura 38), em que a média de tal tratamento ultrapassa a linha limitante dos desvios adicionados ao nível de significância de 5%, como também pela Figura 39 (c) e (d) em que as setas indicam alguns grãos mais alongados em apenas uma direção.

Os demais tratamentos, que passaram por conformação a 90° e a 60°, mostraram grãos de ferrita semelhantes ao do material como recebido, assim como o tratamento 30°, visto que tais tratamentos, 90° e 60° também obtiveram efeito *springback* superior ao tratamento 120°, concluindo assim que o efeito *springback* causou uma

recuperação dos grãos de ferrita após a remoção de restrições vindas do processo de conformação. Não tendo mais tais restrições de força, os grãos tendem a uma recuperação elástica, retornando às suas formas originais. Além disso, como houve deslizamento dos planos cristalográficos durante a conformação, atingindo a zona plástica, os grãos não mais conseguirão retornar à sua posição original, porém com a remoção das restrições após conformação, ocorre um alívio das tensões residuais existentes nos grãos as quais são propagadas pelos diferentes planos cristalográficos, proporcionando um efeito de “relaxamento” dos grãos individuais, e assim as distorções nas dimensões dos grãos é ligeiramente diminuída.

Já no caso do tratamento de 120°, o efeito *springback* é menor, assim o alívio das tensões residuais pelos planos cristalográficos é menor também, fazendo com que as distorções nas dimensões dos grãos provocadas durante a conformação quase não se alterem, mantendo uma elevada razão de aspecto. Conclui-se que neste estudo para o aço bifásico, o efeito *springback* teve o papel de fazer com que os grãos diminuíssem suas distorções causadas pelo processo de conformação mecânica.

Uma comprovação de que a variação na razão de aspecto é influenciada pelo efeito *springback* e não só pela taxa de alongamento do aço pode ser obtida analisando-se o aço bifásico, o qual apresenta a menor taxa de alongamento entre os quatro materiais. Assim, se a razão de aspecto fosse influenciada somente pela taxa de alongamento, todos os tratamentos de conformação para este aço deveriam apresentar razões de aspecto estatisticamente iguais ao do material como recebido. Porém, para o tratamento a 120°, sua razão de aspecto foi superior estatisticamente ao do material como recebido, visto que este tratamento foi o que obteve o menor efeito *springback* não sendo este suficiente para anular os efeitos da conformação. Portanto, em todos os tratamentos de conformação, o aço bifásico se alongou, porém o alto efeito *springback* dos tratamentos 90°, 60° e 30° foram suficientes para fazer os grãos retornarem às suas formas originais, resultando em razões de aspecto semelhantes ao do material como recebido.

4.2 Análise do efeito *springback* e microestrutural no aço baixo carbono

A análise de variância para o aço baixo carbono submetido ao efeito *springback* revelou que a diferença entre as médias foram significativas apenas para o fator grau, sendo que, de acordo com a Tabela 13, este foi o único fator que apresentou um “valor – p” menor que 0,05, influenciando então significativamente no efeito *springback*. Já para o fator tempo há 95% de chance de que suas médias sejam iguais, visto que o “valor – p” foi maior que 0,05, concluindo que este fator não influenciou significativamente o efeito *springback*. Quanto às interações, há uma probabilidade de 95% de que as médias dos tratamentos sejam iguais. Sendo assim, não houveram interações significativas que influenciassem no efeito *springback*.

Tabela 13. Análise de variância do efeito *springback* para o aço baixo carbono.

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Tempo	11,10808	4	2,77702	2,10922	0,097568449	2,605975
Grau	67,08513	3	22,36171	16,98431	2,87032E-07	2,838745
Interações	3,169319	12	0,26411	0,200598	0,997680843	2,003459
Dentro	52,6644	40	1,31661			
Total	134,0269	59				

A Figura 41 apresenta os valores do ângulos de *springback* ao longo do tempo de 20 segundos até 72 horas para cada grau de tratamento. Nota-se que as maiores taxas de *springback* foram obtidas aos 20 segundos após a conformação mecânica, seguidas de pequenos incrementos até 72 horas. Porém tais incrementos nos ângulos se seguiram ao longo do tempo sem causar grandes variações angulares entre os tempos final e o inicial, assim o fator tempo para o aço baixo carbono não afetou o efeito *springback*. A partir desta Figura nota-se também que a maior diferença entre os tratamentos ocorreu com relação aos graus entre 30° e 60°, sendo que durante a execução do tratamento a 60° ocorreu um escorregamento das amostras entre os

moldes durante o carregamento de tensão, resultando em menores ângulos de *springback*.

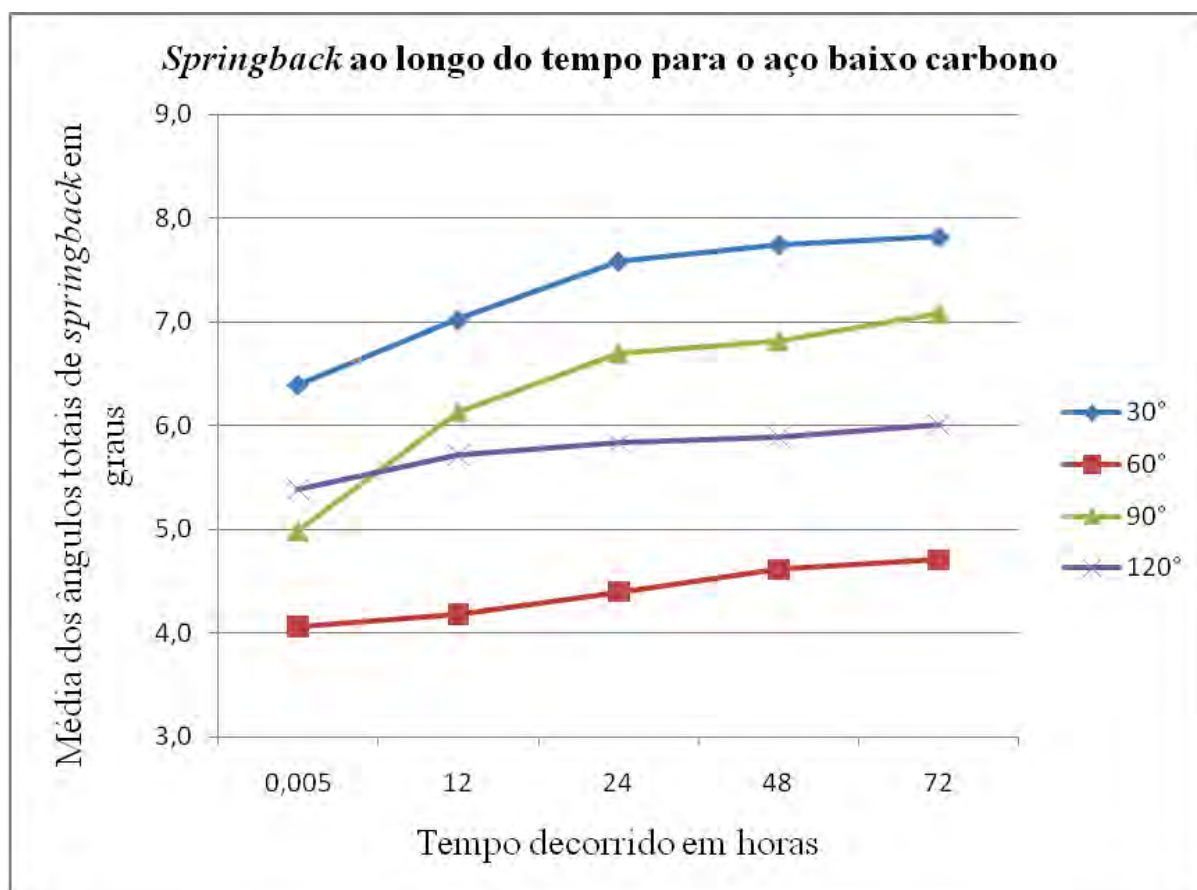


Figura 41. Média dos ângulos totais de *springback* para cada grau de dobramento ao longo do tempo após a conformação mecânica, sendo três repetições por tratamento.

A Figura 42 mostra o efeito *springback* ao longo dos graus de tratamento para cada linha de tempo e, de acordo com ela, nota-se que o tratamento a 30° foi o que obteve os maiores ângulos de *springback* e o tratamento a 60° foi o que obteve os menores ângulos.

Portanto, conclui-se que, para o aço baixo carbono, uma diminuição no valor do ângulo interno de dobramento afeta significativamente o efeito *springback*, sendo que neste caso, as alterações mais severas ocorreram para o tratamento a 30° apresentando este o maior efeito *springback* e, posteriormente, para o tratamento de 60°

apresentando este o menor efeito *springback*, sendo este último devido ao escorregamento das amostras entre os moldes durante o carregamento de tensão.

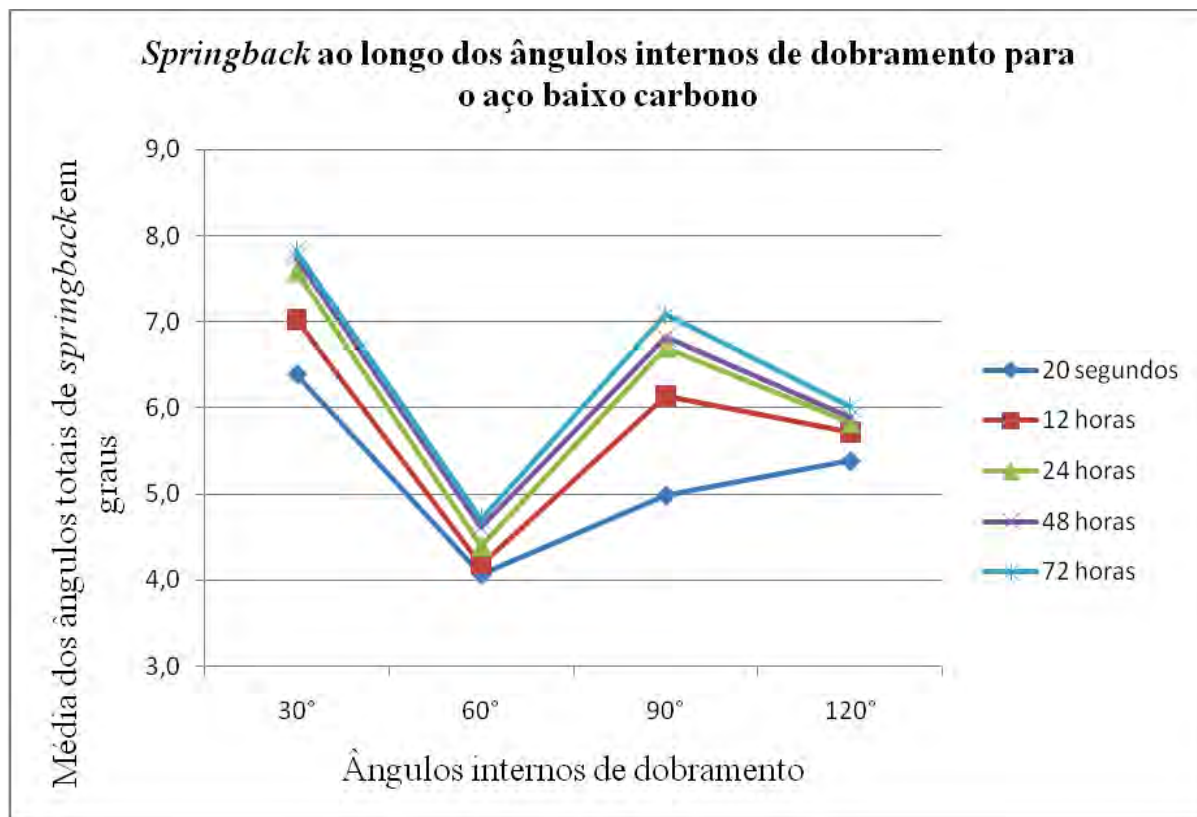


Figura 42. Média dos ângulos totais de *springback* para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento após a conformação mecânica, sendo três repetições por tratamento.

De acordo com a Figura 43, observa-se que a interação entre os ângulos internos de dobramento aplicados e os tempos de medição após a conformação mecânica não influenciaram significativamente o efeito *springback*, sendo que todos os pontos desses tratamentos se mantêm ao longo da linha da média aproximadamente na mesma reta. Com relação ao gráfico que apresenta os efeitos do grau, os tratamentos 30° e 60° foram os que se diferenciaram estatisticamente dos demais, apresentando o maior e o menor efeito *springback* respectivamente. Já para o gráfico que mostra os efeitos do tempo, pode ser novamente confirmado que tal fator não influenciou o efeito

springback sendo que suas médias se localizaram internamente à região delimitada pela linha dos desvios ao risco de 5%.

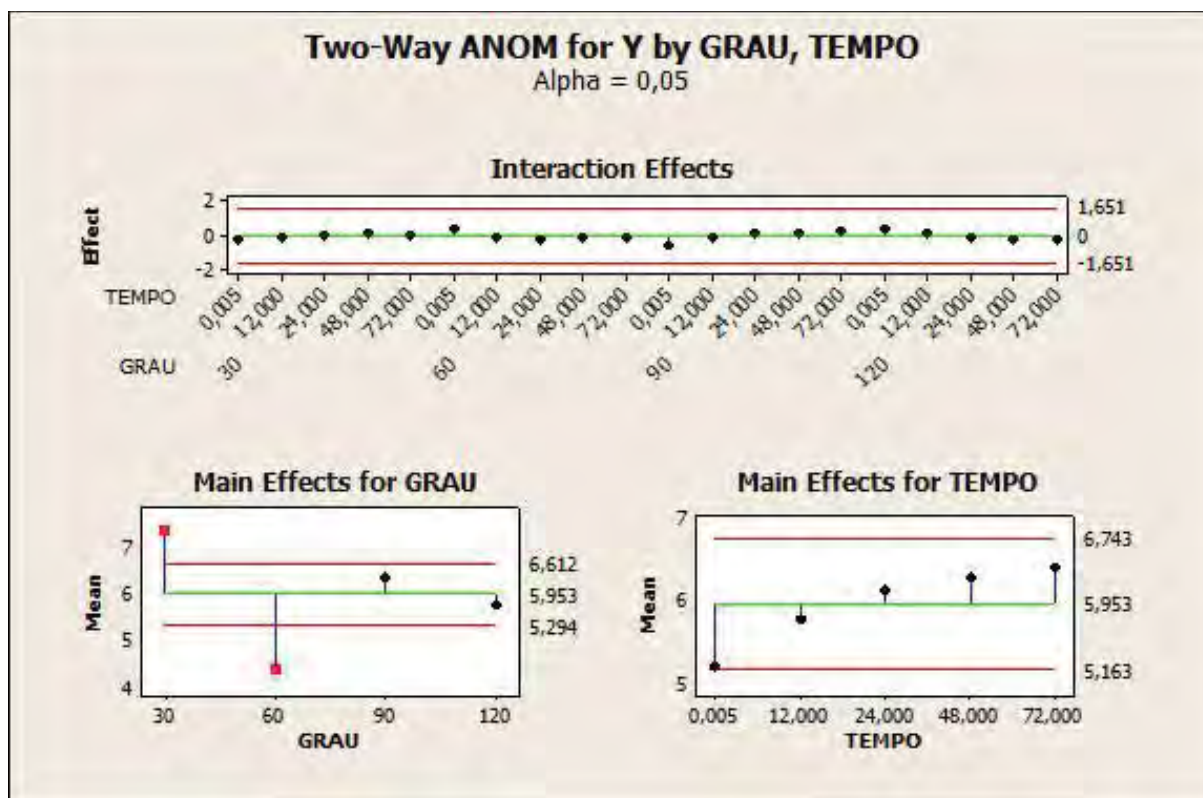


Figura 43. Efeitos de interação entre os tratamentos grau e tempo, os principais efeitos do tratamento grau e os principais efeitos do tratamento tempo a um nível de significância de 5% para o aço baixo carbono, sendo três repetições por tratamento.

A fim de apresentar as distorções da forma dos grãos ao longo dos planos cristalográficos, foram coletados valores da razão de aspecto nos grãos de ferrita do aço baixo carbono a partir da região de dobra 72 horas após a conformação mecânica.

A Tabela 14, que mostra a análise de variância para a razão de aspecto, fornece um valor - p menor que 0,0. Sendo assim, tem-se que a variação nos valores de razão de aspecto para o aço baixo carbono diferenciam entre si ao longo dos graus de tratamento a um nível de significância de 5%, o que permite concluir que a razão de aspecto é alterada pela conformação mecânica seguida do efeito *springback*.

Tabela 14. Análise de variância da razão de aspecto após 72 horas do efeito *springback*, considerando os quatro ângulos internos de dobramento aplicados, para o aço baixo carbono a partir de 30 fotos.

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	5,36437	4	1,341093	20,65253	1,73E-13	2,434065
Dentro dos grupos	9,415718	145	0,064936			
Total	14,78009	149				

De acordo com a Figura 44, que apresenta as médias de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, há uma diferença entre os desvios padrão com relação à média, principalmente para o ângulo de 90°, que foi o tratamento que obteve os menores valores de razão de aspecto, contrastando com o tratamento à 180°, que se refere ao material como recebido.

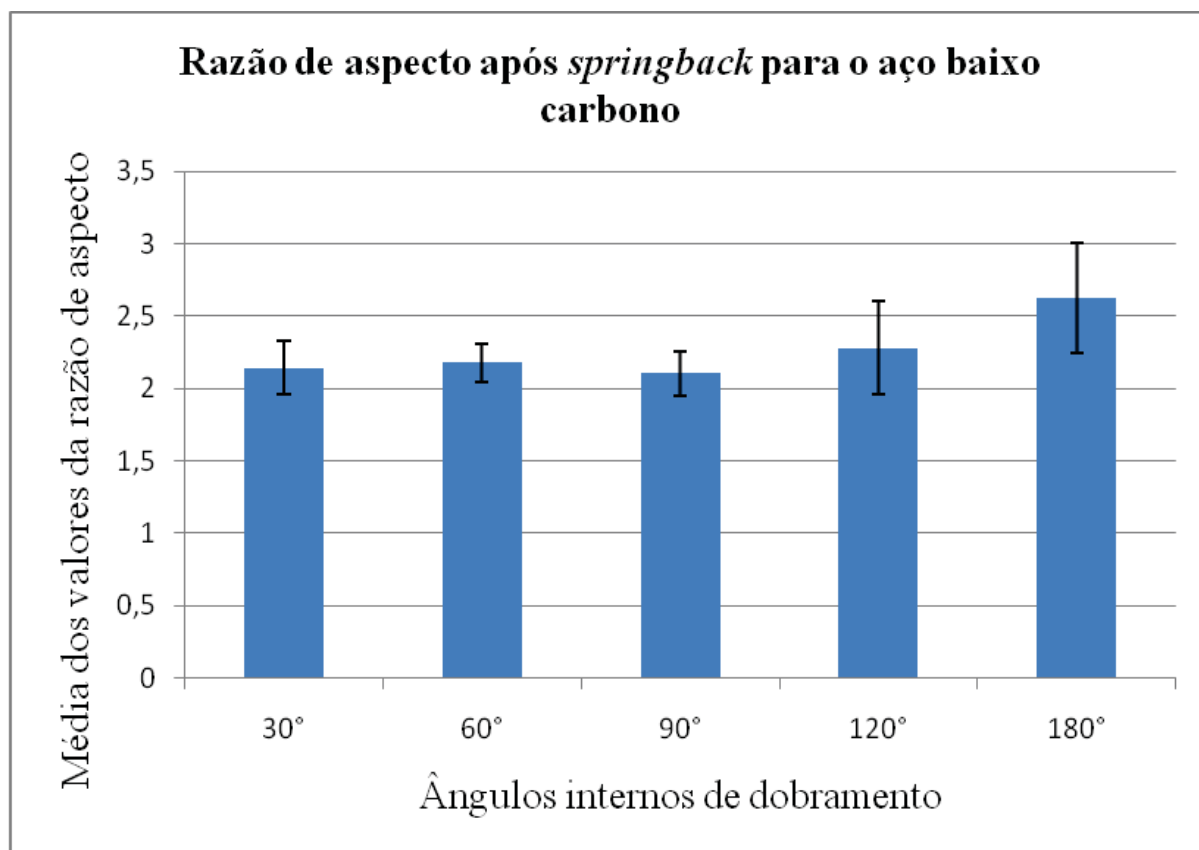


Figura 44. Média dos valores da razão de aspecto e respectivas barras verticais de desvio padrão após 72 horas de remoção das restrições obtidas a partir de 30 fotos para cada ângulo interno de dobramento de 30° a 120°, sendo que 180° é o material como recebido.

A Figura 45, que é uma análise realizada por meio do software Minitab 14, vem confirmar os dados da Figura 40, mostrando que os valores de razão de aspecto para o material como recebido, à 180° foi o tratamento que mais se diferenciou significativamente de todos os outros tratamentos. Isso significa que a razão de aspecto foi totalmente alterada após passar por dobramento e *springback*. Os tratamentos a 30° e 90° apresentaram os menores valores de razão de aspecto e se diferenciaram estatisticamente dos demais. Assim, conclui-se que para o aço baixo carbono, após a conformação mecânica, a razão de aspecto é alterada significativamente duas vezes, sendo que a primeira se dá aos 120° (como a maior razão de aspecto dentre os tratamentos que passaram por conformação) e a segunda aos 90° (como a menor razão de aspecto dentre os tratamentos que passaram por conformação).

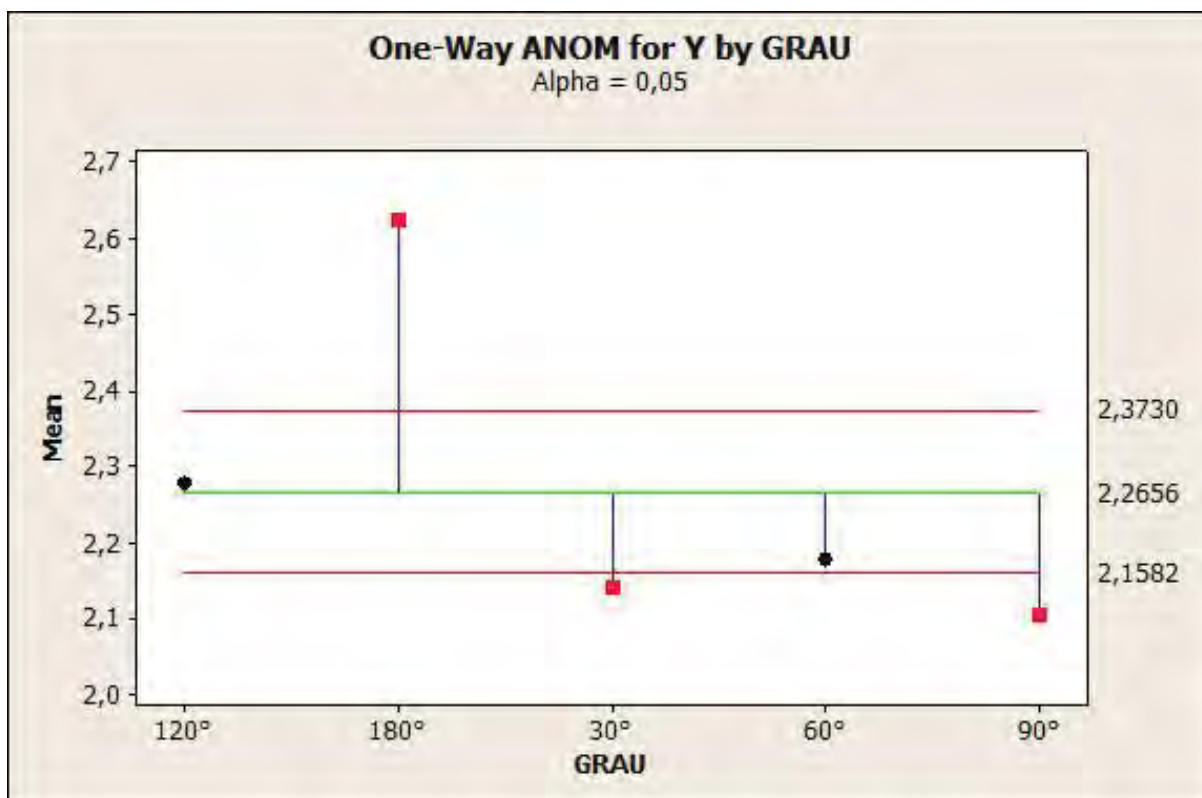


Figura 45. Análise de variância para o aço baixo carbono ao nível de significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.

As Figuras 46 de (a) a (j) são imagens da microestrutura do aço baixo carbono obtidas por microscopia óptica. Observa-se em todas as imagens a presença da microestrutura ferrita. Nas imagens (a) e (b) nota-se que alguns grãos de ferrita apresentam-se mais alongados na direção transversal no sentido de laminação. O material como recebido, portanto, apresenta elevada razão de aspecto. Já nas imagens (c) e (d) observa-se uma diminuição no tamanho do grãos e não se apresentam mais tão alongados na direção transversal como nas fotos (a) e (b). Isso pode ser confirmado na Figura 45, onde o tratamento 120° apresentou uma queda na sua razão de aspecto quando comparado ao material como recebido.

Os grãos de aspecto mais arredondado, ou seja, nos quais não existem quase diferenças dimensionais entre a direção longitudinal e transversal, cuja razão de aspecto tende a se aproximar da circularidade, são observados nas imagens (e) e (f),

que representam as amostras do tratamento a 90° , o qual forneceu os menores valores de razão de aspecto como apresentados na Figura 45. As imagens (g) e (h) apresentam grãos ligeiramente mais alongados na direção transversal se comparadas às imagens (e) e (f), o que confirma a maior razão de aspecto do tratamento 60° em relação a 90° de acordo com a Figura 45. E as imagens (i) e (j), referentes ao tratamento a 30° , apresentam uma maior quantidade de grãos mais arredondados que no tratamento anterior a 60° , visto que o tratamento a 30° obteve menor razão de aspecto se comparado a 60° , como mostra a Figura 45.

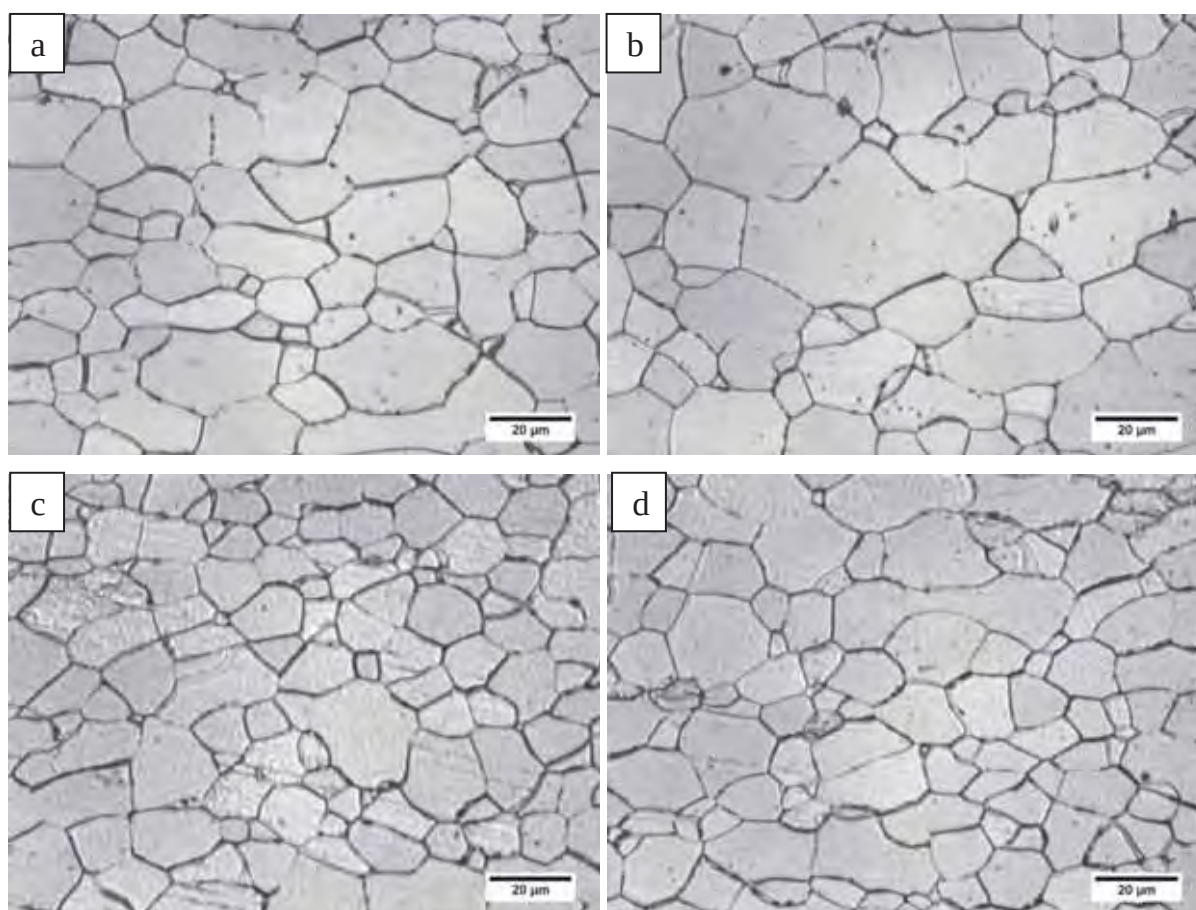


Figura 46. Imagens de microscopia óptica para o aço baixo carbono tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito *springback* nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (a) e (b): material como recebido, (c) e (d): 120° , aumento de 500X, reagente Nital 2%.

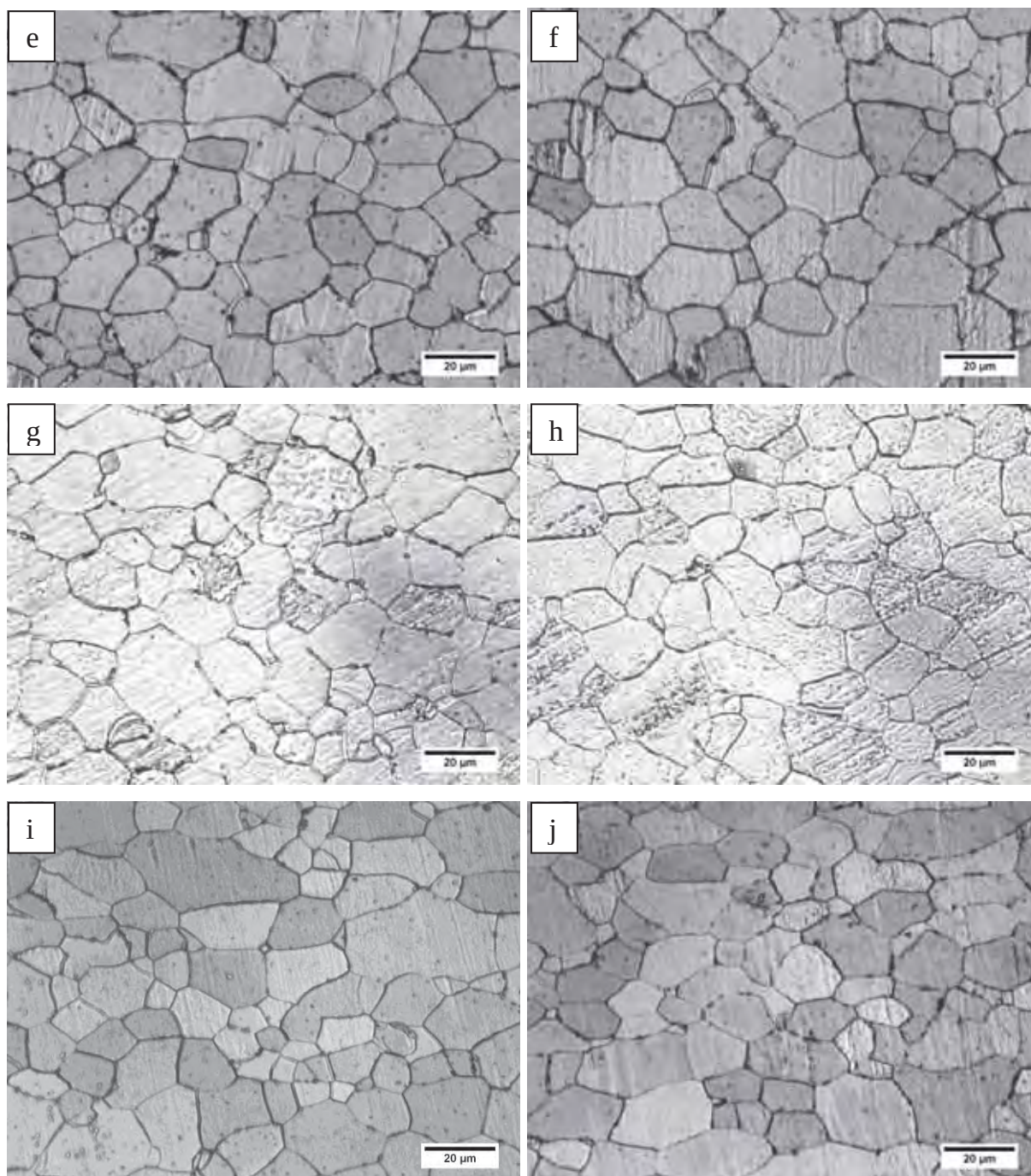


Figura 46. Imagens de microscopia óptica para o aço baixo carbono tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito *springback* nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (e) e (f): 90°, (g) e (h): 60°, (i) e (j): 30°, aumento de 500X, reagente Nital 2%.

Observando-se a Figura 47, nota-se que os grãos de ferrita da imagem (a) apresentam-se maiores e mais alongados na direção transversal se comparados à

imagem (b). A imagem (a) refere-se ao material como recebido e este apresentou a maior razão de aspecto comprovado pela Figura 45. Já a imagem (b) mostra os grãos de ferrita ligeiramente alongados devido ao processo de conformação mecânica a 30°, porém menores que os grãos do material como recebido, devido ao efeito *springback*.

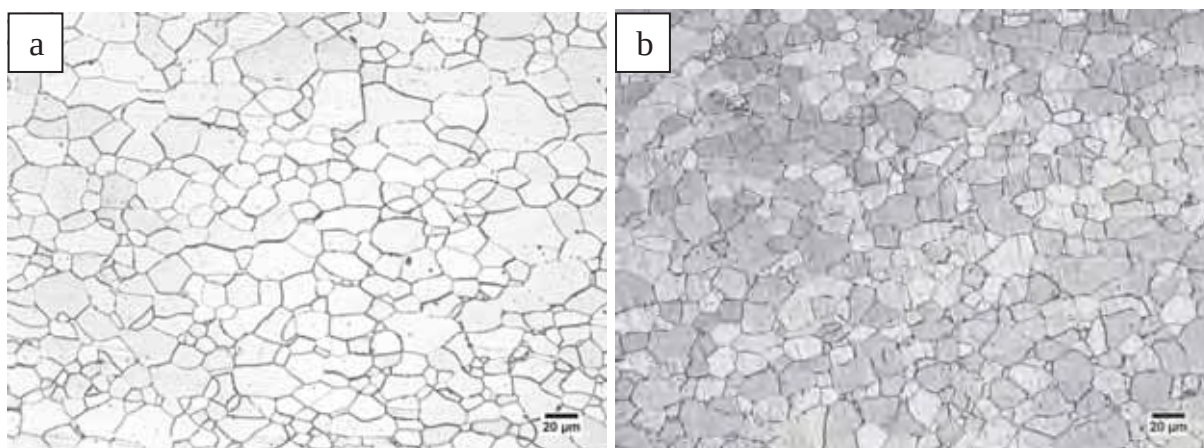


Figura 47. Imagens de microscopia óptica para o aço baixo carbono do material como recebido em (a) e do material após conformação mecânica no ângulo interno de 30° e efeito *springback*, aumento de 200X, Nital 2%.

Ao correlacionar os efeitos do *springback* com a microestrutura para o aço baixo carbono, pode-se dizer que o maior efeito *springback* foi obtido no tratamento a 30°, sendo que o mesmo tratamento apresentou uma das menores taxas de razão de aspecto. E o menor efeito *springback* foi obtido no tratamento a 60°, sendo que este tratamento apresentou uma das maiores taxas de razão de aspecto.

Dessa forma é possível concluir que para o aço baixo carbono a variação no efeito *springback* é inversamente proporcional à variação na razão de aspecto de seus grãos. Porém, há um outro fator que influencia na variação da razão de aspecto neste tipo de aço, visto que os tratamentos a 30° e 90° os quais apesar de apresentarem os menores valores de razão de aspecto, quando comparados entre si, apresentam razões de aspecto diferentes das esperadas.

Os tratamentos a 90° e 30° apresentaram os maiores efeitos *springback*, respectivamente em ordem crescente, então deveriam apresentar as menores razões de

aspecto na ordem decrescente de 90° para 30°, respectivamente, ou seja, deveriam aumentar de 30° para 90°, no caso de tais tratamentos estarem seguindo a mesma linha de resultados para o aço bifásico, no qual um aumento no efeito *springback* de um tratamento para outro causou uma diminuição na razão de aspecto de um tratamento para outro na mesma ordem.

No entanto, para o aço baixo carbono, as menores razões de aspecto ocorreram de 90° para 30° na ordem crescente, ou seja, aumentaram de 90° para 30°. Ocorreu, portanto, o oposto do esperado. Isso pode ser explicado devido à sua porcentagem de alongamento que, quando comparada ao aço bifásico, apresenta-se 7% maior. Essa maior porcentagem de alongamento pode ter sido a responsável por ter resultado em uma razão de aspecto ligeiramente maior aos 30° mesmo sendo este o tratamento com maior efeito *springback*, visto que de acordo com Callister (2008), a razão de aspecto em folhas de aço é diretamente influenciada pela taxa de alongamento do material.

Acredita-se que um dobramento realizado com um ângulo interno de 30° é mais severo do que com um ângulo interno de 90° e essa característica do aço baixo carbono de ter maior alongamento que o aço bifásico fez com que os grãos do aço baixo carbono ao serem submetidos a um dobramento de 30° se alongassem mais do que quando submetidos a um dobramento de 90°. Apesar do aço baixo carbono possuir um alto grau de resistência, o que lhe confere um maior efeito *springback*, a alta capacidade de alongamento dos grãos desse aço os mantêm alongados mesmo após o *springback*. Como resultado, se os grãos do aço baixo carbono alongam-se mais aos 30° do que aos 90° durante a conformação, a razão de aspecto posterior ao tratamento a 30° será superior ao tratamento de 90°.

O mesmo ocorreu para os tratamentos de 60° e 120° que apresentaram respectivamente valores dos ângulos de *springback* em ordem crescente e então deveriam apresentar as maiores razões de aspecto na ordem decrescente de 60° para 120° respectivamente, ou seja, deveriam aumentar de 120° para 60°, de acordo com o raciocínio que aços de alta resistência, ao sofrerem maior efeito *springback*, apresentam menor razão de aspecto.

No entanto, para o aço baixo carbono, as maiores razões de aspecto ocorreram na ordem decrescente de 120° para 60°, ou seja, aumentaram de 60° para 120°, sendo o oposto do esperado. Seguindo a lógica de que em aços resistentes quanto mais alongado o material é durante a conformação, maior é o seu efeito *springback*, tem-se que como o tratamento a 60° deveria ter maior efeito *springback* que a 120°, porém devido a um escorregamento das amostras durante o processo de conformação em torno dos moldes, seus grãos sofreram menor alongamento que os grãos do tratamento 120° durante a conformação, resultando em menor efeito *springback*. A menor taxa de alongamento fez com que seus grãos não tivessem grandes necessidades de aumentar o efeito *springback* para retornarem a condição original. E se tais grãos apresentaram menor taxa de alongamento para o tratamento de 60°, a média dos valores da razão de aspecto final para 60° seria menor que a média para 120°.

4.3 Análise do efeito *springback* e microestrutural no aço endurecível após pintura

A Tabela 15, que mostra uma análise de variância para o aço endurecível após pintura submetido ao efeito *springback* mostra que a diferença entre as médias foram significativas para o fator graus e para o fator tempo. Para esses dois fatores, o *valor - p* foi menor que 0,05, concluindo que suas médias têm uma probabilidade menor que 5% de serem iguais. Assim, tanto o fator tempo quanto o fator grau influenciaram significativamente o efeito *springback*. Porém não houveram influências significativas das interações entre o fator tempo e grau sobre o efeito *springback* visto que seu *valor - p* foi maior que 0,05.

Tabela 15. Análise de variância do efeito *springback* para o aço endurecível após pintura.

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>
Tempo	4,271912	4	1,067978	2,94958	0,031594281	2,605974949
Grau	47,07615	3	15,69205	43,33886	1,22252E-12	2,838745406
Interações	0,414481	12	0,03454	0,095394	0,999947961	2,003459396
Dentro	14,48312	40	0,362078			
Total	66,24567	59				

O efeito *springback* ao longo do tempo para cada grau de tratamento é apresentado na Figura 48, na qual se pode observar que as maiores variações angulares foram obtidas no tempo de 20 segundos, diminuindo até o tempo de 72 horas. Como exemplo, para a linha de tratamento a 30°, o ângulo total de *springback* obtido em 20 segundos foi de 7,2° e o mesmo ângulo total obtido em 72 horas foi de 7,7°. Portanto, para este tratamento, a variação do ângulo de *springback* foi de 7,2° em 20 segundos e apenas de 0,5° até 72 horas. Como a variação angular em 72 horas foi muito pequena em relação à de 20 segundos, tem-se que o fator tempo influenciou significativamente no efeito *springback*, sendo que o tempo aos 20 segundos foi o responsável por tal influência por apresentar os maiores ângulos de *springback*.

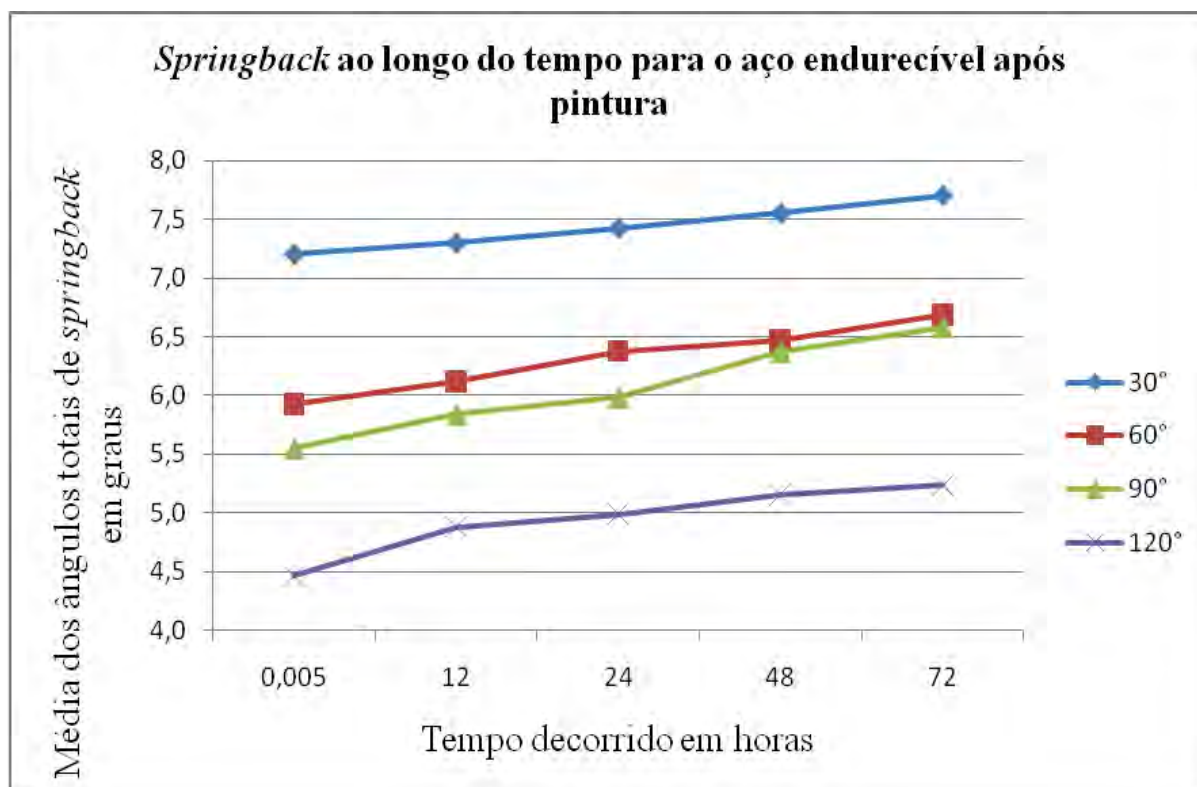


Figura 48. Média dos ângulos totais de *springback* para cada grau de dobramento ao longo do tempo após a conformação mecânica, sendo três repetições por tratamento.

De acordo com a Figura 49, que apresenta o efeito *springback* ao longo dos ângulos internos de dobramento para cada linha de tempo, é possível notar que na medida em que há um aumento no ângulo interno de dobramento, de 30° para 120°, há uma diminuição nos valores dos ângulos totais de *springback*. Tais resultados podem ser confirmados pelo trabalho de Jiang et al. (2010), no qual foi concluído que uma diminuição no ângulo interno de dobramento causa um aumento do efeito *springback*. Assim, o maior efeito *springback* obtido foi no tratamento a 30° e o menor efeito *springback* foi ao tratamento a 120°.

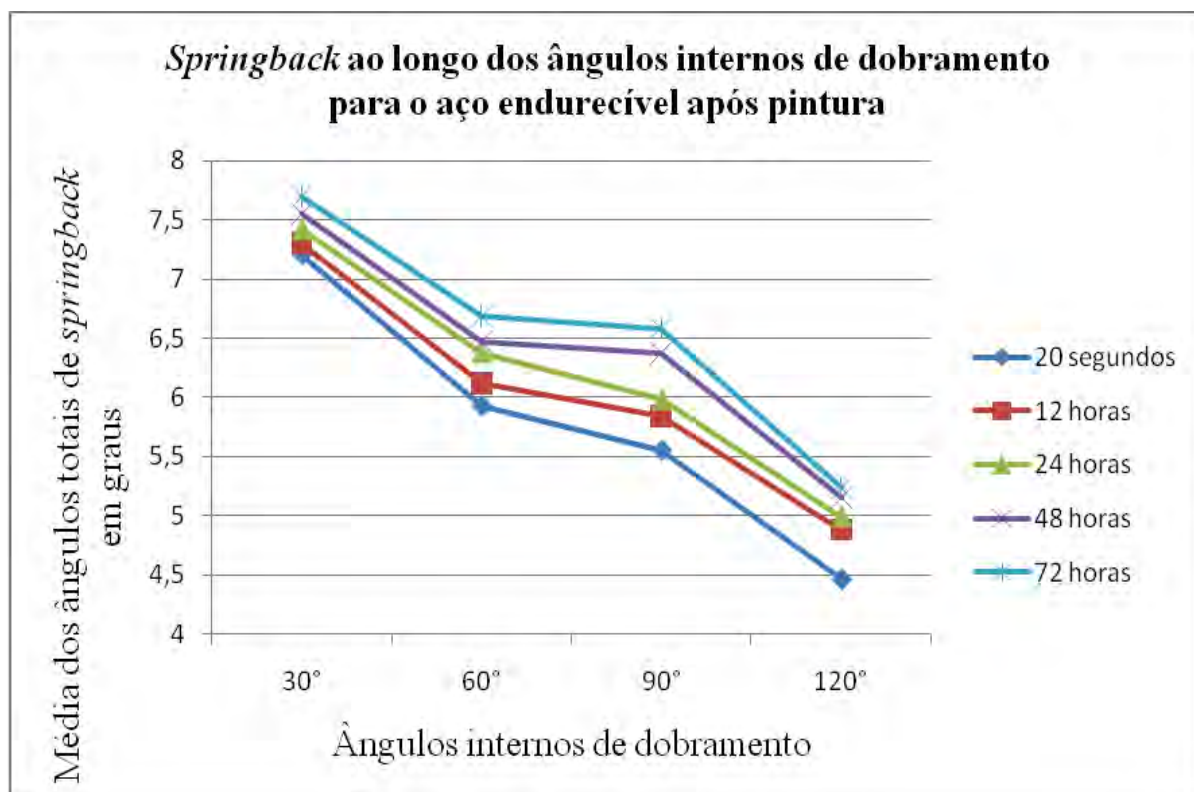


Figura 49. Média dos ângulos totais de *springback* para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento após a conformação mecânica, sendo três repetições por tratamento.

Na Figura 50 pode ser observado que não houveram influências significativas de interações entre tempo e grau no efeito *springback*, sendo que os pontos referentes às médias das interações se mantêm aproximadamente na mesma reta, mostrando que são iguais estatisticamente. Com relação às influências do fator grau no efeito *springback*, pode-se dizer que os tratamentos 30° e 120° foram os que mais se diferenciaram com relação à média, tendo seus pontos ultrapassados das linhas limitantes dos desvios, apresentando o maior e o menor efeito *springback*, respectivamente.

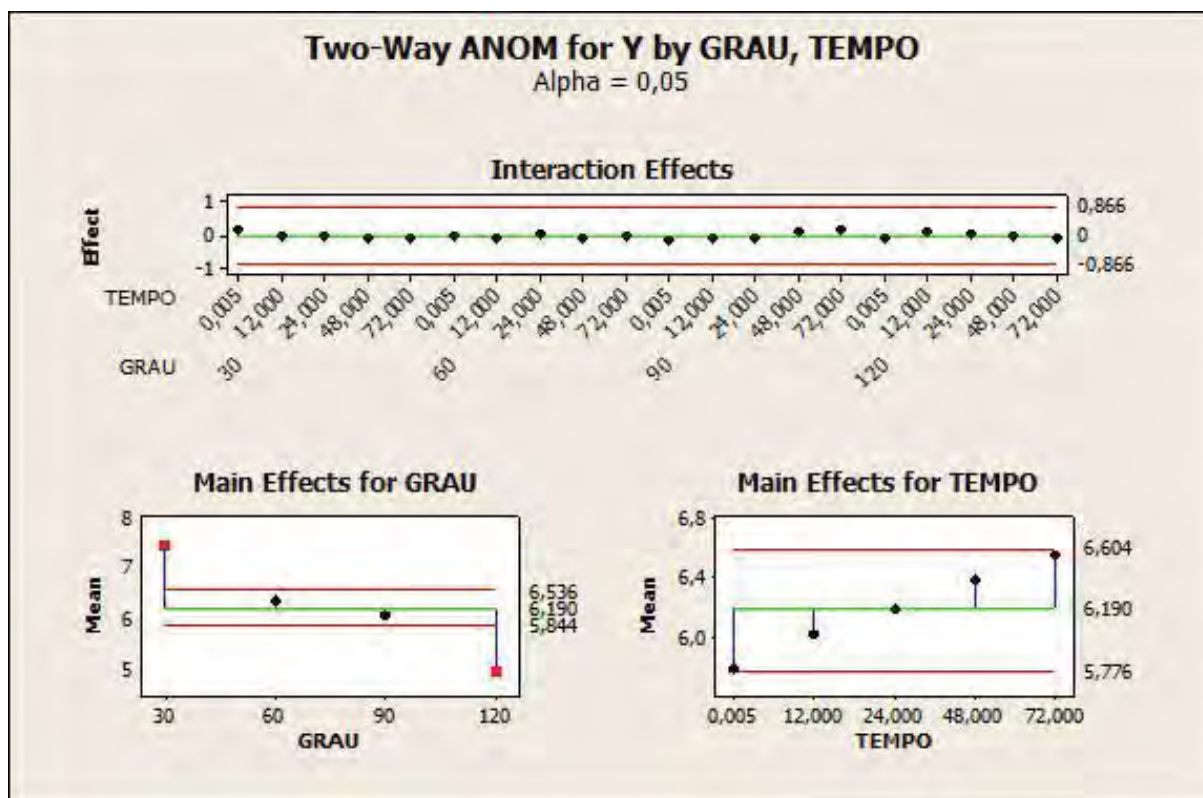


Figura 50. Efeitos de interação entre os tratamentos grau e tempo, os principais efeitos do tratamento grau e os principais efeitos do tratamento tempo a um nível de significância de 5% para o aço endurecível após pintura, sendo três repetições por tratamento.

Com relação à análise microestrutural, foram coletados valores da razão de aspecto nos grãos do aço endurecível após pintura nas amostras submetidas à conformação mecânica após 72 horas de espera.

Analisando-se a Tabela 16, conclui-se que a razão de aspecto foi significativamente influenciada ao longo dos graus de tratamento após conformação mecânica e efeito *springback*, visto que seu *valor - p* foi menor que 0,05.

De acordo com a Figura 51, tem-se que o tratamento a 120° foi o que obteve a maior razão de aspecto, e o tratamento a 30° o que obteve a menor razão de aspecto. Tais resultados podem ser confirmados com base na Figura 52, que mostra uma análise do software Minitab 14, na qual os tratamentos 120° e 30° diferenciam-se

estatisticamente com relação aos outros, apresentando a maior e a menor razão de aspecto, respectivamente.

Tabela 16. Análise de variância da razão de aspecto após 72 horas do efeito *springback*, considerando os quatro ângulos internos de dobramento aplicados, para o aço endurecível após pintura a partir de 30 fotos.

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	7,33209	4	1,833022	10,3571	2,0909E-07	2,434065
Dentro dos grupos	25,66243	145	0,176982			
Total	32,99452	149				

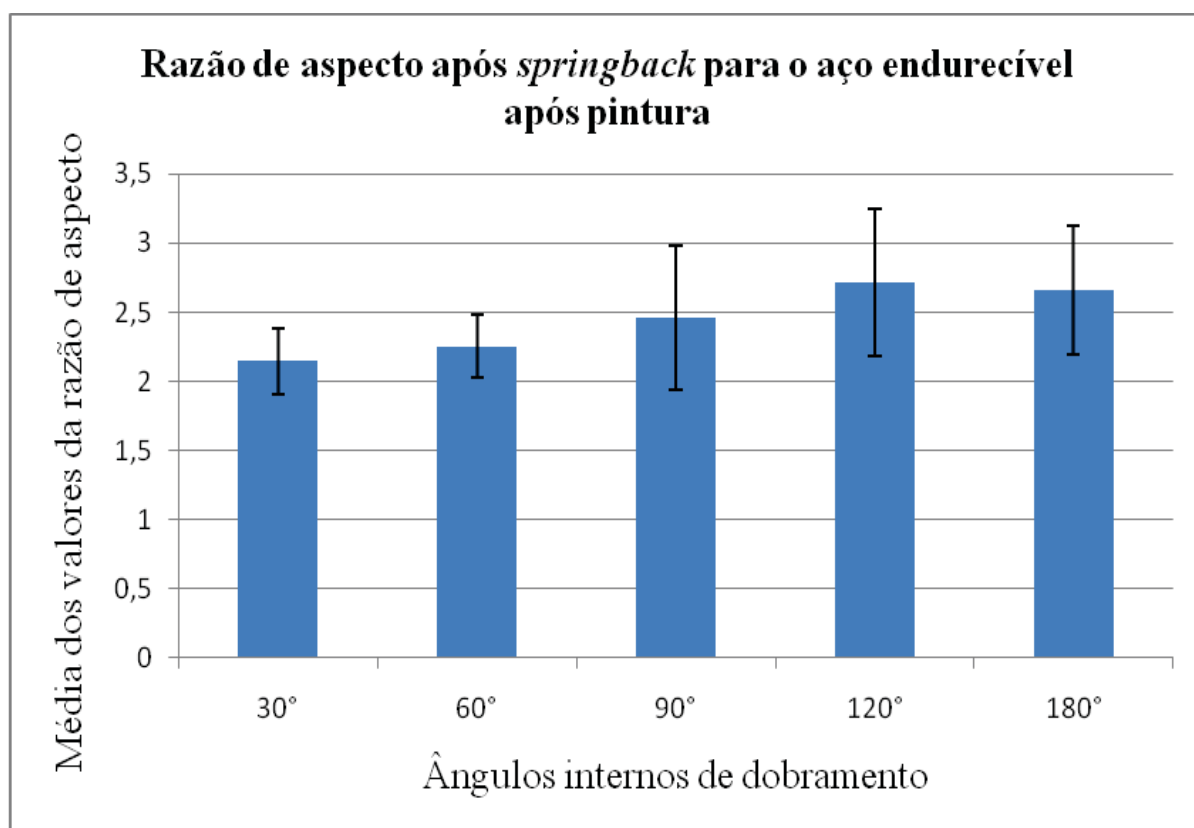


Figura 51. Média dos valores da razão de aspecto e respectivas barras verticais de desvio padrão após 72 horas de remoção das restrições para cada ângulo interno de dobramento de 30° a 120°, sendo que 180° é o material como recebido.

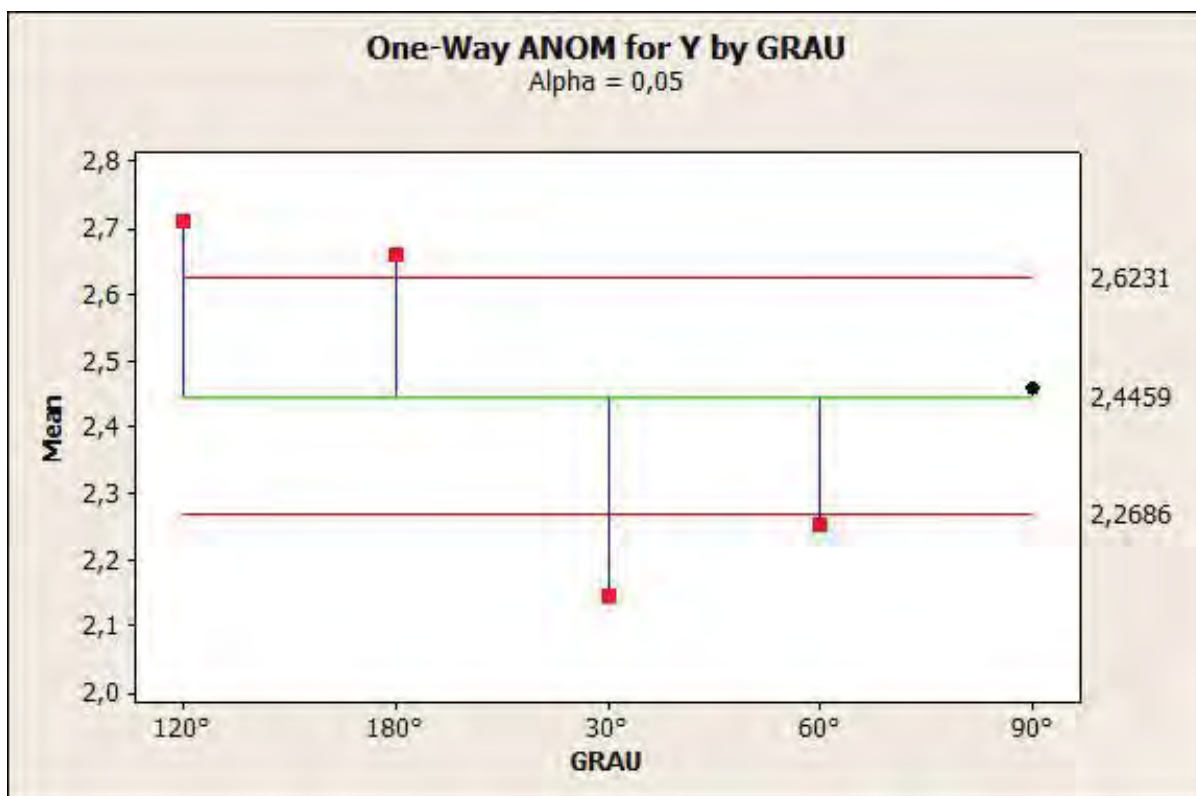


Figura 52. Análise de variância para o aço endurecível após pintura ao nível de significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.

As Figuras 53 de (a) a (j) são imagens da microestrutura do aço endurecível após pintura obtidas via microscopia óptica. Observa-se em todas as imagens a presença da microestrutura ferrita. Nas imagens (a) e (b) é possível observar a presença de grãos de ferrita mais alongados na direção transversal, indicando uma elevada razão de aspecto como pode ser confirmada pela Figura 52 para o material como recebido no tratamento a 180°. Nas imagens (c) e (d) referentes ao tratamento a 120°, as setas indicam a presença de grãos de ferrita mais alongados na direção transversal, sendo que esses grãos se apresentam maiores e mais alongados do que no material como recebido, portanto esse tratamento apresentou elevada razão de aspecto como pode ser comprovado de acordo com a Figura 52.

Já as imagens (e) e (f) apresentam tamanhos menores de grãos de ferrita, conferindo menor razão de aspecto com relação aos tratamentos anteriores. As

imagens (g) e (h) apresentam seus grãos mais alongados na direção transversal, visto que passaram por conformação a 60° , porém estão menos deformados que os grãos do tratamento 120° , apresentando assim menor razão de aspecto. Nas imagens (i) e (j), observa-se que os grãos de ferrita encontram-se alinhados na mesma direção, visto que foram conformados em 30° e o aço baixo carbono tem alta taxa de alongamento, porém este tratamento foi o que obteve a razão de aspecto mais baixa e seus grãos se comparados ao do material como recebido e tratamento a 120° em (a), (b), (c) e (d), apresentam-se bem menores e menos alongados.

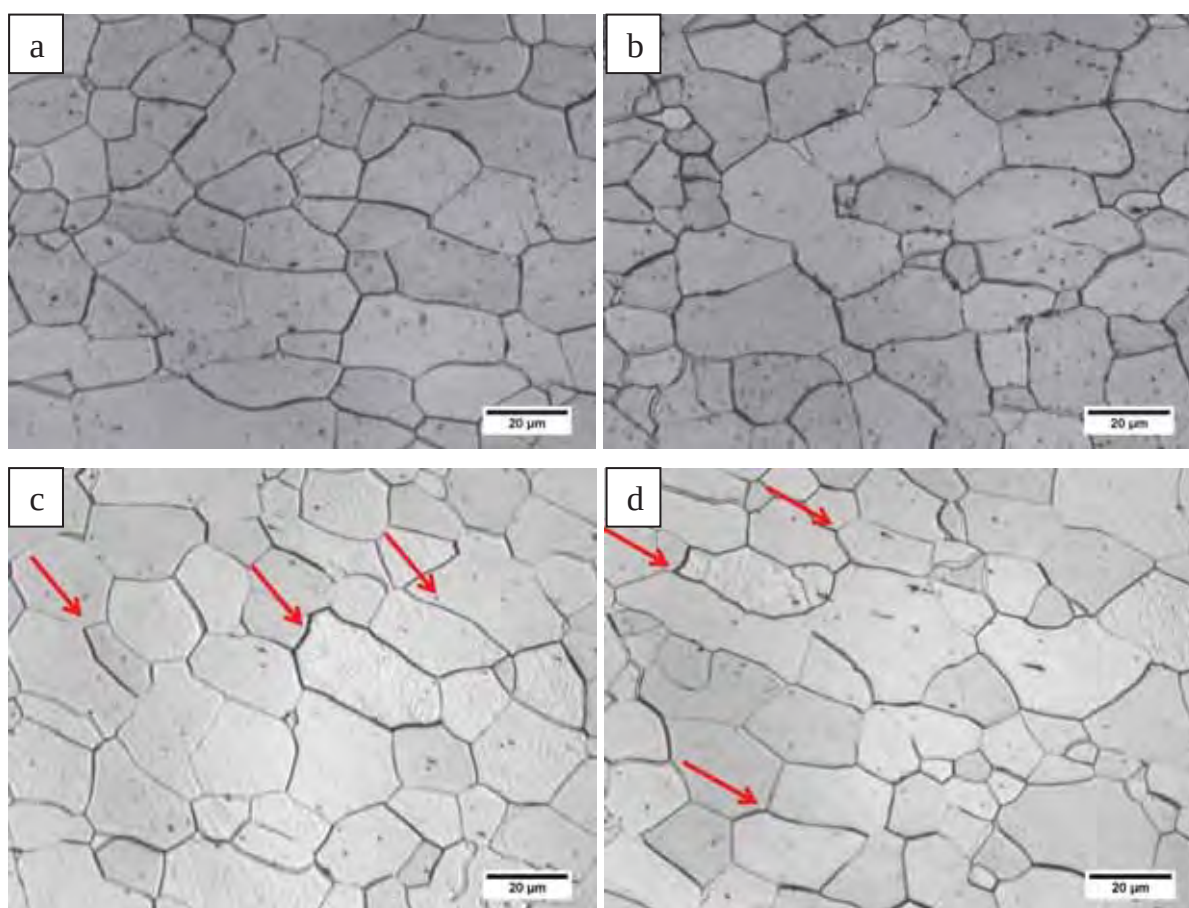


Figura 53. Imagens de microscopia óptica para o aço endurecível após pintura tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito *springback* nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (a) e (b): material como recebido, (c) e (d): 120° , aumento de 500X, reagente Nital 2%.

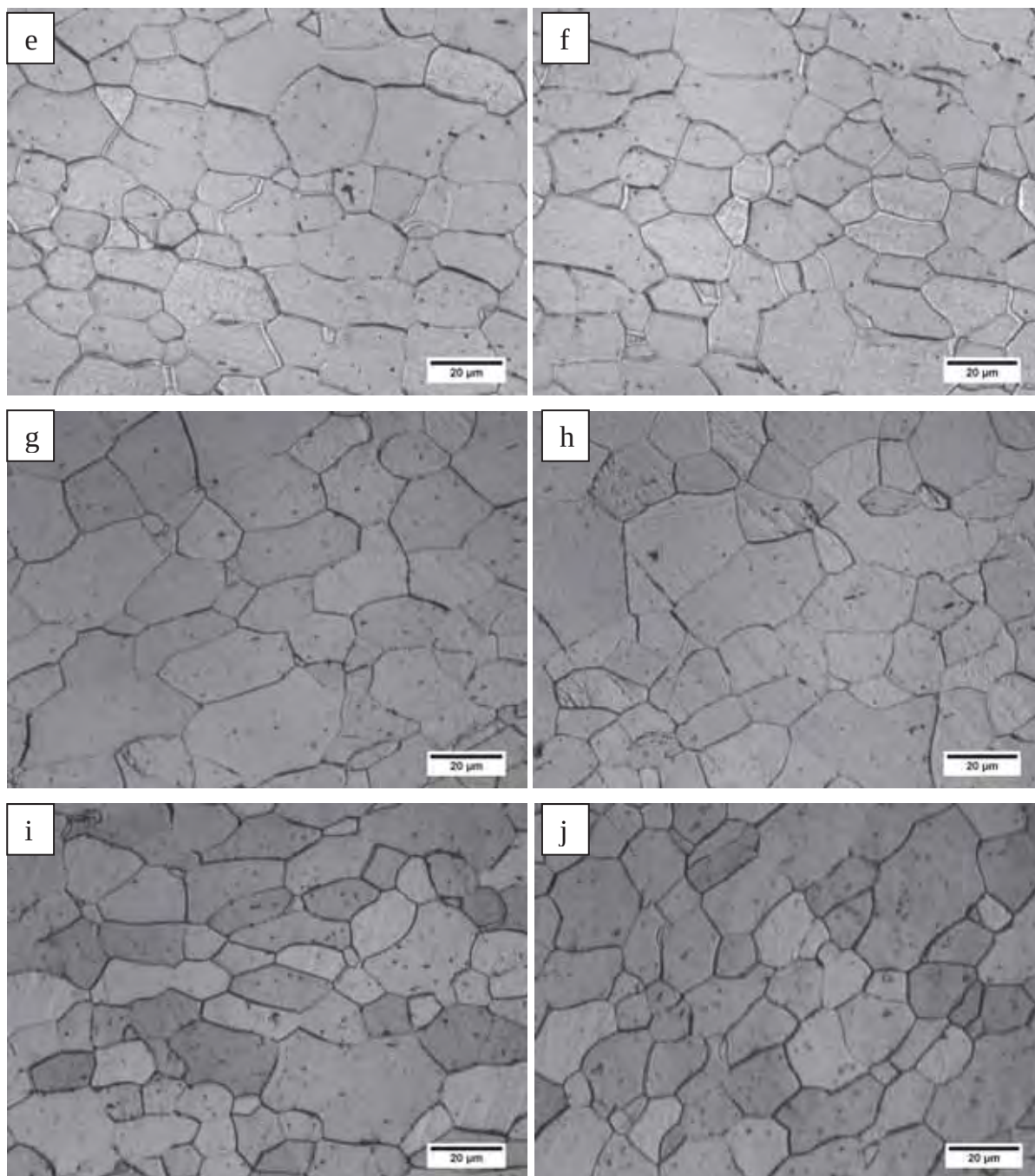


Figura 53. Imagens de microscopia óptica para o aço endurecível após pintura tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito *springback* nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (e) e (f): 90°, (g) e (h): 60°, (i) e (j): 30°, aumento de 500X, reagente Nital 2%.

A Figura 54 compara as micrografias do material como recebido em (a) e do tratamento a 30° de conformação mecânica em (b). Observa-se que os grãos de ferrita

da imagem (a) são maiores e mais alongados em sua direção transversal do que os grãos da imagem (b). A imagem (b) mostra os grãos com aspecto mais compactados uns em relação aos outros, porém seus grãos são menores quando em comparação ao material como recebido. O tratamento a 30° portanto, apresentou a menor razão de aspecto como pode ser confirmado pela Figura 52.

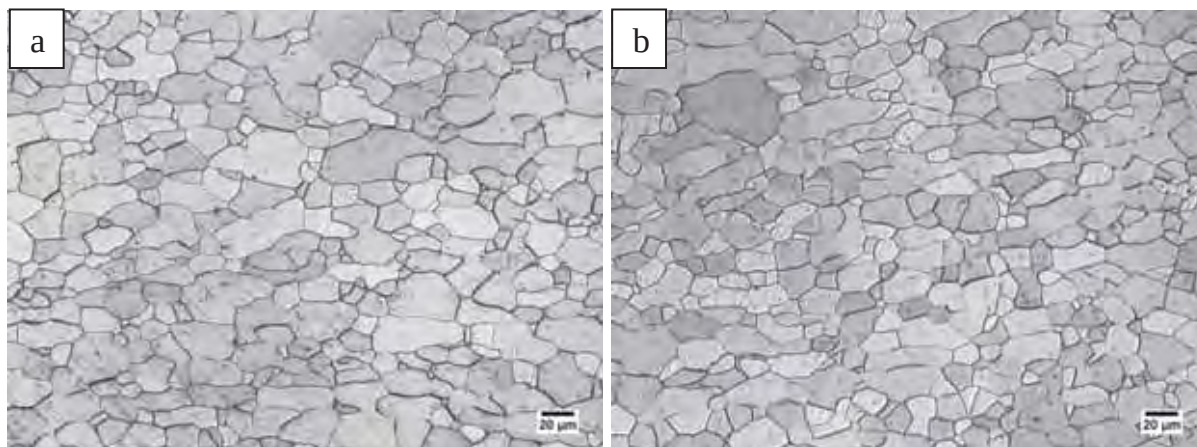


Figura 54. Imagens de microscopia óptica para o aço endurecível após pintura do material como recebido em (a) e do material após conformação mecânica e efeito *springback* para o tratamento de ângulo interno 30° em (b), aumento de 200X, Nital 2%.

Resumindo-se os principais resultados para aço endurecível após pintura e correlacionando o efeito *springback* com a microestrutura, pode-se dizer que o maior efeito *springback* foi obtido no tratamento a 30°, sendo que este tratamento foi o que obteve a menor razão de aspecto. E o menor efeito *springback* ocorreu no tratamento a 120°, sendo que este tratamento obteve a maior razão de aspecto. Assim no aço endurecível após pintura, mais uma vez se verifica que em aços de alta resistência como ocorrido para os aços bifásico e baixo carbono, que um maior efeito *springback* provoca uma menor razão de aspecto e vice-versa.

De acordo com a Figura 52, o valor da razão de aspecto do tratamento 120° foi ligeiramente superior ao valor para o tratamento 180°. Isso significa que durante o processo de conformação mecânica, o aço endurecível após pintura teve seus grãos

alongados durante o dobramento a 120° como ângulo interno e devido ao pequeno efeito *springback* nesse tratamento, tal efeito não foi totalmente suficiente para fazer tais grãos retornarem aos seus tamanhos originais, se mantendo mais alongados do que no material como recebido. Tal resultado também foi influenciado pela alta taxa de alongamento desse material que é 10% maior se comparada ao aço bifásico.

4.4 Análise do efeito *springback* e microestrutural no aço com interstícios livres

Foi realizada uma análise de variância para o aço com interstícios livres submetido ao efeito *springback* mostrada na Tabela 17, a qual indica que a diferença entre as médias foram significativas apenas para o fator grau, sendo que este é o único que apresenta o *valor - p* menor que 0,05. Já o fator tempo e as interações entre tempo e grau não influenciaram significativamente o efeito *springback*.

Tabela 17. Análise de variância do efeito *springback* para o aço com interstícios livres.
ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Tempo	3,204853	4	0,801213	0,535429	0,710460251	2,605975
Grau	24,25645	3	8,085484	5,403309	0,003232364	2,838745
Interações	0,260574	12	0,021714	0,014511	0,999999999	2,003459
Dentro	59,8558	40	1,496395			
Total	87,57768	59				

A influência do fator tempo no efeito *springback* é apresentada na Figura 55, na qual se nota que não houveram diferenças significativas entre as médias dos tratamentos ao longo do tempo. Tomando-se como exemplo a linha de tratamento a 30°, tem-se que o ângulo total de *springback* aos 20 segundos foi de 5,4°, enquanto que o mesmo ângulo em 72 horas foi de 6,0°. Isso significa que a variação no ângulo de *springback* aos 20 segundos é de 5,4° e a variação desse ângulo em 72 horas é somente 0,6°. Essa pequena taxa na variação do ângulo de *springback* se repete nos

outros graus de tratamento, fazendo com que o fator tempo não cause alterações significativas no efeito *springback*. Com base na Figura 55, também é possível observar que a linha de tratamento a 30° está nitidamente acima dos demais tratamentos, devido ao seu maior valor do ângulo de *springback*.

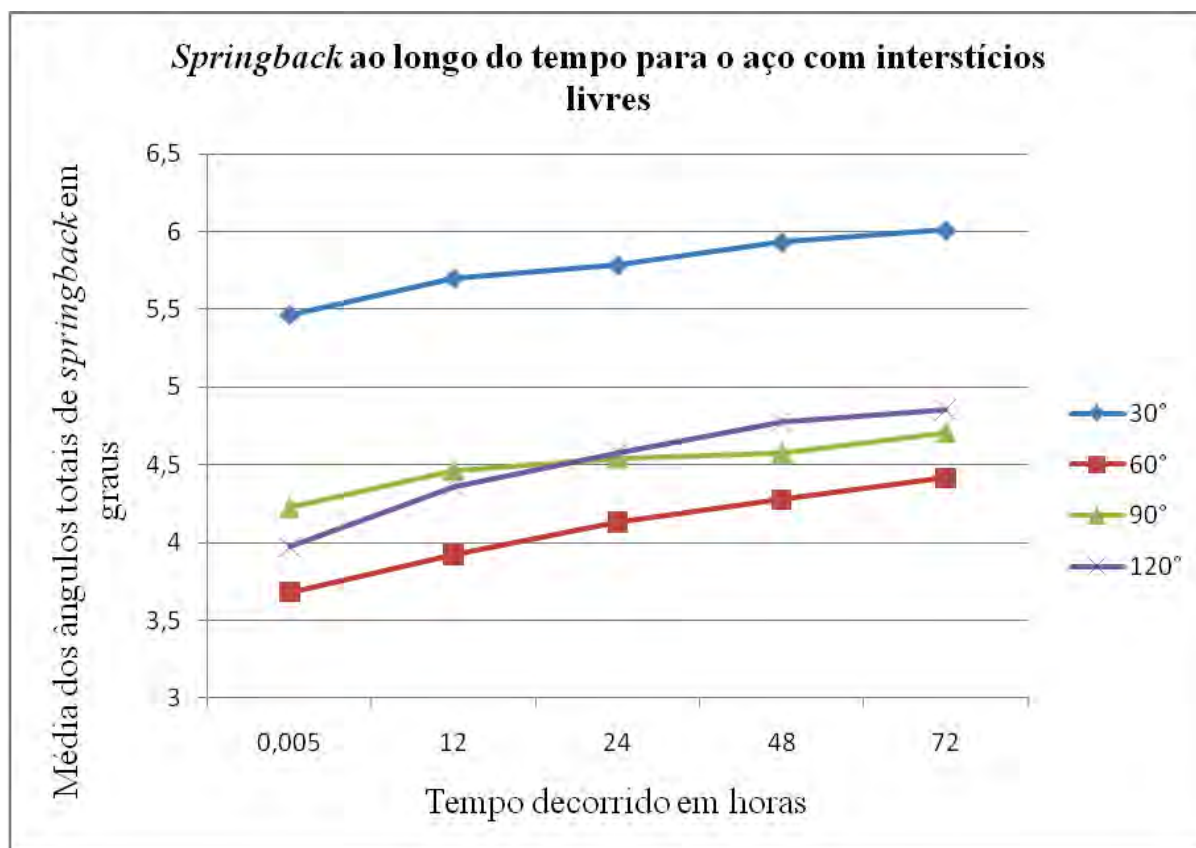


Figura 55. Média dos ângulos totais de *springback* para cada grau de dobramento ao longo do tempo após a conformação mecânica, sendo três repetições por tratamento

A Figura 56 apresenta o efeito *springback* ao longo dos ângulos internos de dobramento, na qual pode se observar que o tratamento a 30° foi o que obteve os maiores valores de ângulos totais de *springback*.

Esses resultados da Figura 56 podem ser melhor visualizados na Figura 57, através da qual se confirma que o tratamento a 30° foi o único que se diferenciou estatisticamente dos demais, visto que sua média encontra-se acima da linha limitante dos desvios a um risco de 5%. O tratamento a 60° que obteve o menor efeito

springback de acordo com a Figura 56, não foi estatisticamente diferente dos tratamentos a 90° e 120°, mantendo sua média dentro do limite das linhas dos desvios. E as médias de interações e do fator tempo se mantiveram próximas entre si, não influenciando no efeito *springback*.

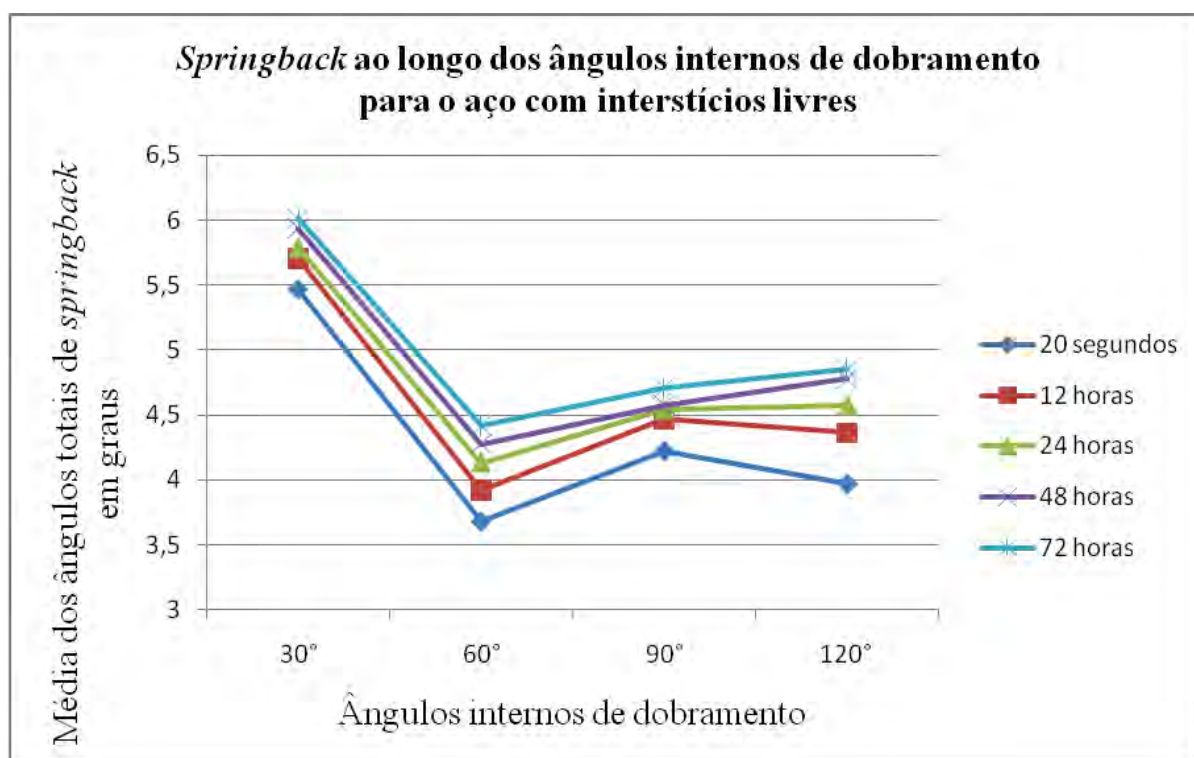


Figura 56. Média dos ângulos totais de *springback* para cada tempo ao longo dos ângulos internos de dobramento após a conformação mecânica, sendo três repetições por tratamento.

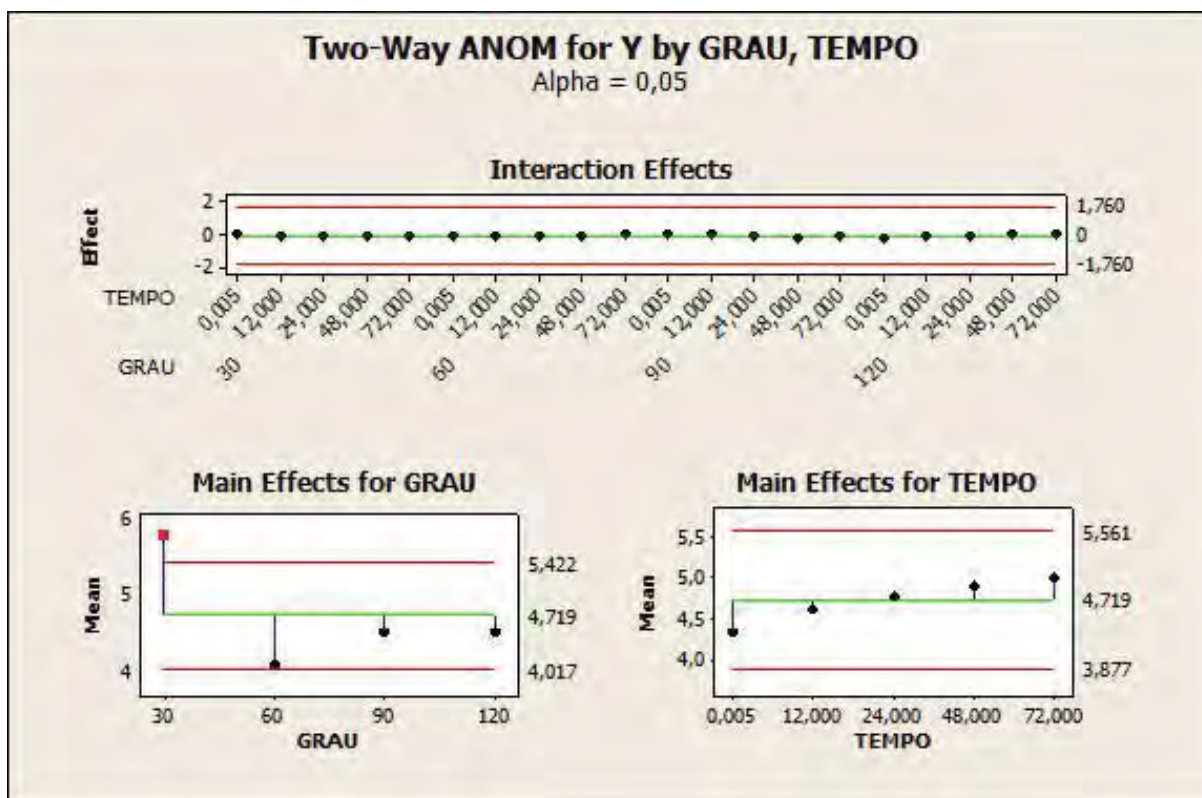


Figura 57. Efeitos de interação entre os tratamentos grau e tempo, os principais efeitos do tratamento grau e os principais efeitos do tratamento tempo a um nível de significância de 5% para o aço com interstícios livres, sendo três repetições por tratamento.

Para se avaliar os efeitos na microestrutura, foram coletados valores da razão de aspecto nos grãos do aço com interstícios livres que foram submetidos à conformação mecânica após 72 horas do efeito *springback*.

Na Tabela 18 pode ser verificada uma análise de variância para se avaliar a influência do efeito *springback* na razão de aspecto, concluindo-se que tal efeito provocou uma alteração significativa na razão de aspecto, visto que o *valor - p* foi menor que 0,05.

Para se visualizar a influência dos processos mecânicos de conformação e efeito *springback* na razão de aspecto, foi montado o gráfico da Figura 58, a partir do qual é observado que o tratamento a 30° foi o único que obteve as maiores médias dos valores da razão de aspecto.

Tabela 18. Análise de variância da razão de aspecto após 72 do efeito *springback*, considerando os quatro ângulos internos de dobramento aplicados, para o aço com interstícios livres a partir de 30 fotos.

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	3,56368	4	0,89092	2,551933382	0,041591	2,434065
Dentro dos grupos	50,62177	145	0,349116			
Total	54,18545	149				

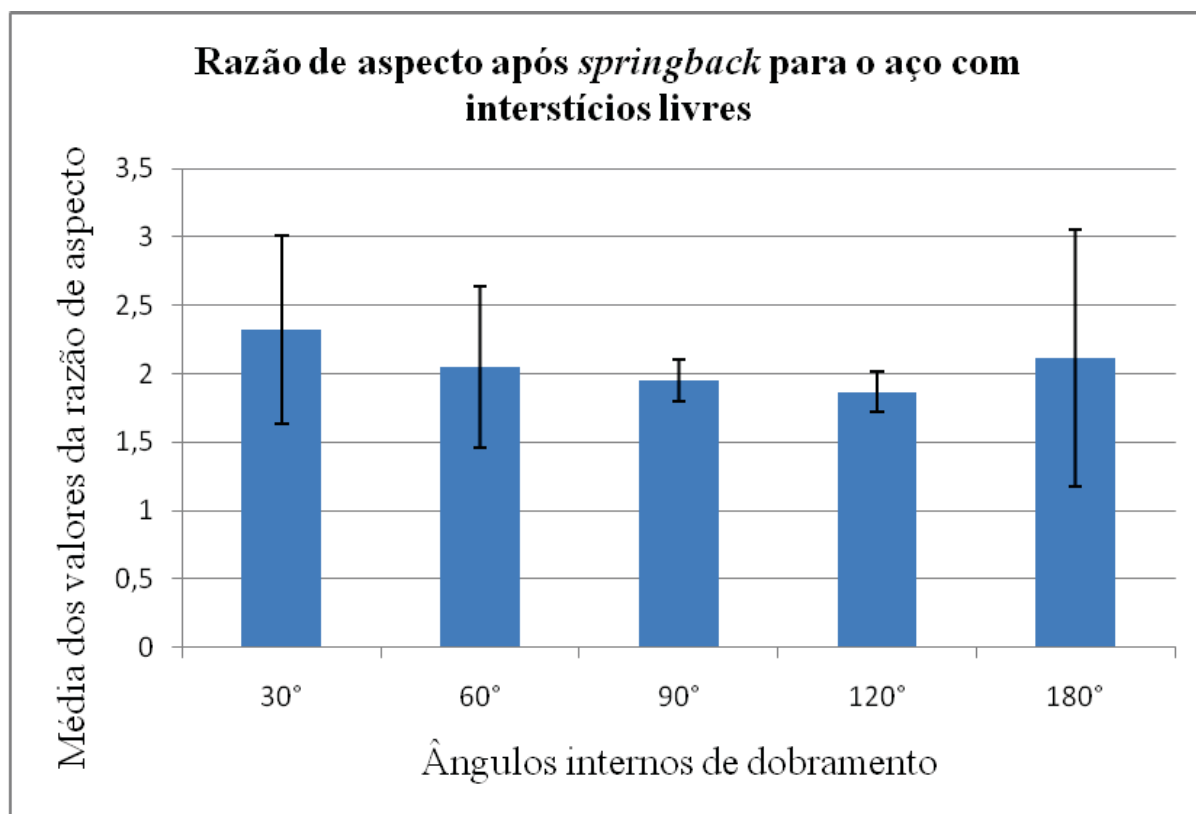


Figura 58. Média dos valores da razão de aspecto e respectivas barras verticais de desvio padrão após 72 horas de remoção das restrições para cada ângulo interno de dobramento de 30° a 120°, sendo que 180° é o material como recebido.

Com o auxílio da Figura 59 é possível observar melhor o que ocorre no efeito do grau para a razão de aspecto, a qual mostra que o tratamento 30° foi o que obteve os maiores valores de razão de aspecto, diferenciando-se significativamente dos demais

tratamentos. E o tratamento 120° foi o que obteve os menores valores de razão de aspecto, embora estatisticamente não seja diferente dos tratamentos 60°, 90° e 180°.

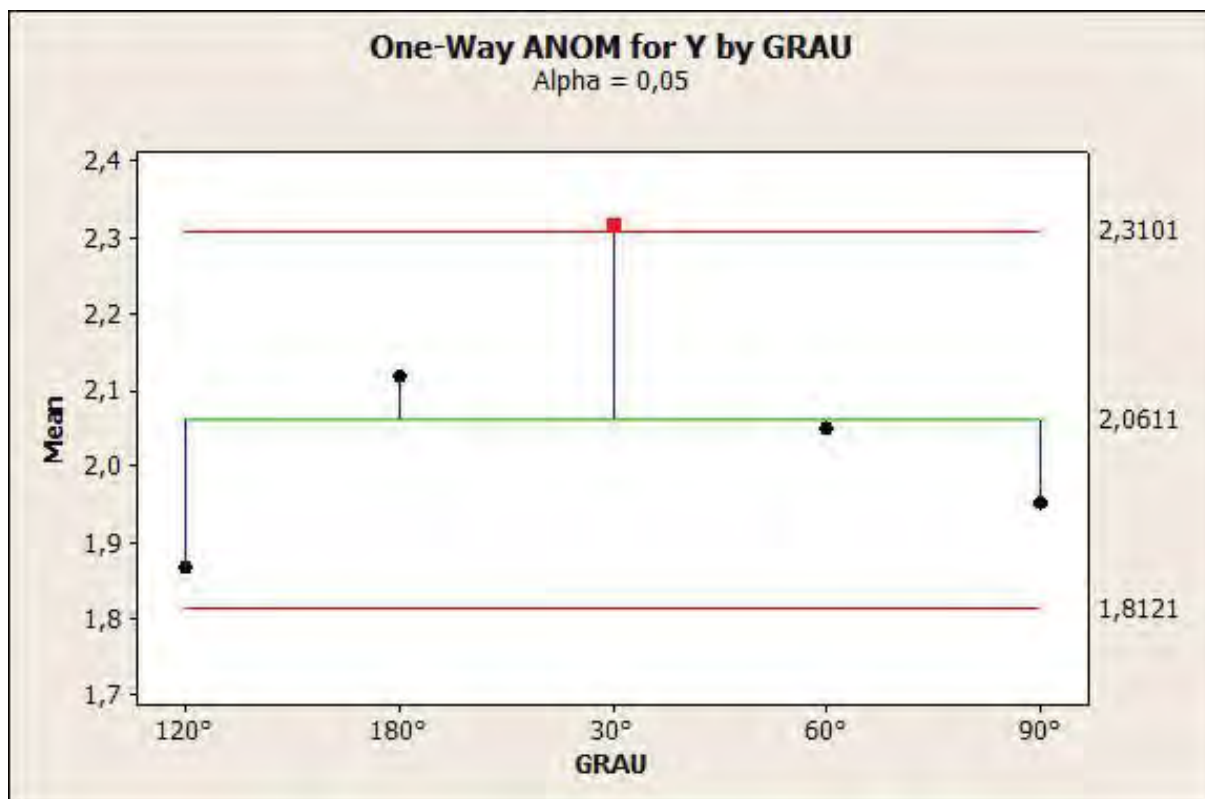


Figura 59. Análise de variância para o aço com interstícios livres ao nível de significância de 5% mostrando os efeitos das médias dos valores de razão de aspecto ao longo dos ângulos internos de dobramento, sendo que 180° representa o material como recebido, a partir de 30 fotos de cada tratamento.

As Figuras 60 de (a) a (j) são imagens da microestrutura do aço com interstícios livres obtidas via microscopia óptica. Observa-se em todas as imagens a presença da microestrutura ferrita. As imagens de (a) até (j) obtiveram valores semelhantes de razão de aspecto como mostra a Figura 59, como pode se observar nas micrografias, as formas e tamanhos dos grãos de ferrita não sofrem grandes alterações entre si. Já as imagens (i) e (j) apresentam grãos de ferrita mais alongados numa mesma direção, como pode ser observado com a ajuda das setas, além disso tais grãos apresentam-se mais achatados quando comparados à imagem (h) referente ao tratamento a 60°, sendo

assim, as imagens (i) e (j) obtidas do tratamento a 30° devem apresentar maior razão de aspecto, como comprovado através da Figura 59.

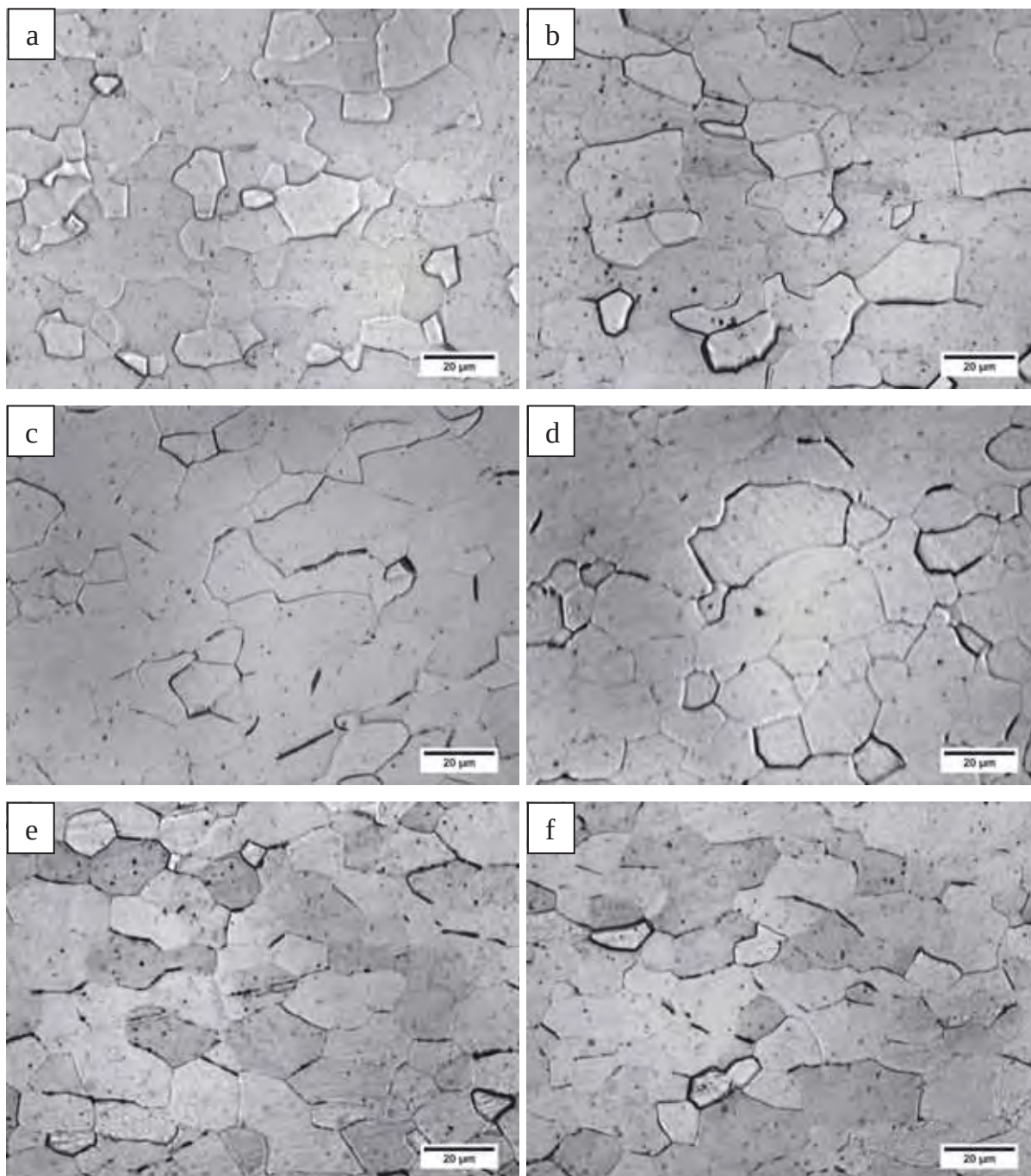


Figura 60. Imagens de microscopia óptica para o aço com interstícios livres tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito *springback* nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (a) e (b): material como recebido, (c) e (d): 120°, (e) e (f): 90°, aumento de 500X, reagente Nital 2%.

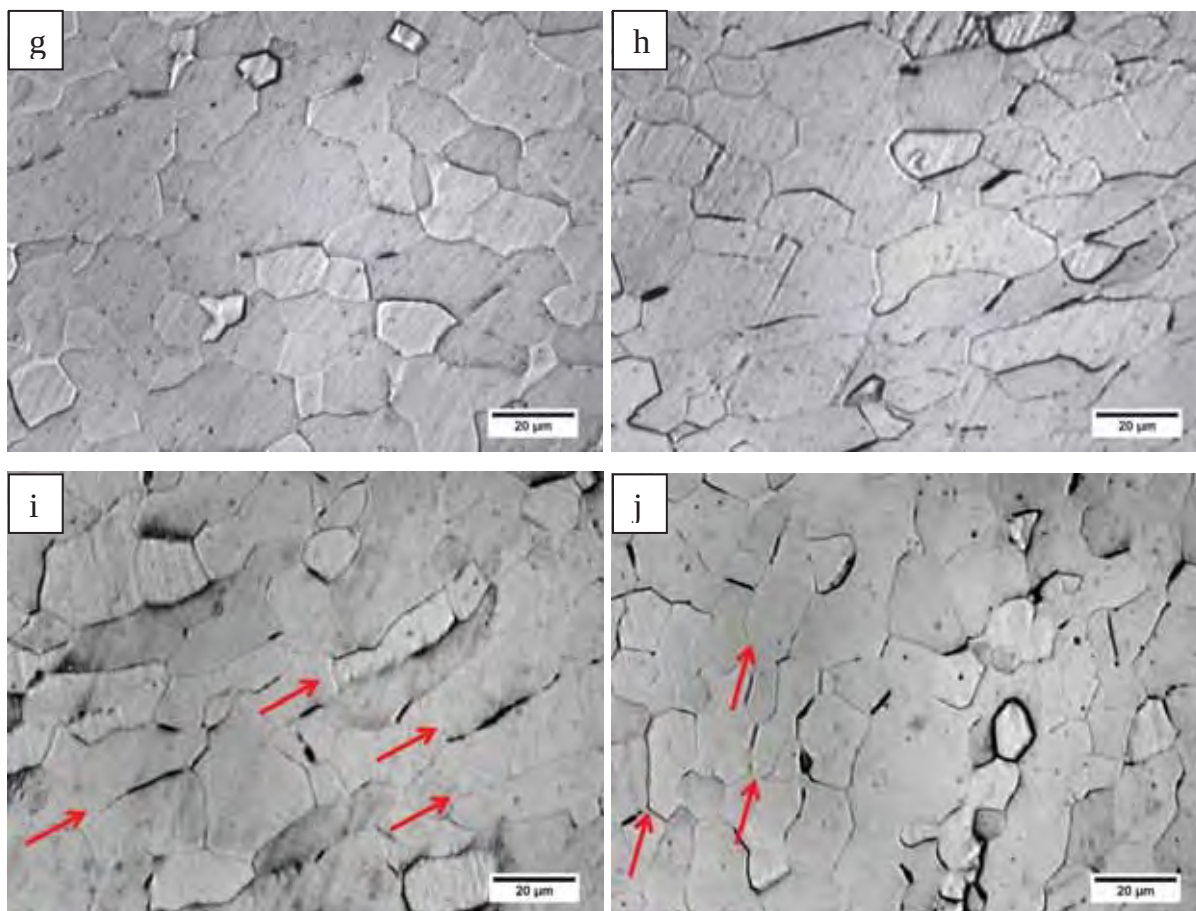


Figura 60. Imagens de microscopia óptica para o aço com interstícios livres tanto do material como recebido como do material após sofrer conformação mecânica e efeito *springback* nos diferentes ângulos internos de conformação a seguir, onde (g) e (h): 60°, (i) e (j): 30°, aumento de 500X, reagente Nital 2%.

A Figura 61 mostra imagens de micrografia do material como recebido e do material no tratamento a 30°, comparando-se tais imagens, tem-se que os grãos de ferrita do material submetido ao tratamento a 30° em (b) apresentam-se maiores e mais alongados na direção transversal do que os grãos do material como recebido, o que confere uma maior razão de aspecto para o material que foi conformado a 30°.

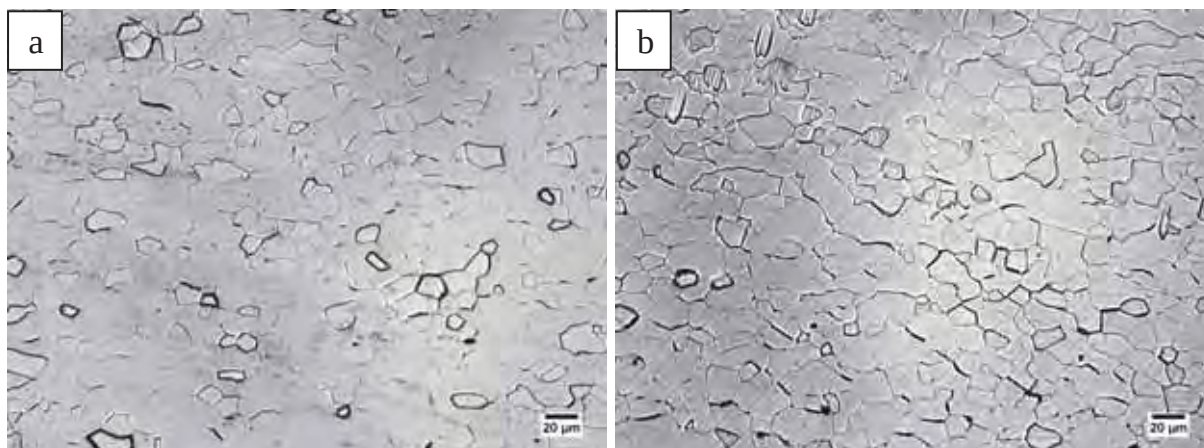


Figura 61. Imagens de microscopia óptica para o aço com interstícios livres do material como recebido em (a) e do material após conformação mecânica e efeito *springback* para o tratamento de ângulo interno 30° em (b), aumento de 200X, Nital 2%.

Ao estabelecer uma relação entre o efeito *springback* e a microestrutura para o aço com interstícios livres, é possível afirmar que o maior efeito *springback* ocorreu no tratamento a 30° como ângulo interno de dobramento, sendo que este tratamento apresentou a maior média da razão de aspecto em seus grãos individuais.

Portanto, nota-se que no aço com interstícios livres, o efeito *springback* não causou uma diminuição na razão de aspecto dos grãos, assim como ocorreu com os aços bifásico, baixo carbono e endurecível após pintura.

O aço com interstícios livres possui menores limites de resistência ao escoamento e à tração se comparado com os aços anteriormente citados, e aliado a isto, possui uma taxa de alongamento 17% maior que no aço bifásico. A menor resistência mecânica deste aço em comparação com os aços anteriores fez com que somente ao aplicar o tratamento 30°, sendo este o ângulo interno mais fechado, resultasse num valor de *springback* significativamente diferente dos outros tratamentos. Por ser um aço menos resistente que os anteriores, seu efeito *springback* é menos pronunciado, podendo-se dizer que seus grãos possuem uma menor necessidade de alívio das tensões após conformação se comparado aos aços mais resistentes e somente em dobramentos mais

severos com ângulos internos mais fechados é que seus grãos começarão apresentar maior necessidade de alívio das tensões causando um maior efeito *springback*.

A alta taxa de alongamento do aço com interstícios livres quando comparada aos aços anteriores é a responsável por manter alta a média da razão de aspecto dos grãos após o alívio de tensões. Como o maior efeito *springback* ocorreu no tratamento 30°, o esperado para aços de alta resistência é que este tratamento apresentasse a menor média de razão de aspecto devido a ação do efeito *springback*, o qual auxiliaria os grãos a retornarem aos seus tamanhos originais devido à propagação do alívio de tensões. Porém, este tratamento apresentou a maior média da razão de aspecto, o que pode ser explicado pela alta taxa de alongamento, a qual fez com que os grãos mantivessem os novos tamanhos adquiridos durante a deformação mesmo após o alívio das tensões elásticas residuais. Observando-se que este tratamento foi o que mais alongou os grãos durante a conformação mecânica por ser o dobramento de ângulo interno mais fechado, os grãos do aço com interstícios livres se alongaram durante tal conformação e mantiveram seus novos tamanhos mesmo após o efeito *springback*.

Como pode ser observado nas análises dos quatro aços anteriores, a combinação entre resistência mecânica e alongamento denominada tenacidade está relacionada com a área do contorno de grãos e presença de átomos intersticiais na solução sólida, sendo que tais fatores influenciam na variação da razão de aspecto final após o efeito *springback*.

No caso do aço bifásico, este apresenta maior área de contorno de grãos, e por isso possui uma capacidade maior de absorção da tensão aplicada durante o carregamento e como possui grande quantidade de átomos intersticiais que dificulta o movimento das discordâncias, além da fase martensita estar localizada nos contornos de grãos, a grande quantidade de energia absorvida durante a conformação encontra dificuldade em se dissipar pelos contornos de grãos, causando um pequeno alongamento nos grãos, ficando retida em sua maior parte na forma de energia residual elástica. Durante o descarregamento e a remoção das restrições ferramentais, essa

energia tende a se redistribuir pelos contornos de grãos no sentido inverso da aplicação de força, causando um elevado efeito *springback*.

O oposto ocorre para o aço com interstícios livres, que além de apresentar uma pequena área de contorno de grãos, tendo uma menor capacidade de absorção de tensão durante o carregamento, ele ainda possui menor quantidade de elementos intersticiais, facilitando a migração dessa energia absorvida, sendo que esta é utilizada quase que inteiramente na movimentação dos contornos de grãos causando a distorção dos grãos no sentido da migração de tensão até que se estabilizem. Assim, resta uma pequena quantidade de energia retida nos contornos de grãos na forma de energia residual elástica que é redistribuída durante o descarregamento, resultando num reduzido efeito *springback*.

Portanto, a microestrutura dos aços é alterada irreversivelmente pelo efeito *springback*, o qual depende diretamente dos seguintes fatores microestruturais: tamanho da área de contorno de grãos e quantidade de átomos intersticiais presentes na solução sólida.

5. CONCLUSÕES

Conclui-se que para os aços bifásico, baixo carbono e endurecível após pintura, um maior efeito *springback* causa uma menor razão de aspecto nos grãos e um menor efeito *springback* causa uma maior razão de aspecto nos grãos, mostrando que são aços de alta resistência. E o contrário ocorre para o aço com interstícios livres, no qual um maior efeito *springback* é acompanhado por uma maior razão de aspecto dos grãos.

Os aços bifásico, baixo carbono e endurecível após pintura, que são aços de alta resistência apresentam maior efeito *springback* do que aços menos resistentes, como o aço com interstícios livres, principalmente devido ao refinamento dos grãos presentes nos aços mais resistentes, levando à um aumento da área de contato absorvendo maior energia durante a conformação, resultando em maior tenacidade e portanto maior liberação de tensão elástica residual durante o efeito *springback*.

No aço bifásico, 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 bifásico, 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.

A prova de que a razão de aspecto é influenciada pelo efeito *springback* e não só pela taxa de alongamento do aço foi obtida analisando-se o aço bifásico, em cujo tratamento a 120° esperava-se que apresentasse razão de aspecto igual ao do material como recebido, devido a sua baixa taxa de alongamento, porém sua razão de aspecto se mostrou estatisticamente superior ao do material como recebido, indicando que o material se alongou durante a conformação, mas que, devido ao pequeno efeito *springback* do tratamento a 120°, os grãos se mantiveram alongados elevando sua razão de aspecto.

Os aços baixo carbono e endurecível após pintura sofrem taxas significativas de *springback* devido aos seus bons índices de resistência, porém tais taxas de *springback* não são suficientes para fazerem os grãos retornarem totalmente aos seus tamanhos originais anteriores a conformação mecânica. Isso ocorre porque tais aços por possuírem maiores taxas de alongamento que o aço bifásico, faz com que os grãos ainda se mantenham ligeiramente alongados devido ao processo de conformação, não retornando totalmente às suas configurações originais ao sofrer o efeito *springback*. Portanto, para os aços baixo carbono e endurecível após pintura, a variação da razão de aspecto é dependente da combinação da sua capacidade de resistência mecânica e alongamento.

O aço com interstícios livres, por possuir menores índices de resistência e maiores taxas de alongamento, não apresenta altos valores de *springback* e a razão de aspecto de seus grãos é inversamente proporcional ao ângulo interno de dobramento, pois ao diminuir tal ângulo, o processo de conformação mecânica é mais severo alongando os grãos, o que provoca um aumento na sua razão de aspecto. Portanto, no aço com interstícios livres, em oposição ao aço bifásico, a variação da razão de aspecto depende da sua capacidade de alongamento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, A. J., HASHIMOTO, T. M., PEREIRA, M. S., MONTEIRO, W. A., ANAZAWA, R. M. Modelo do desenvolvimento de subestruturas de discordâncias em um aço multifásico submetido à fadiga. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, São José dos Campos, v.25(2), p.65-70, 2006.

ANDRADE, S.L.; et al. Aço no automóvel do futuro: a estratégia da USIMINAS. **55º Congresso Anual da ABM**, Anais. CD-ROM, Rio de Janeiro, 16-20 de julho de 2000.

AUTO /STEEL PARTNERSHIP. Ultralight steel auto body demonstrates value of steel in the automobile's future. **Bulletin 12 – High Strength Steel**, 1995. Disponível em <<http://www.a-sp.org/database/custom/bulletins>>.

BARNETT, M.R., Distinctive aspects of the physical metallurgy of warm rolling, **ISIJ International**, Vol. 39, nº 9, p. 856-873. 1999.

BERBENNI, S., FAVIER, V., LEMOINE, X., BERVEILLER, M. A micromechanical approach to model the *bake hardening* effect for *low carbon* steels, **Scripta Materialia** 51, França, p. 303-308, maio de 2004.

BOOT, I. S., Tendências e inovações em aços. Estudo prospectivo do setor siderúrgico. Nota técnica. Centro de gestão e estudos estratégicos. **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM**. 44p. Brasília. 2008.

CALLISTER, W. D. Jr., **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Rio de Janeiro, 2008, 705p.

CANGUE, F. J. R. **Propagação de trinca de fadiga em aços bifásicos para rodas automobilísticas**. Dissertação de mestrado – UFOP, Rede Temática em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 177p. 2002.

CAUL, M., RANDLE, V. Microtexture analysis of *interstitial free* steel. Elsevier Science Inc., Departament of materials engineering, University of Swansea, Swansea SA2 8PP, United Kingdon, 1997.

CHEN, F. K., KO, S. F., Deformation analysis of *springback* in L-bending of sheet metal. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, Taipei, v.18(1-2), p. 339-342, 2006.

COVINO, M. Da carroça ao estado da arte. **Metalurgia&Materiais**, v. 56, 500, p. 388-398, julho de 2000.

DIEGEL, O., Bend Works – The fine-art of sheet metal bending. **Complete Design Services**, julho de 2002.

ELIAS, J. A., HOOK, R. E., Vacuum-degassed *low carbon* steel and its production method, **patenteada pela Armco Steel Corporation**, U. S. Patent nº 3, 765, 874, 1973.

ELISEU, C. C. A., HASHIMOTO, T. M., ABDALLA, A. J., PEREIRA, M. S. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica. **Revista Matéria**, Guaratinguetá, v.13(2), p.398-404, 2008.

FUKUDA, N., SHIMIZU, M., Effect of titanium addition on the improvement of r-value in cold-rolled sheet steels, **Journal of Japan Society for Tecnology of Plasticity**, 13 (142), p. 841-850, 1972.

GAN, W. BABU S.S., KAPUSTKA, N., WAGONER, R. H. Microstructural Effects on the *Springback* of Advanced *High Strength Steel*. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Columbus, v.37A, p.3221-3231, 2006.

GOMES, C., ONIPEDE, O., LOVELL, M. Investigation of *springback* in *high strength* anisotropic steels. **Journal of Materials Processing Technology, Pittsburgh**, v.159, p.91-98, 2005.

GORNI, A. A. Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica, **Revista Escola de Minas**, 49:1, p. 40-44, Janeiro-Março de 1995.

GORNI, A. A. Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência. **11ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**. Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Porto Alegre. 08-10 de outubro de 2008.

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

GORNI, A. A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. **Corte & Conformação de Metais**. p. 62-77, junho de 2010.

GRITTI, J. A., CANGUE, F. J. R., GODEFROID, L. B. Fatigue crack growth in two *dual-phase* steels used in automotive wheels discs. **Fatigue 2002; International**

Fatigue Conference 2002, IISI - Internacional Iron and Steel Institute, Stockholm, Sweden, v.1, p.1-20. 02-07 de junho de 2002.

GUIMARÃES, J.R.C., PAPALÉO, R. Aços bifásicos: características mecânico-metalúrgicas e aplicações potenciais. **Metalurgia - ABM**, vol.37, n.288, p.617-622, novembro de 1981.

HASHIMOTO, T. M., SILVA, A. P., PEREIRA, M. S., ABDALLA, A. J. Caracterização microestrutural de aços multifásicos por técnica de tríplice ataque. **17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz do Iguaçu, 15 a 19 de novembro de 2006.

HIBBELER, R.C. **Resistência dos materiais**. 7ª edição. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2009.

HOOK, R. E., HECKLER, A.J., ELIAS, J.A., Texture in deep-drawing columbium (Nb) - treated *interstitial free* steels, **Metallurgical Transaction A**, 6A, p. 1683-1692, 1975.

IMAI, K., KOYAMA, J., JIN, Y. High-accuracy V-bending system by real time identifying material property. **Journal of Materials Processing Technology**, Isehara-City, v.201, p.193-197, 2008.

INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE. IISI in Rio: Targeting the auto, shipbuilding, construction markets. **New Steel**, vol. 11, n. 11, p. 12, 1995.

JACQUES, P., CORNET, X., HARLET, Ph., LADRIERE, J., DELANNAY, F. Enhancement of the mechanical properties of a *low carbon*, low silicon steel by

formation of a multiphase microstructure containing retained austenite. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Louvain-la-Neuve, v.29(9), p.2383-2393, 1998.

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

JEONG, W. C., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G. Observation of deformation and transformation behavior of retained austenite in a 0,14C- 1,2Si-1,5Mn steel with ferrite-bainite-austenite structure, **Materials Science and Engineering**, v. A165, pp. 1- 8, 1993.

JEONG, W. C. Effect of prestrain on aging and *bake hardening* of cold-rolled, continuously annealed steel sheets, **Metallurgical and Materials Transactions A**, Korea, V. 29A, p.463-467, fevereiro de 1998.

JIANG, Z. Q., YANG, H., ZHAN, M., XU X. D., LI G. J. Coupling effects of material properties and the bending angle on the *springback* angle of a titanium alloy tube during numerically controlled bending. **Materials and Design**. v. 31 (2010) 2001-2010.

KEELER, S., *Advanced high strength steel* (AHSS) application guidelines. **AHSS - World Auto Steel**, versão 4.0, 163p., 15 de março de 2009. Disponível em: <www.worldautosteel.org>.

KISHIDA, K. *High strength steel* sheets for light weight vehicle. **Nippon Steel Technical Report**, n.81, p. 12-16, janeiro de 2000.

LAJARIN, S. F., MARCONDES, P. V. P. Comportamento elástico do aço avançado de alta resistência bifásico. **6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**. 11 a 15 de abril de 2011, Caxias do Sul, RS, Brasil.

LEE, M. G., KIM, S. J., WAGONER, R. H., CHUNG, K., KIM, H. Y. Constitutive modeling for anisotropic/asymmetric hardening behavior of magnesium alloy sheets: Application to sheet *springback*. **International Journal of Plasticity**. Changwon. v.25, p.70-104, 2009.

LIM, H., LEE, M. G., SUNG, J. H., KIM J. H., WAGONER, R. H. Time-dependent *springback* of *advanced high strength steels*. **Internacional Journal of Plasticity**. 2011.

MEINDERS, T., KONTER, A. W. A., MEIJERS, S. E., ATZEMA, E. H., KAPPERT, H. A sensitivity analysis on the *springback* behavior of the unconstrained bending problem, **International Journal of Forming Processes**, Rotterdamseweg, v.9(3), p.365-402, 2006.

MODENEZI, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**. Universidade Federal de Minas Gerais. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Belo Horizonte, 73 p., julho de 2010.

MORI, K., AKITA, K., ABE, Y. *Springback* behavior in bending of *ultra high strength steel* sheets using CNC servo press. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, Toyohashi, v.47, p.321-325, 2007.

NOGUEIRA, A.L, SILVA, M.J. Da carroça ao ultraleve reduction. **Metalurgia & Materials**, vol. 57, n.511, agosto de 2001.

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

OWEN, W.S. Can a simple treatment help to save Detroit. **Metals Technology**, 7: 1-13, janeiro de 1980.

PEREIRA, M. S., ABDALLA, A. J., MEI, P. R., HASHIMOTO, T. M. Desenvolvimento de aços bifásicos, multifásicos e IF em consonância com o projeto USALB-AVC. **17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz do Iguaçu, 15 a 19 de novembro de 2006.

PLACIDI F., VADORI R., CIMOLIN F., CAMPANA F. An efficient approach to *springback* compensation for *ultra high strength steel* structural components for the automotive field. **New Developments**. 2008.

RABELO, G. B. C. Avaliação comparativa de aços livres de interticiais (IF) e aços endurecidos por envelhecimento na cura da pintura (BH) da classe 200MPa no limite de escoamento. **Dissertação de Mestrado - CPGEM-EEUFMG**, Belo Horizonte, UFMG, 1999.

RAMEZANI, M., RIPIN, Z. M., AHMAD, R. Modelling of kinetic friction in V-bending of *ultra high strength steel* sheets. **Int J Adv Manuf Technol**, Nibong Tebal, v.46, p.101-110, 2010.

RASHID, M. S. GM 980X – Potential Applications and Review. **International Automotive Engineering Congress and Exposition. S.A.E.** Technical Publication nº 770211. Detroit, 12 p., Fevereiro-Março de 1977.

SHI, H. C. *Advanced high strength steel springback and sidewall curl control guideline*. **SAE International**. 11-14 de Abril, 2005.

STOROZHEVA, L. M. *Ultra low carbon steels for the automotive industry with the effect of hardening due to drying of finished parts*, **Metal Science and Heat Treatment**, Vol.43, nº9, p.9-18, setembro de 2001.

TEKASLAN, O., SEKER, U., OZDEMIR, A. Determining *springback* amount of steel sheet metal has 0.5 mm thickness in bending dies. **Materials & Design**, Ankara, v.27, p.251-258, 2006.

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

THITHER, G., GARCIA, C.I., HUA, M., De ARNO, A.J. Precipitation behavior and solute effects in *interstitial free* steels, **International forum for physical metallurgy of IF steels**, p. 293-322, 1994.

TOKUNAGA, Y., YAMADA, M., ITOH, K.. Effect of combined addition of Nb and Ti on the mechanical Properties of *extra low carbon* steel sheets, **Tetsu-Tohagané**, nº 73, p. 109-116, 1987.

TSUNOYAMA, K., SATOH, S., YAMAZAKI, Y., ABE, H. Recent advanced in *interstitial free* steels for formable cold-rolled sheet applications. **Metallurgy of vacuum-degassed steel products**, Ed. R. Pradhan, p. 127-140, 1990.

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

XIA, Z. C., MILLER, C. E., LOU, M., SHI, M. F., KONIECZNY, A., CHEN, M., HEROLD, T. G. A benchmark test for *springback*: Experimental procedures and results of a slit-ring test. **SAE Technical Paper Series – SAE World Congress**, Detroit, 11-14 April, 2005.

YANAGIMOTO, J., OYAMADA, K. *Springback of high strength steel after hot and warm sheet formings*. **Annals of the CIRP**. Vol. 54/1. p. 213-216. 2005.

YANAGIMOTO, J., OYAMADA, K. Mechanism of *springback*-free bending of *high strength steel* sheets under warm forming conditions. **Annals of the CIRP**. Vol. 56/1. p. 265-268. 2007.

ZHAO, J. Z., DE, A. K., COOMAN, B. C. Formation of the cottrell atmosphere during strain aging of *bake hardenable* steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.32A, p. 417-423, fevereiro de 2001.

ZHANG, D. J., CUI, Z. S., CHEN, Z. Y., RUAN, X. Y. An analytical model for predicting sheet *springback* after V-bending. **Journal of Zhejiang University SCIENCE A**, Shanghai, v.8(2), p.237-244, 2007.

WUPPERMANN, C.P. The Steel Industry in Europe – Globalisation: Challenges and Opportunities. **62º Congresso Anual da ABM**. Anais. Vitória, 71 p., Julho 2007.