

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

SIEDRO AUGUSTO HAUS

**INFLUENCIA DO EFEITO BAUSCHINGER NO RETORNO ELÁSTICO EM
AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA**

CURITIBA

2011

SIEDRO AUGUSTO HAUS

**INFLUENCIA DO EFEITO BAUSCHINGER NO RETORNO ELÁSTICO EM
AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA**

Dissertação apresentada como requisito para obter o título de Mestre em Engenharia Mecânica do curso de mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes

CURITIBA

2011

Haus, Siedro Augusto

Influência do efeito Bauschinger no retorno elástico em aços avançados de elevada resistência / Siedro Augusto Haus. – Curitiba, 2011.

92 f. : il.; graf., tab.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Paulo Victor Prestes Marcondes

1. Aço de alta resistência. I. Marcondes, Paulo Victor Prestes.
II. Título.

CDD 620.11216

TERMO DE APROVAÇÃO

SIEDRO AUGUSTO HAUS

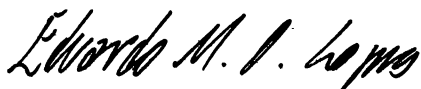
A INFLUÊNCIA DO EFEITO BAUSCHINGER NO RETORNO ELÁSTICO EM AÇOS AVANÇADOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA

Dissertação aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia Mecânica, área de concentração Manufatura, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

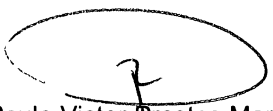
Banca Examinadora:



Prof. Dr. Giuseppe Pintaúde
UTFPR



Prof. Dr. Eduardo Márcio de Oliveira Lopes
UFPR



Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes
UFPR/PG-MEC
Presidente

Curitiba, 21 de novembro de 2011.

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Joel e Elza,
e a minha esposa, Josemara.

AGRADECIMENTOS

Ao prezado Professor Paulo Marcondes, pela constante orientação, paciência, conhecimentos transmitidos e amizade, além da crença em minhas habilidades para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos amigos e colegas Fernando, Ricardo e Cristiano, que me ajudaram muito durante todo percurso.

Ao Instituto Federal do Paraná – Campus Paranaguá, pela colaboração no desenvolvimento deste trabalho, tanto na parte técnica quanto na flexibilização das minhas atividades.

À Universidade Federal do Paraná, que forneceu a estrutura e permitiu a realização desta dissertação de mestrado.

RESUMO

A conformação de chapas metálicas é destaque entre os processos de fabricação, principalmente na indústria automotiva. Nas últimas décadas, o aumento da concorrência e a crescente demanda por diminuição de peso, alto desempenho e estruturas resistentes a impacto nos automóveis vêm forçando a indústria do aço, as montadoras e a comunidade científica a se concentrar em uma produção mais eficiente. Como resultado desses esforços, um aumento significativo no uso de aços avançados de alta resistência (Advanced High Strength Steel - AHSS) em automóveis foi observado na última década. Assim, é necessário entender a conformabilidade destes materiais como uma melhor forma de redução de custos e otimização dos processos. Para maior precisão durante a estampagem desses materiais, o retorno elástico tem uma influência significativa. O efeito Bauschinger também tem uma grande influência, pois os processos de dobra, desdobra e redobra são comuns durante a conformação - especialmente com matrizes que usam drawbeads para esticar a chapa. O principal objectivo do presente estudo foi analisar a influência do retorno elástico - relacionados com o efeito Bauschinger - sobre os aços de plasticidade induzida pela transformação (TRIP – Transformation Induced Plasticity). Os ensaios levaram a uma compreensão detalhada da influência do efeito Bauschinger sobre o retorno elástico mostrando que este aumenta o ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800.

Palavras-Chave: Aço AHSS. TRIP 800. Retorno elástico. Efeito Bauschinger. Dobramento em matriz de deslizamento

ABSTRACT

The sheet metal forming is features in the manufacturing processes mainly in the automotive industry. In recent decades the increasing competition and growing demand for light weight, high performance and crashworthiness structures in the automotive vehicle forced steel industry, automakers and the scientific community to focus more on efficient manufacturing. As a result of these, a significant increase in the usage of advanced high strength (AHSS) steel structures in automobiles was observed in last decade. Thus, it is necessary to understand the formability of these materials in a better way for cost reduction and process optimization. For accuracy during the stamping of these materials the springback has a significant influence. The Bauschinger effect also has a great influence, because the processes of bending, unbending and rebending are common during forming - especially with dies that use drawbeads to stretch the sheet. The main aim of the present study was to analyze the influence of the springback effect - related to the Bauschinger effect - on the Transformation Induced by Plasticity (TRIP 800) steel. The experimentations led to a detailed understanding of Bauschinger effect influence on the springback. In resume, the Bauschinger effect increases the springback angle of the TRIP800 steel.

Keywords: AHSS Steel. TRIP 800. Springback. Bauschinger Effect. Bending sliding matrix.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Curva típica de Bauschinger (WEINMANN et al., 1988)	18
Figura 2– Deslizamento da chapa através dos cordões esticadores (<i>drawbeads</i>) (WEINMANN et al., 1988)	18
Figura 3 - Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços amplamente utilizados na estrutura dos automóveis (ULSAB-AVC, 2001)	21
Figura 4 - Processos de dobramento (ALTAN et al., 1999).....	29
Figura 5 - Processo de dobramento livre (ALTAN et al., 1999).....	29
Figura 6 - Dobramento em V (ALTAN et al., 1999).....	30
Figura 7 - Dobramento em matriz tipo U (ALTAN et al., 1999)	30
Figura 8 - Dobramento em matriz de deslizamento (ALTAN et al., 1999)	31
Figura 9 - Dobramento com ressalto na ponta do punção (ALTAN et al., 1999).....	31
Figura 10 - Dobramento de fundo (ALTAN et al., 1999)	32
Figura 11 - Dobramento em matriz dupla (ALTAN et al., 1999)	32
Figura 12 - Dobramento em matriz giratória (ALTAN et al., 1999).....	33
Figura 13 - Valor de retorno elástico proporcional a tensão (WORLDAUTOSTEEL, 2009).34	
Figura 14 - Perfis fabricados com a mesma matriz (WORLDAUTOSTEEL, 2009).....	35
Figura 15 - Estiramento no processo de dobramento	35
Figura 16 - Alteração angular e ondulação lateral (WORLDALTOSTEEL, 2009).....	38
Figura 17 - Mecanismo de ondulação lateral (KATAYAMA et al, 2002).....	39
Figura 18 - Alteração angular de AHSS e HSS (SHI, 2005).....	40
Figura 19 - Curvatura lateral de AHSS e HSS (SHI, 2005)	40
Figura 20 - Momento torsor ou tensão residual na parede lateral (YOSHIDA, 1987).....	41
Figura 21 – Representação esquemática do comportamento uniaxial tensão-deformação de muitos materiais durante a deformação no sentido inicial e reverso, mostrando o efeito Bauschinger (ABEL, 1987).	42
Figura 22 – Representação esquemática do modelo composto usando materiais com o mesmo módulo de elasticidade e comportamento de encruamento, mas diferentes tensões de resistência (WANG e MARGOLIN, 1987).....	45
Figura 23 – Representação esquemática de um empilhamento de discordâncias e uma linha móvel de discordâncias interagindo com vários pontos sensíveis de discordâncias (BROWN, 1977).....	46

Figura 24 – Posição do corte dos corpos de prova para a metalografia	57
Figura 25 - Desenho do corpo de prova de tração	57
Figura 26 - Esboço do ensaio de dobramento em matriz de deslizamento (GAU e KINZEL, 2000).....	60
Figura 27 - A sequência de deformação do processo de dobra: (a) chapa não deformada, (b) dobra intermediária, (c) dobra final e (d) retorno elástico.....	61
Figura 28 - A sequência de deformação do processo reverso de dobramento: (a) antes da dobra reversa, (b) dobra reversa intermediária, (c) dobra reversa final, e (d) retorno elástico	62
Figura 29 – Projetor de perfil utilizado para a medição do ângulo de retorno elástico.....	63
Figura 30 – Microestrutura do aço TRIP 800 sem o dobramento – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul).....	66
Figura 31 - Microestrutura do aço TRIP 800 após uma dobra – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul).....	66
Figura 32 - Microestrutura do aço TRIP 800 após duas dobras – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul).....	67
Figura 33 - Microestrutura do aço TRIP 800 após três dobras – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul).....	67
Figura 34 - Microestrutura do aço TRIP 800 após quatro dobras – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul).....	68
Figura 35 – Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com folga de 2,50 mm a cada dobra.....	72
Figura 36 – Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com folga de 3,00 mm a cada dobra.....	72
Figura 37 - Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com folga de 3,50 mm a cada dobra.....	73
Figura 38 - Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com raio de 10 mm a cada dobra.....	73
Figura 39 - Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com raio de 15 mm a cada dobra.....	74
Figura 40 - Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com raio de 20 mm a cada dobra.....	74
Figura 41 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 10 mm e folga de 2,5 mm a cada dobra.....	75

Figura 42 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 15 mm e folga de 2,5 mm a cada dobra.....	75
Figura 43 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 20 mm e folga de 2,5 mm a cada dobra.....	76
Figura 44 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 10 mm e folga de 3,0 mm a cada dobra.....	76
Figura 45 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 15 mm e folga de 3,0 mm a cada dobra.....	77
Figura 46 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 20 mm e folga de 3,0 mm a cada dobra.....	77
Figura 47 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 10 mm e folga de 3,5 mm a cada dobra.....	78
Figura 48 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 15 mm e folga de 3,5 mm a cada dobra.....	78
Figura 49 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 20 mm e folga de 3,5 mm a cada dobra.....	79
Figura 50 - Variação da carga máxima de dobramento para o aço TRIP 800 com as folgas de 2,5 mm, 3,0 mm e 3,5 mm para os raios de 10 mm, 15 mm e 20 mm a cada dobra.....	80
Figura 51 - Variação da carga máxima de dobramento para o aço DC 06 com as folgas de 2,5 mm, 3,0 mm e 3,5 mm para os raios de 10 mm, 15 mm e 20 mm a cada dobra.....	80

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Quantidade de corpos de prova necessários no ensaio de tração para levantamento das propriedades n , R , LR, LE, Δl	58
Tabela 2 - Valores limite das variáveis do processo.....	63
Tabela 3 – Composição química em % dos aços TRIP 800 e DC 06.....	64
Tabela 4 - Composição química de vários tipos de aços TRIP (BLECK, 2002)	65
Tabela 5 – Propriedades Mecânicas dos aços TRIP 800 e DC 06.....	69
Tabela 6 – Ângulo de retorno elástico (graus)	70
Tabela 7 – Carga máxima para dobra (N)	71

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CAD	Computer Aided Design
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCV	<i>Conical Cup Value</i>
DIN	<i>Deutsche Industrie Normen</i>
IDDRG	<i>International Deep Drawing Research Group</i>
LDR	<i>Limit Drawing Ratio</i>
NBR	Norma Brasileira
RCD	Razão Crítica dos Diâmetros
UFPR	Universidade Federal do Paraná
PGMEC	Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica
LR	Limite de resistência à tração
LE	Limite de escoamento
IRSID	Instituto de Recursos Siderúrgicos
CFC	Cúbica de face centrada
CCC	Cúbica de corpo centrado
AHSS	<i>Advanced High Strength Steel</i>
ULSAB	<i>Ultra Light Steel Auto Body</i>
HSS	<i>High Strength Steel</i>
DP	<i>Dual Phase</i>
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
CP	<i>Complex Fase</i>
MART	Aços Martensíticos
IF	<i>Interstitial Free</i>
BH	<i>Bake Hardening</i>
TRC	<i>Transformação e Resfriamento Contínuo</i>
T _{nr}	<i>Temperatura de Não-Recristalização</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

Δ	Alongamento
Al	Alumínio
B	Bóro
C	Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
e	Deformação convencional
E	Módulo de elasticidade ou módulo de Young
e_1	Maior deformação convencional
e_2	Menor deformação convencional
e_3	Deformação convencional no sentido da espessura
g/cm^3	Gramas por centímetro cúbico
Fe_3C	Cementita precipitada
in	Inch
K	Constante plástica de resistência
L	Comprimento após alongamento
l_0	Comprimento inicial
L_0	Comprimento antes do alongamento
l_f	Comprimento final
ln	Logaritmo natural
mm	Milímetro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MoS_2	Bissulfeto de Molibdênio
n	Coefficiente de encruamento por deformação
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
P	Carga ou força
Pb	Chumbo
P_f	Carga de ruptura

R	Raio de curvatura
r	Coefficiente de anisotropia de Lankford
r_{0°	Coefficiente de anisotropia a 0° da direção de laminação
r_{45°	Coefficiente de anisotropia a 45° da direção de laminação
r_{90°	Coefficiente de anisotropia a 90° da direção de laminação
\bar{r}	Anisotropia média
S	Enxofre
Si	Silício
Sn	Estanho
Ti	Titânio
t	Espessura da chapa
t_0	Espessura inicial da chapa
t_f	Espessura final da chapa
V	Vanádio
Y_0	Tensão no ponto 0
Y_1	Tensão no ponto 1
Y_2	Tensão no ponto 2
w_0	Largura inicial
w_f	Largura final
Δr	Anisotropia planar
ε	Deformação verdadeira
ε_1	Deformação verdadeira maior
ε_2	Deformação verdadeira menor
ε_3	Deformação verdadeira no sentido da espessura
ε_t	Deformação na espessura
ε_w	Deformação na largura
μ	Coefficiente de atrito
μm	Micrometro
β	Deformação Bauschinger
σ	Tensão verdadeira
σ_f	Limite de ruptura
σ_r	Limite de resistência
σ_F	Tensão no sentido inicial

σ_0	Fluxo de tensão de base
σ_{for}	Tensão contrária
σ_{BK}	Efeito de endurecimento da pelas interações de discordâncias
σ_R	Tensões no sentido reverso
τ_i	Tensão aplicada
τ_F	Tensão de atrito no plano de deslizamento
τ_{BK}	Tensão contrária desenvolvida pelas discordâncias empilhadas
$^{\circ}C$	Graus Celsius

SUMARIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	MATERIAIS DE ÚLTIMA GERAÇÃO UTILIZADOS NA ESTAMPAGEM.....	20
3.1.1	Principais aços	21
3.1.1.1	<i>Aços ferríticos e ferríticos-perlíticos</i>	<i>21</i>
3.1.1.2	<i>Aços microligados</i>	<i>23</i>
3.1.1.3	<i>Aços bifásicos (Dual Phase).....</i>	<i>24</i>
3.1.1.4	<i>Aços multifásicos (TRIP e Complex Phase).....</i>	<i>26</i>
3.2	PROCESSOS DE DOBRAMENTO	28
3.2.1	Dobramento livre	29
3.2.2	Dobramento em V	30
3.2.3	Dobramento em matriz tipo U	30
3.2.4	Dobramento em matriz de deslizamento	30
3.2.5	Dobramento com ressalto na ponta do punção.....	31
3.2.6	Dobramento de fundo	31
3.2.7	Dobra em matriz dupla	32
3.2.8	Dobramento em matriz giratória.....	32
3.3	RETORNO ELÁSTICO	33
3.3.1	Tipos de retorno elástico.....	37
3.3.1.1	<i>Alteração angular.....</i>	<i>38</i>
3.3.1.2	<i>Ondulação lateral</i>	<i>38</i>
3.3.1.3	<i>Torção</i>	<i>41</i>
3.4	EFEITO BAUSCHINGER	41
3.4.1	Mecanismo do efeito Bauschinger	43
3.4.2	Avaliação da magnitude do efeito Bauschinger	49
4	METODOLOGIA E PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL.....	56
4.1	ENSAIOS PARA CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	56
4.1.1	Análise química	56
4.1.2	Ensaio metalográficos	56
4.1.3	Ensaio de tração	57
4.2	DOBRAMENTO EM MATRIZ DE DESLIZAMENTO	59

4.2.1 Definição das variáveis de processo	63
5 ANÁLISE DE RESULTADOS.....	64
5.1 ANÁLISE QUÍMICA.....	64
5.2 ENSAIOS METALOGRAFICOS.....	65
5.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO	68
5.4 ENSAIO DE DOBRAMENTO.....	69
6 CONCLUSÃO.....	81
6.1 CONSIDERAÇÕES FINAIS	81
6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	82
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	83

1 INTRODUÇÃO

Na fabricação de peças conformadas, o retorno elástico é uma preocupação importante no projeto de ferramentas, o que o torna uma tarefa muito complexa. Exigências ambientais e de mercado levaram a um aumento no uso de aços avançados de alta resistência (AHSS - *Advanced High Strength Steel*) como material de trabalho. O aumento da tensão de escoamento do material diminui sua conformabilidade e aumenta o comportamento elástico. O efeito do retorno elástico é um dos principais fatores que determinam a forma final do produto e, se não for corretamente controlado, afeta adversamente a precisão do produto e, conseqüentemente, a sua qualidade. O controle do retorno elástico ou a correção dos materiais estampados é uma tarefa difícil e complexa que normalmente é resolvida por métodos de tentativa e erro. Estes métodos são demorados e implicam em custos elevados.

Nos processos de dobra de chapas, o material tem uma recuperação elástica considerável durante a descarga o que leva a um retorno elástico também considerável. Dada a dimensão do produto final, o projeto da conformação de chapas deve ser capaz de incorporar a precisão de recuperação elástica, que é influenciada por uma combinação de parâmetros de processo, tais como formas e dimensão da ferramenta, as condições de atrito e de contato, as propriedades dos materiais, espessura, dentre outros.

O grau de dificuldade aumenta no caso de conformação de formas muito complexas, como, por exemplo, peças com superfícies irregulares. A tarefa de atingir a exigida precisão dimensional nesses casos é ainda mais difícil. Como o retorno elástico afeta a qualidade dos componentes conformados, tem existido uma intensa pesquisa no desenvolvimento de métodos que permitam aos projetistas minimizar os erros provenientes dele. Contudo, qualquer que seja a técnica utilizada para aperfeiçoar a operação de dobra, esta é normalmente incapaz de lidar com a complexa interação dos diversos fatores que influenciam a operação. A otimização da forma final de uma conformação complexa é então um procedimento delicado que frequentemente conduz a atrasos no projeto e custos elevados.

Neste trabalho, é proposta uma alternativa a estas técnicas e soluções. Pretende-se estudar a influência do efeito Bauschinger no retorno elástico, para fornecer dados que serão utilizados na predição do retorno elástico, facilitando assim o trabalho dos projetistas de matrizes. O efeito Bauschinger é o fenômeno no qual ocorre a redução da tensão de escoamento à tração (compressão) quando o material é descarregado e recarregado à

compressão (tração) no regime plástico e aplicada uma tração (compressão) na mesma direção (figura 1).

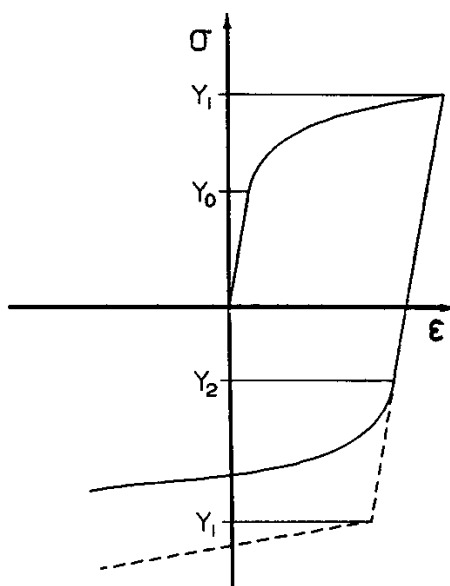


Figura 1 – Curva típica de Bauschinger (WEINMANN et al., 1988)

Segundo WEINMANN et al. (1988), em chapas, esse aparece principalmente devido ao escoamento da chapa pelo *draw bead*, no qual ocorre um processo de três dobras e desdobras, além de mais uma dobra e desdobra da chapa durante o movimento de entrada da chapa na cavidade da matriz (figura 2). Com esses processos de dobra, desdobra e redobra, o aparecimento do efeito Bauschinger em chapas é esperado e não pode ser desprezado, principalmente na predição do retorno elástico.

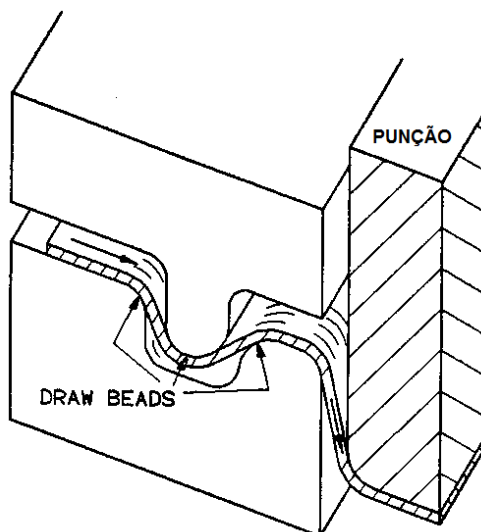


Figura 2– Deslizamento da chapa através dos cordões esticadores (*drawbeads*) (WEINMANN et al., 1988)

2 OBJETIVOS

O objetivo da dissertação foi determinar a influência do efeito Bauschinger no comportamento elástico de um aço avançado de alta resistência (AHSS) em operação de dobramento em matriz de deslizamento. Para isso, foram analisadas as influências do raio de curvatura da matriz e da folga entre matriz e punção no retorno elástico. Além de ensaios para caracterização do material (aço TRIP 800), ensaios de dobramento, medição do retorno elástico e carga máxima para o dobramento foram realizados. Os resultados desses ensaios serão um promissor ponto de partida para novos estudos e desenvolvimentos que tornará possível resolver inúmeros problemas reais em operações de dobramento em matriz de deslizamento de aços AHSS.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 MATERIAIS DE ÚLTIMA GERAÇÃO UTILIZADOS NA ESTAMPAGEM

Segundo BHADESHIA (2001), o desenvolvimento de novas ligas está sempre associado às necessidades e aos contínuos desafios das indústrias. Quando se combina um projeto adequado de liga com um bom processamento termomecânico, conseguem-se várias combinações de propriedades, tais como: alta resistência, ductilidade, tenacidade e conformabilidade. A coexistência de tais características mecânicas só se torna possível em decorrência da presença de diferentes microestruturas (GORNI, 2008).

De acordo com ANDRADE et al. (2002), o desenvolvimento de novas ligas para uso da indústria automotiva é de fundamental importância, tanto que nos últimos 20 anos vários projetos estão em andamento, envolvendo a comunidade científica e grandes fabricantes de aço no mundo. O grande objetivo desse setor é oferecer materiais cada vez mais inovadores, assim como métodos de produção e técnicas de montagem que satisfaçam cada vez mais as necessidades dessa indústria, com enfoque na obtenção de um nível cada vez mais alto de segurança e de redução do peso do veículo (GRAJCAR e ADAMCZYK, 2005).

Um dos projetos que mais chama a atenção é o intitulado *Ultra Light Steel Auto Body – ULSAB*, sob a liderança da *Porsche Engineering* e que contou com a parceria de 35 companhias siderúrgicas de 18 países. Um dos benefícios oriundos dessa iniciativa foi a introdução dos aços de alta resistência – HSS (*High Strength Steel*) nas estruturas dos automóveis, destacando-se entre esses os aços *Bake-Hardening* - BH e os aços de Alta Resistência e Baixa Liga – HSLA (*High Strength Low Alloy*). Esse projeto, finalizado em 1998 foi avaliado satisfatoriamente em relação aos objetivos almejados principalmente no que se refere à segurança e redução no consumo de combustível (ANDRADE et al., 2000).

Dando sequência ao *ULSAB*, o novo programa *ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts)* propõe a aplicação de novos tipos de aços HSLA, os chamados “aços de última geração de alta resistência”- AHSS (*Advanced High Strength Steel*) entre os quais se encontram os aços *Dual Phase – DP*, Aços de Plasticidade Induzida por Transformação – *TRIP*, os aços *Complex Phase - CP*, e os aços Martensíticos – *MART*. Os aços AHSS são materiais multifásicos que contém na microestrutura ferrita, martensita, bainita, e/ou austenita retida, em função dos elementos de liga e do processamento utilizado (ANDRADE et al., 2000).

A comparação entre as propriedades mecânicas de uma variedade de famílias de aços de alta resistência aplicados nas estruturas dos automóveis é mostrada na figura 3.

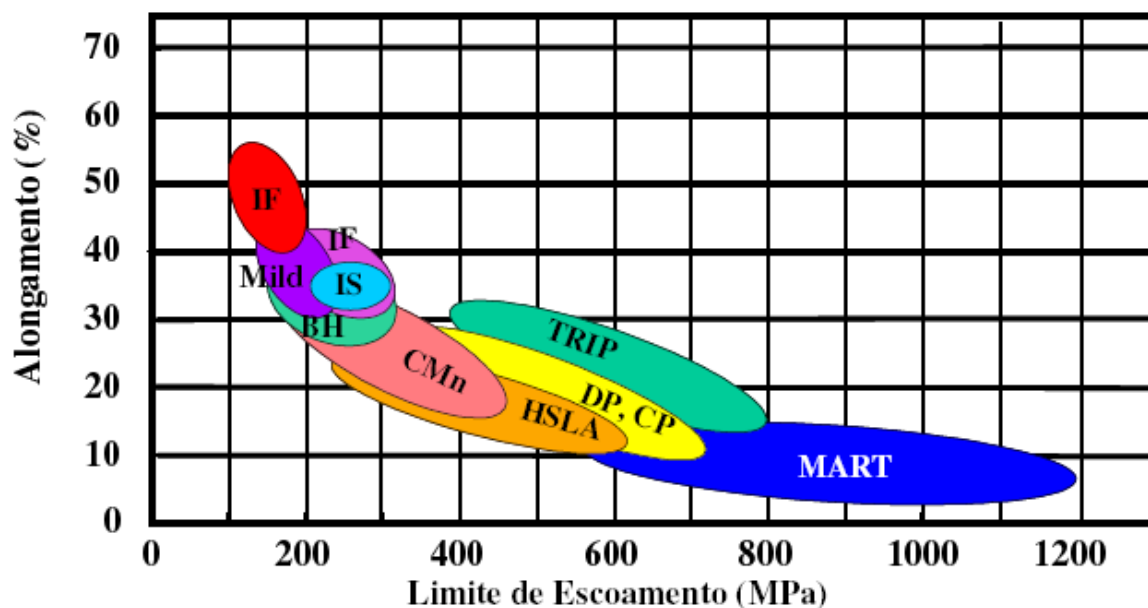


Figura 3 - Relação entre ductilidade e resistência de várias categorias de aços amplamente utilizados na estrutura dos automóveis (ULSAB-AVC, 2001)

A figura 3 mostra a comparação das características de resistência mecânica e ductilidade dessa nova família de aços. O aumento do nível de resistência mecânica do produto leva quase inevitavelmente à redução de seu alongamento total, ou seja, de sua estampabilidade. Contudo, o uso de microestruturas adequadas permite minimizar a perda de ductilidade sob maiores níveis de resistência mecânica (SCHRÖDER, 2004).

3.1.1 Principais aços

3.1.1.1 Aços ferríticos e ferríticos-perlíticos

Segundo PICKERING (1978), os aços ferríticos-perlíticos são a classe mais simples de chapas metálicas que podem ser produzidas a partir de ligas simples, com baixos teores de C e Mn, e sob condições de processo descomplicadas, ainda que devidamente controladas. Como ocorre em todos os tipos de microestrutura, suas características específicas, como tamanho de grão e fração de segunda fase, influenciam as propriedades mecânicas do produto através dos chamados mecanismos de endurecimento. O princípio básico desses mecanismos consiste em dificultar ao máximo a mobilidade das discordâncias

presentes no reticulado cristalino do metal, já que são justamente esses defeitos que fazem com que a resistência mecânica dos materiais reais seja menos de 10% do valor que seria teoricamente possível. Todos os mecanismos de endurecimento elevam as propriedades mecânicas determinadas sob condições estáticas, ou seja, sob baixas velocidades de deformação, como é o caso dos limites de escoamento e resistência, medidos através de ensaios de tração (GINZBURG, 2003).

O primeiro componente que define as propriedades mecânicas de um aço ferrítico-perlítico é a resistência básica entre os átomos de ferro, à qual se acrescentam as contribuições dos demais mecanismos de endurecimento. Essa resistência básica corresponde à tensão de fricção da rede cristalina, definida pela força de Peierls-Nabarro, e que no caso da ferrita CCC assume valor de 70 MPa. O primeiro mecanismo de endurecimento ocorre pelo efeito de solução sólida, o qual decorre da presença de átomos de elementos de liga solubilizados no reticulado do ferro. Com exceção do P, todos os demais provocam dilatação nesse reticulado. A intensidade de seu efeito no endurecimento é função da diferença de tamanho entre os átomos de soluto e de solvente, das perturbações na estrutura eletrônica decorrentes da diferença no módulo de cisalhamento entre o soluto e solvente, e da concentração do soluto. Do ponto de vista prático, o efeito do endurecimento por solução sólida é diretamente proporcional ao teor em peso do soluto. É curioso notar que a contribuição do Cr ao endurecimento por solução sólida do aço é nulo, enquanto que a do Ni é negativa (GINZBURG, 2003).

A ductilidade das microestruturas ferrítico-perlíticas, que geralmente é expressa pelo alongamento total observado nos ensaios de tração, é reduzida pela presença de perlita e elementos de liga em solução sólida. O efeito do tamanho de grão não é unanimidade: alguns autores afirmam que seu refino melhora a ductilidade (PICKERING, 1978), fato não confirmado por outros (MORRISON, 1996).

Infelizmente a maioria dos mecanismos de endurecimento tende a degradar as propriedades mecânicas determinadas sob condições dinâmicas, ou seja, as medidas sob altas velocidades de deformação, como a tenacidade ou capacidade que o material tem para resistir à nucleação e avanço de uma trinca – por exemplo, a energia absorvida durante um ensaio de impacto Charpy ou a temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil. O refino de grão é uma notável exceção a essa regra, servindo de base para o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos como a laminação controlada (GINZBURG, 2003).

3.1.1.2 Aços microligados

O estudo sobre os efeitos de micro-adições de V, Ti e Nb nas propriedades mecânicas de aços de baixo carbono iniciou-se no final da década de 1950. Tais efeitos revolucionaram a siderurgia, já que viabilizaram o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos que levam à obtenção de aços apresentando microestrutura com alto grau de refino. Essa intensa redução no tamanho de grão permite aumentar simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade da chapa, permitindo diminuir os teores de elementos de liga do aço, especialmente C. Isso é particularmente interessante para esse tipo de produto, pois melhora sobremaneira sua conformabilidade, minimizando os custos de fabricação. Os elementos de micro-liga também podem proporcionar endurecimento por precipitação, aumentando a resistência mecânica da chapa. Esse efeito é causado pela precipitação interfásica de partículas extremamente finas durante a transformação da austenita ao longo do resfriamento após a laminação a quente ou tratamento térmico. Contudo, neste caso, há alguma perda de tenacidade. No caso de aços laminados a frio, os elementos de micro-liga retardam os processos de recristalização e crescimento de grão que ocorrem durante o recozimento das bobinas laminadas a frio (GORNI et al., 2006).

O Ti atua principalmente através do refino do tamanho de grão austenítico durante o reaquecimento da placa antes de sua laminação a quente. Os precipitados desse elemento possuem baixa solubilidade, particularmente o TiN, que se mantém estável mesmo no aço líquido. Já o V possui alta solubilidade na austenita e, por esse motivo, endurece o material, principalmente por precipitação interfásica na ferrita, enquanto que o Nb atua principalmente através do refino do tamanho de grão austenítico, imediatamente antes de sua transformação. Esse elemento, tanto na forma solubilizada como precipitada, possui a capacidade de restringir a recristalização da austenita entre os passes de laminação abaixo de uma determinada temperatura (designada como T_{nr} , ou temperatura de não-recristalização), que geralmente varia entre 900°C e 1000°C. Dessa forma, durante a fase de acabamento da chamada laminação controlada, ocorre uma virtual “laminação a frio” da austenita, cujos grãos ficam completamente achatados e encruados imediatamente antes de sua transformação, proporcionando inúmeros pontos propícios para a nucleação de ferrita durante o resfriamento posterior. Dessa forma, ela dá origem a uma microestrutura ferrítica intensamente refinada, a qual proporciona ao produto as características tecnológicas favoráveis citadas no parágrafo anterior (GORNI et al., 2006).

A maior resistência mecânica conseguida nos aços microligados infelizmente é conseguida à custa de sua conformabilidade a frio, que é significativamente pior em relação aos aços comuns ao C. A solução deste problema requereu novas abordagens metalúrgicas, como será visto a seguir.

3.1.1.3 Aços bifásicos (*Dual Phase*)

Um dos recursos disponíveis para se maximizar simultaneamente a ductilidade e a resistência mecânica dos aços consiste no uso de microestruturas mais complexas do que ferríticas ou ferríticas-perlíticas normalmente presentes nas ligas comuns de baixo C. Essa abordagem está baseada nas interações mais complexas que ocorrem entre vários constituintes presentes na microestrutura, os quais também devem apresentar variações significativas de dureza entre si. No final da década de 1970, surgiu o primeiro desenvolvimento nesse sentido, o assim chamado aço bifásico (*dual phase*) que, como seu nome dá a entender, apresenta microestrutura constituída por uma matriz com 80 a 85% de ferrita poligonal macia mais 15 a 20% de martensita dura (RASHID, 1977).

HORNBOGEN et al. (1980) definiram a microestrutura bifásica como sendo uma fusão das três morfologias básicas das micro-estruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Por esse motivo, a microestrutura bifásica reúne as características topológicas peculiares de cada tipo de morfologia. Como ocorrem com a microestrutura duplex, na bifásica as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais; logo, as razões entre os volumes dos grãos das duas fases e entre suas frações em volume devem ser iguais. Da microestrutura em dispersão, tem-se que, na bifásica, a segunda fase dura deve ser totalmente isolada pela fase matriz macia, garantindo-se a ductilidade e conformabilidade do material. Finalmente, da mesma forma como a microestrutura em rede, na bifásica, a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase matriz (GORNI, 1995).

A microestrutura bifásica, com seu arranjo particular de ilhas duras dispersas numa matriz macia, apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura boa conformabilidade: escoamento contínuo (ou seja, ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferríticos-perlíticos, mesmo microligados); limite de escoamento (a 0,2% de deformação) entre 300 e 380 MPa; alto coeficiente de encruamento n , entre 0,2 e 0,3; limite de resistência entre 620 e 655 MPa; baixa razão elástica, entre 0,5 e 0,6; e alongamento total superior a 27%.

Durante a produção dos aços bifásicos, tanto através da laminação de chapas a quente como de recozimento contínuo, a matriz ferrítica se forma em primeiro lugar,

enriquecendo a austenita remanescente com C e outros elementos de liga. Esta, por sua vez, ganha temperabilidade suficiente para se transformar mais tarde em martensita, sob temperaturas bem mais baixas. Essa transformação atrasada da martensita induz tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, as quais facilitam o processo de escoamento e, dessa forma, reduzem o valor do limite de escoamento e suprimem a ocorrência de patamar. Um resfriamento lento após a formação da martensita pode proporcionar a redução da fragilidade da martensita recém-formada através de efeitos de revenido. Durante a deformação plástica, o escoamento da matriz ferrítica macia através das ilhas de martensita dura encrua significativamente o material, contribuindo para aumentar sua resistência mecânica.

Nos aços ferríticos com baixo C, com alta estampabilidade, as correlações entre propriedades mecânicas e microestrutura são relativamente simples, já que esta é caracterizada apenas através do tamanho e formato de seus grãos, bem como de sua textura cristalográfica. A situação se complica no caso dos aços bifásicos, já que a caracterização estereológica de sua microestrutura é mais complexa, envolvendo parâmetros como tamanho de grão das duas fases, a razão entre suas durezas, o caminho livre médio da ferrita e o grau de contiguidade entre as duas fases (GORNI, 1995).

Segundo SUDO et al. (1983), em meados da década de 1980 foi desenvolvida uma variante de aço bifásico, onde a martensita presente como segunda fase na martensita foi substituída pela bainita. Essa evolução foi motivada pelo fato de que a microestrutura ferrítica-bainítica apresenta menor número de locais onde ocorre concentração de tensão e deformação, uma vez que é mais uniforme do que a ferrítica-martensítica. Isso proporciona melhores características de ductilidade e tenacidade à chapa, fato de grande importância em aplicações como a fabricação de rodas automotivas, em função da maior capacidade de expansão de orifício desse material. Um aço ferrítico-bainítico ideal para esta aplicação deve apresentar microestrutura ferrítica com 10 a 15% de bainita, a qual proporciona limite de escoamento entre 450 e 550 MPa, limite de resistência entre 550 e 650 MPa, razão elástica menor ou igual a 85% e alongamento total mínimo de 25%. Um exemplo desse material, obtido através de laminação a quente, apresenta a seguinte composição química: 0,05% C, 1,60% Mn, 0,49% Si, 0,033% Al e 0,025% Nb (GORNI et al., 2007).

3.1.1.4 Aços multifásicos (TRIP e Complex Phase)

ZACKAY et al. (1967) mostraram que é possível obter altos valores de alongamento num aço austenítico se, durante o processo de deformação sob temperatura ambiente, ocorrer transformação contínua da austenita para martensita. Esse fenômeno foi atribuído à dilatação que ocorre durante a transformação da austenita CFC para a ferrita CCC, e foi designado pela sigla TRIP: *Transformation Induced Plasticity*, ou plasticidade induzida por transformação.

O desenvolvimento bem sucedido das chapas de aço bifásico motivou a busca por outros recursos microestruturais que promovessem aumento na ductilidade em aços com alta resistência mecânica. No final da década de 1980, MATSUMURA et al. (1987) mostraram, pela primeira vez, que era possível aplicar o conceito TRIP para aumentar a ductilidade em chapas de aço de baixo C ao Si e Mn, processadas por recozimento contínuo, de forma a apresentar até 20% de austenita retida em sua microestrutura. O principal desafio metalúrgico nesse caso foi conseguir estabilizar, sob temperatura ambiente, uma quantidade considerável de austenita que permitisse elevar significativamente o alongamento do material. Isso pode ser feito submetendo-se o material a um ciclo de resfriamento a partir de seu estado austenítico que permita permanência, durante um período significativo de tempo, dentro do campo bainítico do diagrama de transformação e resfriamento contínuo (TRC), de forma a proporcionar suficiente enriquecimento de carbono à austenita remanescente, para estabilizá-la sob temperatura ambiente.

Este material pode ser produzido diretamente da laminação de chapas a quente, onde o resfriamento lento da bobina garante o enriquecimento de C da austenita remanescente, ou a partir de recozimento contínuo, onde o resfriamento da chapa deve incluir um tratamento adicional de superenvelhecimento com esse mesmo objetivo. A redução do tamanho de grão da austenita retida também contribui para elevar sua estabilidade, através do abaixamento da temperatura de início de transformação martensítica (M_s). Ao final desse processo, tem-se uma microestrutura multifásica, geralmente constituída de 50 a 60% de ferrita, 25 a 40% de bainita e 5 a 15% de austenita retida, que proporciona a esse material limites de resistência da ordem de 600 a 800 MPa. É interessante notar que frações de austenita retida superiores a 20% degradam a conformabilidade a frio dos aços TRIP (BLECK et al., 2004).

A deformação provocada pela transformação da austenita retida em martensita não explica totalmente os altos valores de alongamento uniforme obtidos nos aços TRIP, os

quais oscilam entre 15 e 30%. Nos aços de baixo C, com efeito TRIP, essa transformação promove deformação por tração de apenas 2%, em função das frações muito baixas de austenita retida presentes na microestrutura. A maior contribuição para a ductilidade desse material é o maior coeficiente de encruamento devido à formação progressiva de martensita dura ao longo de toda a deformação. As discordâncias criadas pela transformação martensítica na ferrita também possuem papel importante na definição da ductilidade dos aços TRIP, pois também contribuem para o encruamento (SHAN et al., 2008).

De acordo com BHADESHIA (2002), se a transformação ocorrer inteiramente logo no início da deformação a frio, o material não apresentará alta ductilidade. É necessário que a austenita se mantenha estável até serem atingidos altos graus de deformação a frio, já que essa fase retarda o processo de estricção que ocorre sob solicitações de tração, através de sua transformação à martensita nos pontos do material no qual ocorrem concentrações de tensão. Ou seja, é importante retardar a transformação da austenita retida até os estágios finais da deformação, quando ocorre acúmulo significativo de danos no aço. É justamente nesse ponto que o benéfico efeito TRIP pode ser maximizado. Por esse motivo, a adição de Si e o enriquecimento adequado de C da austenita retida são vitais para assegurar um nível adequado de estabilidade na austenita retida e garantir a alta ductilidade desse material.

A presença de martensita de alto C não revenida (e, portanto, frágil) num material com alta ductilidade, como é o caso dos aços TRIP, parece ser uma contradição. Isso pode ser explicado pelo pequeno tamanho de grão da austenita retida, o qual torna difícil a transferência de carga desde a matriz da microestrutura multifásica até a martensita frágil, que se forma durante a deformação a frio. Portanto, o refino da microestrutura dos aços TRIP é duplamente importante, garantindo simultaneamente a estabilidade da austenita retida e imunidade à fragilidade, que poderia ser induzida pela presença de martensita não revenida (CHATTERJEE e BHADESHIA, 2006).

O desenvolvimento de correlações entre as propriedades mecânicas e microestrutura nos aços TRIP é uma tarefa complicada, já que este tipo de material apresenta alterações dinâmicas em seus parâmetros microestruturais durante a conformação a frio, ou seja, a transformação da austenita retida em martensita, que é função de sua estabilidade. A complexidade das interações microestruturais e a curta existência comercial dos aços TRIP impediram o desenvolvimento de correlações quantitativas consagradas entre propriedades mecânicas e microestruturas (BLECK et al., 2004).

Os aços de fase complexa (*Complex Fase*, CP), surgidos na segunda metade da década de 1990, representam uma transição entre os aços TRIP e os materiais com ultra-alta

resistência mecânica. Assim como os aços TRIP, sua microestrutura é multifásica, mas não se observa a presença de austenita retida, o que leva a maiores valores de resistência mecânica com menor ductilidade. Esta fase é substituída por outras mais duras, o que permite que esse tipo de chapa consiga limites de resistência da ordem de 800 a 1000 MPa, em função da presença de 80 a 90% de bainita, 5 a 10% de ferrita e 5 a 10% de martensita. Dessa forma, os aços de fase complexa são particularmente adequados para a manufatura dos componentes necessários para garantir a segurança dos ocupantes de modernos veículos automotivos em caso de acidentes, como barras anti-colisão em portas, para-choques e o chamado pilar “B”. Nesse caso, a composição química e o processamento do material são concebidos de forma a reduzir a estabilidade da austenita, formando constituintes duros para se atingir a resistência mecânica necessária (ALTAN et al., 2008).

3.2 PROCESSOS DE DOBRAMENTO

Segundo ALTAN et al. (1999), o dobramento é normalmente definido como a deformação plástica de uma chapa metálica ao longo de uma linha reta. Na maioria dos casos, tem-se uma deformação plana localizada no canto da dobra. A operação de dobramento pode ser considerada como um sistema com sete componentes: produto, peça/material, equipamento, punção/matriz, zona de deformação, interface e ambiente.

O tipo clássico de conformação por dobramento é a operação para obter curvatura cilíndrica ou cônica em rolos (calandras). Outras variedades de dobramento são o enrolamento, o recravamento e agrafamento e o repuxamento. Tem-se, ainda, o dobramento por giro, caso do dobramento contínuo em rolos de vários estágios para produzir, calhas, tubos e perfis.

O dobramento não é somente usado para produzir geometrias funcionais tais como bordas, flanges, curvas, emendas e corrugação, mas também para elevar a rigidez das peças, aumentando o momento seccional transversal de inércia.

Atualmente, os perfis laminados estão sendo substituídos, quando necessário e possível, por elementos de chapa dobrados. A execução destes perfis, em geral, é feita nas dobradeiras, porém, quando os elementos são relativamente curtos ou com conformação especial, podem ser executados vantajosamente por meio de matrizes e prensas, como demonstrado na figura 4.

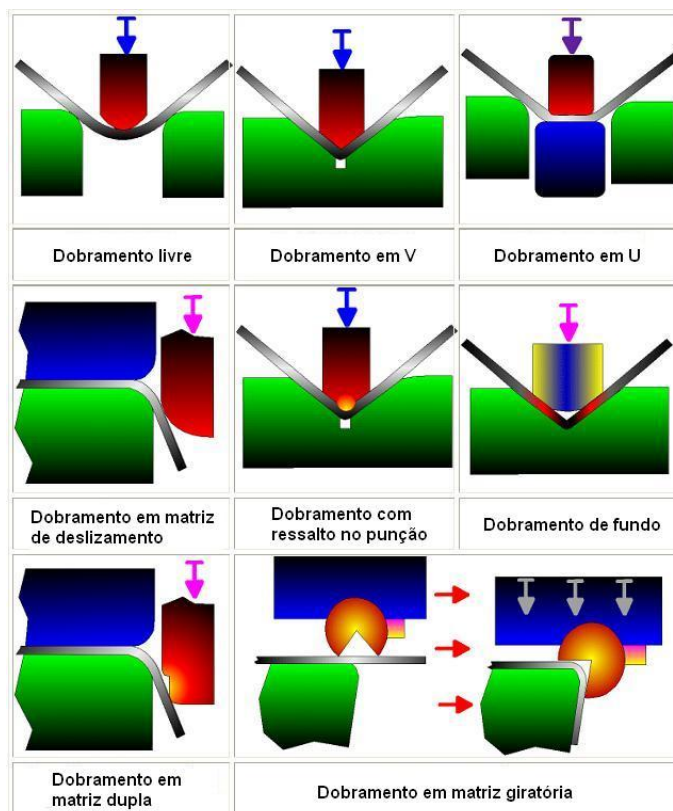


Figura 4 - Processos de dobramento (ALTAN et al., 1999)

3.2.1 Dobramento livre

No dobramento livre (figura 5), não há necessidade de mudar nenhum equipamento ou ferramenta para obter ângulos de dobra diferentes porque os ângulos da curvatura são determinados pelo curso do punção. As forças requeridas para dar forma às peças são relativamente pequenas, mas o controle exato do curso do punção é exigido para obter o ângulo desejado da curvatura.

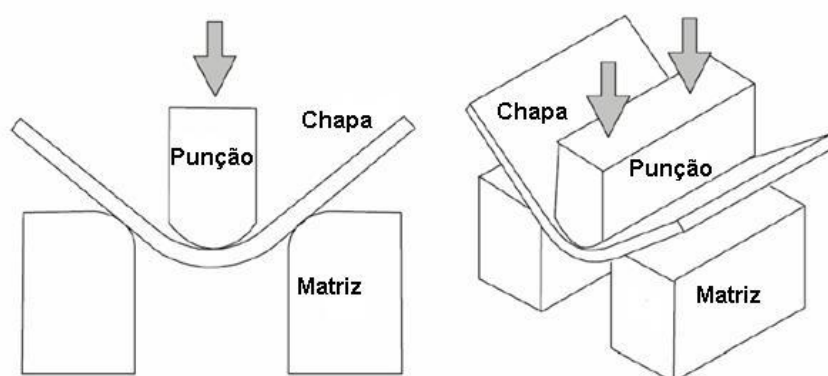


Figura 5 - Processo de dobramento livre (ALTAN et al., 1999)

3.2.2 Dobramento em V

No dobramento em V (figura 6), a folga entre o punção e a matriz é constante (igual à espessura da chapa). A espessura da chapa varia de aproximadamente 0,5 a 25 milímetros.

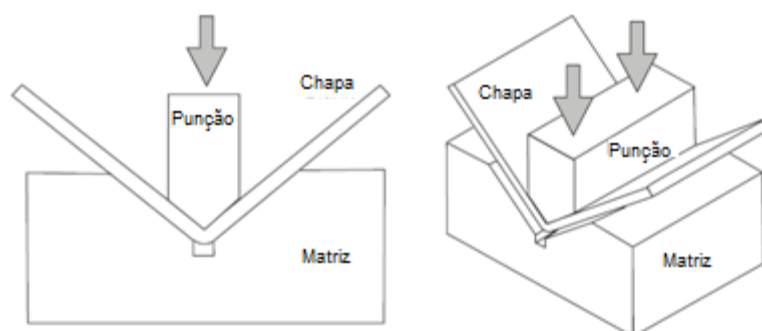


Figura 6 - Dobramento em V (ALTAN et al., 1999)

3.2.3 Dobramento em matriz tipo U

O dobramento em matriz tipo U (figura 7) é feito em dois eixos paralelos de dobramento na mesma operação. Uma almofada é usada para forçar o contato da chapa com o fundo do punção. Para a almofada pressionar a chapa, se requer aproximadamente 30% da força de dobra.

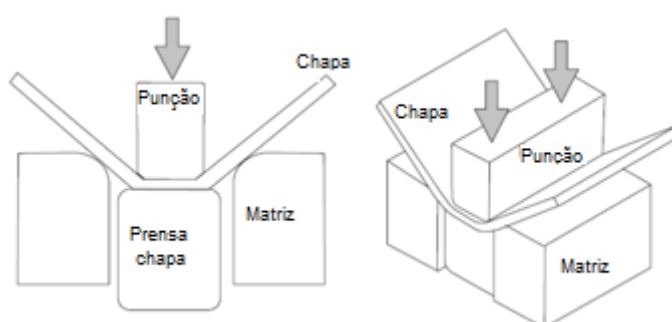


Figura 7 - Dobramento em matriz tipo U (ALTAN et al., 1999)

3.2.4 Dobramento em matriz de deslizamento

O dobramento em matriz de deslizamento (figura 8) é conhecido também como flangeamento. Uma borda da chapa é dobrada a 90° enquanto a outra extremidade é contida

pelo próprio material e pela força do prensa chapas. O comprimento do flange pode facilmente ser mudado e o ângulo da curvatura pode ser controlado pela posição do curso do punção.

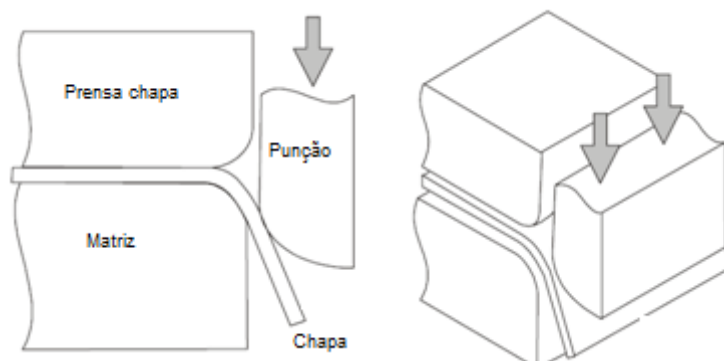


Figura 8 - Dobramento em matriz de deslizamento (ALTAN et al., 1999)

3.2.5 Dobramento com ressalto na ponta do punção

No dobramento com ressalto na ponta do punção (figura 9) para deformação plástica, a tensão compressiva é aplicada na região de dobra para aumentar a quantidade de deformação plástica. Isto reduz a quantidade de retorno elástico.

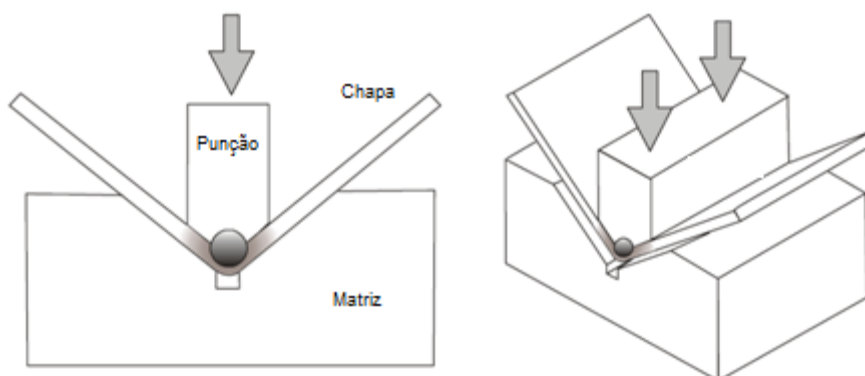


Figura 9 - Dobramento com ressalto na ponta do punção (ALTAN et al., 1999)

3.2.6 Dobramento de fundo

No dobramento de fundo (figura 10), o retorno elástico é reduzido ajustando a posição final do punção tal que a folga entre o punção e a superfície da matriz é menor do que a espessura da chapa. Em consequência, o escoamento do material é ligeiramente menor e se

reduz o retorno elástico. Na dobra de fundo, se requer uma força consideravelmente maior (aproximadamente 50 ~ 60% a mais) do que no dobramento livre.

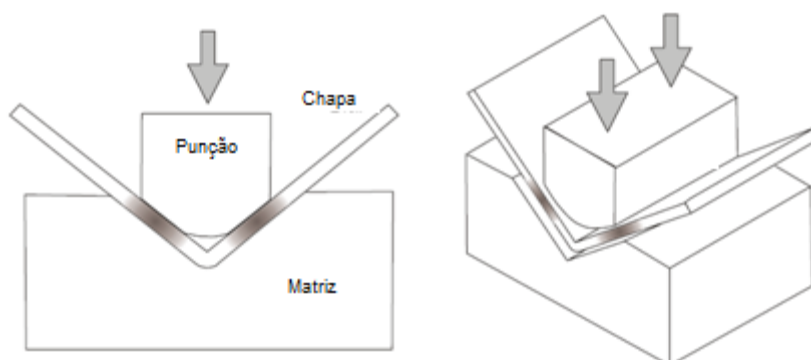


Figura 10 - Dobramento de fundo (ALTAN et al., 1999)

3.2.7 Dobra em matriz dupla

A dobra em matriz dupla (figura 11) pode ser vista como duas operações de deslizamento, que agem na chapa uma após a outra. Esse processo pode aumentar o endurecimento por deformação, reduzindo o retorno elástico.

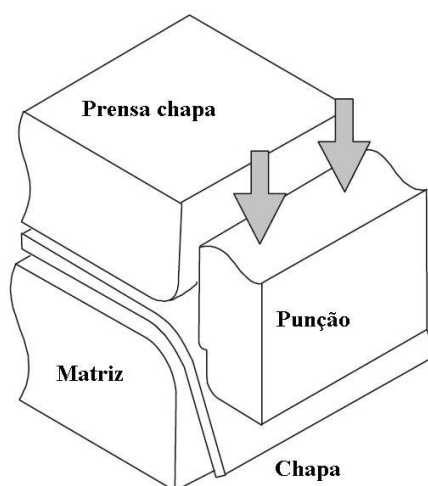


Figura 11 - Dobramento em matriz dupla (ALTAN et al., 1999)

3.2.8 Dobramento em matriz giratória

O dobramento em matriz giratória (figura 12) utiliza um báculo, em vez do punção. As vantagens desse processo são: a) a não necessidade de prensa chapa b)

compensação de retorno elástico por excesso de curvatura c) menor exigência de força d) possibilidade de dobra superior a 90 graus.

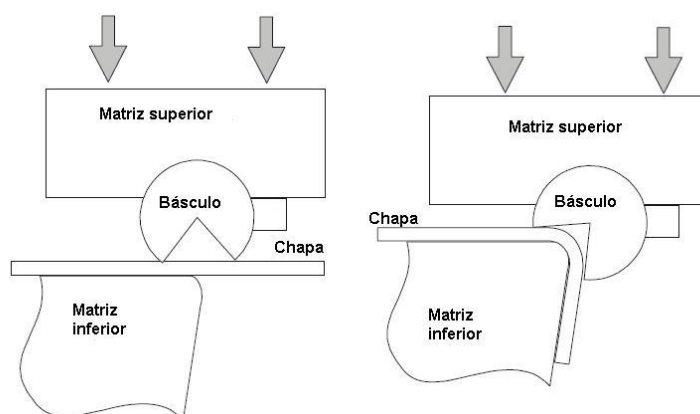


Figura 12 - Dobramento em matriz giratória (ALTAN et al., 1999)

3.3 RETORNO ELÁSTICO

Atualmente, existe uma ênfase cada vez maior na manutenção da precisão das dimensões dos produtos. Os problemas dimensionais em peças conformadas decorrem, normalmente, das tensões elásticas criadas durante a sua deformação e do alívio das tensões após a descarga do punção, ou remoção da matriz, em cada operação de conformação. Estes problemas dimensionais, ou retorno elástico, estão presentes em todas as peças estampadas. No entanto, sua magnitude geralmente aumenta com a elevação da resistência dos aços.

O retorno elástico é inerente a praticamente todo o metal conformando, tornando-se mais importante em operações de dobramento. Em geral, acredita-se que o retorno elástico é influenciado pelo módulo de elasticidade, resistência ao escoamento dos materiais σ e relação de dobra R / t (R - raio de curvatura, t - espessura da chapa). O retorno elástico é largamente dependente do momento de flexão através da chapa, antes do descarregamento das forças de conformação. Como resultado, a precisão do cálculo de retorno elástico depende dos pressupostos utilizados para a obtenção do momento de flexão.

Quando a chapa é deformada plasticamente, o formato das peças sempre se desvia um pouco após a remoção do ferramental. Este desvio dimensional da peça é conhecido como retorno elástico. O retorno elástico é causado por uma recuperação elástica da peça, que pode ser ilustrada por curvas tensão-deformação, conforme mostrado na figura 13.

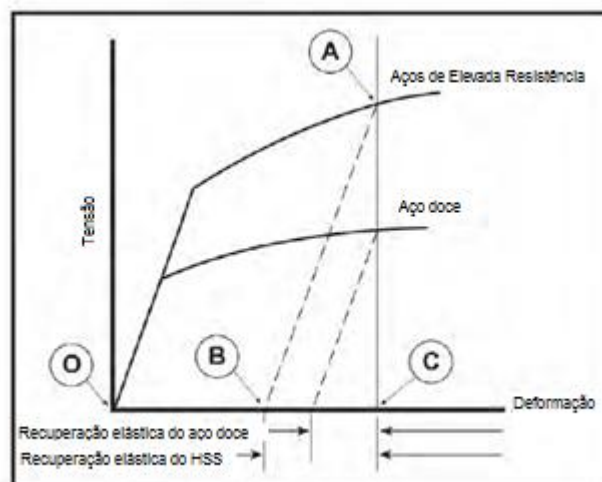


Figura 13 - Valor de retorno elástico proporcional a tensão (WORLDAUTOSTEEL, 2009)

No caso de aços HSS, e após a descarga (remoção de todas as forças externas e momentos externos), o nível de deformação plástica seguiria a linha AB de A para B, onde OB é a deformação permanente (plástica) e BC é a deformação recuperada (elástica). Embora esta deformação elástica recuperada em um determinado local seja muito pequena, ela pode causar mudança significativa na forma da peça, devido ao seu efeito multiplicador mecânico em outros locais, por exemplo, na dobra de superfícies curvas.

Segundo CARDEN et al. (2002), a preocupação com retorno elástico e controle de qualidade aumentou entre os fabricantes de automóveis, com a crescente utilização de aços de alta resistência. Peças de AHSS apresentaram maior retorno elástico do que as peças feitas de aço carbono. Ainda, a experiência com a conformação de AHSS é limitada em relação ao uso dos demais aços. Além disso, o propósito de aplicar AHSS é para redução de peso, o que implica em uso de chapas mais finas, que tem menor capacidade de manter o formato depois da conformação. Isso leva a variações dimensionais e problemas durante a montagem dos componentes, o que por sua vez, resulta em problemas de qualidade. Assim, a compreensão, caracterização exata, previsão, controle e redução do retorno elástico e suas variações tornaram-se muito importantes em termos de diminuir o tempo de desenvolvimento e reduzir a taxa de sucata na produção para atingir a fabricação rentável de peças com AHSS.

A simulação numérica com base no método de elementos finitos tem sido muito utilizada e demonstra ser uma ferramenta poderosa para a predição de retorno elástico (WAGONER e CHENOT, 1997).

Muitos estudos comprovam que o retorno elástico tem um comportamento diferente nos AHSS, se comparados com os aços HSS tradicionais, como os aços HSLA. Um exemplo é mostrado na figura 14.



Figura 14 - Perfis fabricados com a mesma matriz (WORLDAUTOSTEEL, 2009)

KUWABARA et al. (2004) investigaram retorno elástico no processo dobramento por estiramento, ilustrado na figura 15.

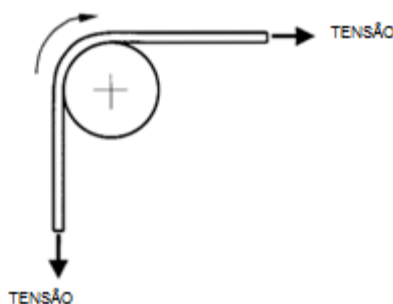


Figura 15 - Estiramento no processo de dobramento

O material é assumido, normalmente, como anisotrópico, cumprindo a função de Hill de escoamento quadrático. Com as seguintes hipóteses:

- a) A tensão logarítmica uniaxial verdadeira é dada por $\sigma = K \epsilon^n$;
- b) Os planos transversais permanecem constantes durante todo o processo;
- c) Há deformação plana no sentido da largura e nenhum esforço no sentido da espessura;
- d) A força de alongamento é constante.

TAKAHASHI et al. (1996) desenvolveram um método experimental para verificar os resultados em KUWABARA et al. (2004) e constataram que seriam necessárias algumas modificações teóricas para a avaliação do retorno elástico. Eles indicaram que a hipótese de deformação plana não poderia ser usada em todas as análises.

ZHANG e LIN (1997) investigaram o retorno elástico no dobramento em V, com punções deformáveis e matrizes rígidas, independentemente de atrito durante os experimentos. A zona de contato foi estudada por meio de filmes pré-escala Fuji. Eles descobriram que a interação da interface induzida pelo punção deformável diminuía o retorno elástico.

BORDONARO e LEE (1996) estipularam que o cálculo exato da distribuição do momento de flexão desempenha um papel importante na análise do retorno elástico. MORESTIN e BOIVIN (1996) apresentaram um modelo de endurecimento cinemático para os estudos de retorno elástico em chapas conformadas. CHAKHARI e JALINIER (1984) estudaram o retorno elástico das peças dobradas em V e peças dobradas U, empregando modelo de anisotrópico elasto-plástico. WANG (1984) apresentou uma análise analítica para a previsão dos efeitos da folga na matriz no retorno elástico.

O retorno elástico no plano de tensão no processo de dobramento em U foi estudado por CHO et al. (2003). LEI et al. (2001), utilizaram MEF para verificar a distribuição de tensões e prever o retorno elástico no dobramento livre e no embutimento profundo de copo quadrado para aço inoxidável e os resultados foram comparados com os dados experimentais.

LI et al. (2002) observaram que o modelo de endurecimento afeta diretamente a simulação de retorno elástico no processo de dobramento. MATH e GRIZELJ (2001) usaram simulação por elementos finitos com o modelo elasto-plástico incremental para prever o retorno elástico e analisar as tensões residuais em chapas dobradas utilizadas na montagem de tanques esféricos e os resultados foram validados com dados experimentais. CHOU e HUNG (1999) elaboraram várias técnicas de redução de retorno elástico em dobramento em U, avaliando a aba inferior, as dobras, a matriz, o estiramento e a velocidade.

ESAT et al. (2002) calcularam o retorno elástico de chapas de alumínio de diferentes espessuras, considerando os resultados na simulação e comparando-os. XU et al. (2004) estudaram a influência do valor de amortecimento, ponto de integração, tamanho da malha, velocidade do punção na precisão e eficiência da simulação do retorno elástico em dobramento U. BUI et al. (2004) utilizaram uma avançada técnica de deformação em simulação numérica para prever o retorno elástico. YANAGIMOTO e OYAMADA (2007)

explicaram o mecanismo do retorno elástico no dobramento V livre, na condição de conformação a quente. GOMES et al. (2005) investigaram numericamente e experimentalmente a variação do retorno elástico no dobramento U.

MULLAN (2004) estudou experimentalmente a influência do material e os fatores da força no retorno elástico e obteve uma expressão para prever o retorno elástico. LING et al. (2005) deram um primeiro passo para reduzir o retorno elástico no dobramento. SUN et al. (2006) avaliaram o retorno elástico na estampagem, usando o sistema de controle de circuito fechado de uma pequena prensa hidráulica. SANTOS e TEIXEIRA (2008) avaliaram o desempenho de várias propostas experimentais de conformação com diferentes materiais e simularam alguns numericamente. GAN e WAGONER (2004) propuseram um novo método (ajuste de deslocamento) para criar matrizes de conformação considerando o retorno elástico. OLIVEIRA et al. (2007) investigaram a influência dos diferentes modelos constitutivos de simulação numérica em um componente da chapa.

BAHLOUL et al. (2006) e SONG et al. (2007) utilizaram a metodologia de resposta para aperfeiçoar os parâmetros dos processos da conformação. CHEN et al. (2008) investigaram o efeito de diversos materiais e parâmetros de processo sobre a variação elástica de uma forma de canal aberto de uma peça de aço DP. Para prever o retorno elástico, o efeito Bauschinger foi considerado por YOSHIDA e UEMORI (2003) e também por GAU e KINZEL (2005). DONGJUAN et al. (2007) propuseram um modelo analítico para a previsão de retorno elástico no dobramento em U com base em critérios de deformação de Hill-48. LEE e WANG (2005) realizaram embutimento de uma tira com uma ferramenta elíptica, para avaliar o retorno elástico bidirecional. O retorno elástico foi previsto no dobramento V livre por THIPPRAKMAS e ROJANANAN (2008). SINGH et al. (2004) estudaram o efeito da geometria da ferramenta do dobramento livre na qualidade do produto.

3.3.1 Tipos de retorno elástico

Três modos de retorno elástico são comumente encontrados em peças conformadas: alteração angular, ondulação lateral e torção.

3.3.1.1 Alteração angular

Alteração angular é o ângulo criado quando a linha de dobra se desvia da linha da ferramenta. O ângulo de retorno elástico é medido fora do raio de punção, conforme figura 16.

A alteração angular é causada pela diferença de tensão na direção da espessura da chapa quando esta se inclina sobre um raio da matriz. A diferença do esforço no sentido da espessura cria um momento de flexão no raio da matriz, o que resulta na mudança angular. Para eliminar ou minimizar a variação angular, deve-se eliminar ou minimizar este momento de flexão.

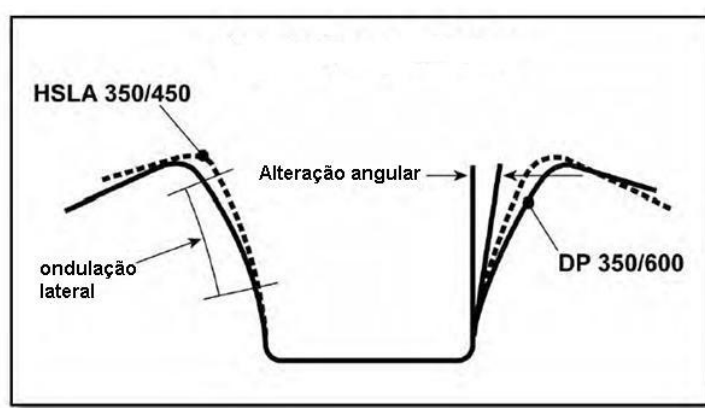


Figura 16 - Alteração angular e ondulação lateral (WORLDALTOSTEEL, 2009)

3.3.1.2 Ondulação lateral

Uma curvatura é criada na parede lateral de um canal, como ilustrado na figura 16. Esta curvatura ocorre quando uma chapa é conformada sobre uma matriz ou punção. A principal causa é a distribuição desigual de tensão através da espessura da chapa. Esta tensão é gerada durante o processo de dobramento.

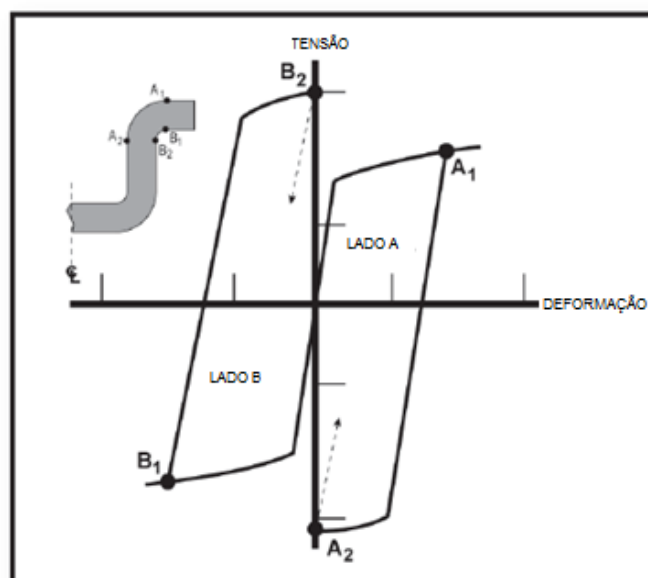


Figura 17 - Mecanismo de ondulação lateral (KATAYAMA et al, 2002)

A figura 17 ilustra em detalhes o que acontece com a chapa durante o dobramento. A deformação no lado A passa de tração (A1) para compressão (A2). Ao contrário, a deformação no lado B passa de compressão (B1) para tração (B2). Uma vez que o punção é removido da cavidade da matriz (descarga), o lado A tende a prolongar-se, enquanto o lado B, ao contrário, devido à recuperação elástica, cria uma onda na parede lateral.

Esta diferença de recuperação elástica no lado A e lado B é a principal fonte de ondulação ao longo da parede. Quanto maior a resistência do metal deformado, maior a diferença de recuperação elástica entre os lados A e B e, conseqüentemente, o aumento da ondulação lateral. Esta é uma das principais diferenças entre o HSS convencional e AHSS. Claramente, a regra para minimizar a ondulação lateral é minimizar o gradiente de tensão através da espessura da chapa.

Existem diferenças para os aços de mesma tensão máxima de resistência à tração (mas tensão de escoamento diferente). Percebe-se, claramente, a tendência predominante de crescente alteração angular (figura 18) e ondulação lateral (figura 19) para aços com maior resistência a tração.

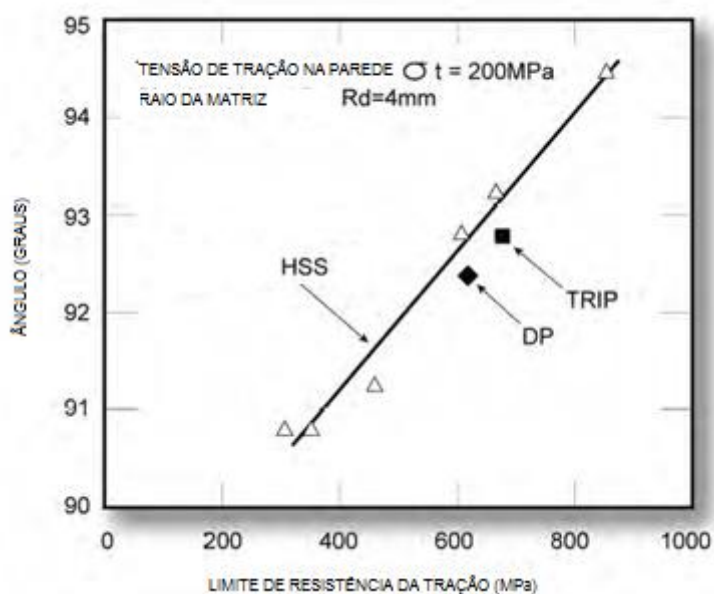


Figura 18 - Alteração angular de AHSS e HSS (SHI, 2005)

Para SHI (2005), esses fenômenos são dependentes de muitos fatores, tais como a geometria da peça, a concepção de ferramentas, parâmetros de processo e propriedades dos materiais, sendo que, em alguns casos, eles podem nem aparecer. No entanto, endurecimento por encruamento dos aços DP e TRIP causam aumento na força durante a deformação. Assim, eventuais diferenças na construção de ferramentas e matrizes podem causar variação no comportamento elástico desses materiais.

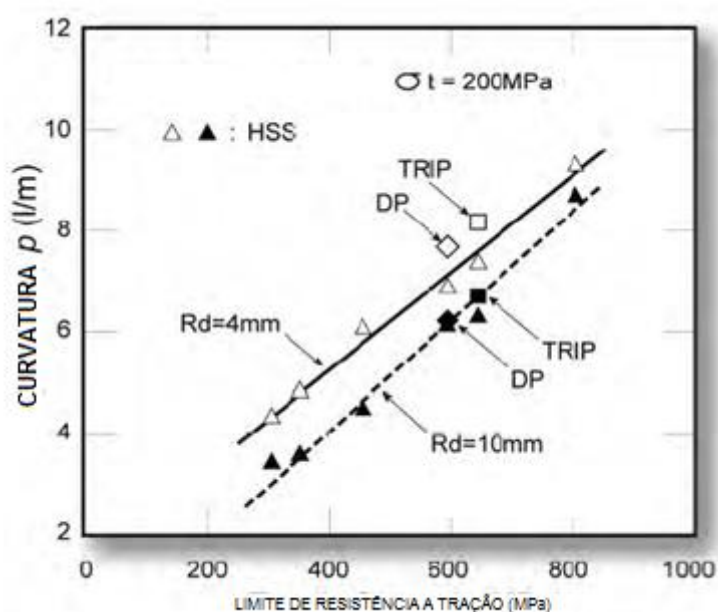


Figura 19 - Curvatura lateral de AHSS e HSS (SHI, 2005)

3.3.1.3 Torção

A torção é definida a partir duas seções transversais em rotação diferente ao longo de seu eixo. A torção é causada por momentos torsores na seção transversal da peça. O deslocamento de torção se desenvolve por causa do retorno elástico desequilibrado e tensões residuais criando um par de forças, que tende a girar uma extremidade em relação à outra. Como mostra a figura 20, o momento torsor pode ocorrer devido tensões residuais no flange, na lateral, ou em ambos.

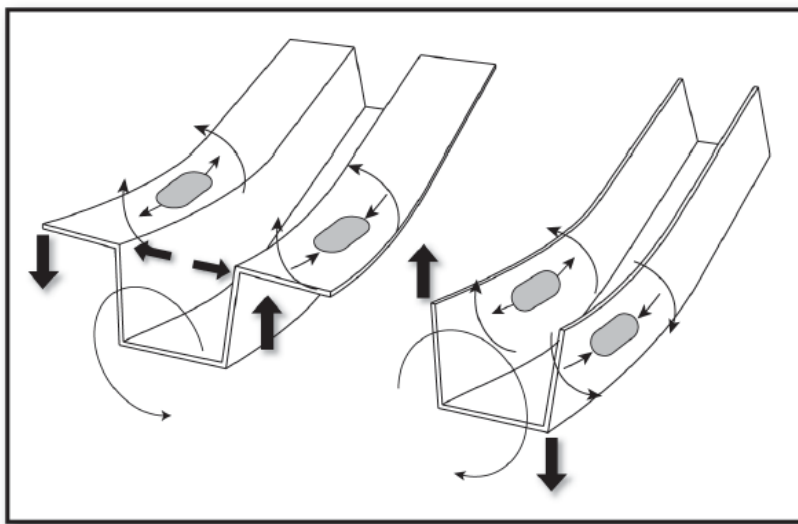


Figura 20 - Momento torsor ou tensão residual na parede lateral (YOSHIDA, 1987)

A quantidade de torção em uma peça é determinada pela relação entre as tensões desequilibradas e rigidez na direção da torção. Em peças finas, baixos valores de rigidez torcional fazem com que estas tenham uma tendência de maior torção. Existe também um efeito de alavanca, em que a mesma quantidade de torção irá resultar num maior deslocamento em peças longas, com mesmo ângulo de torção (YOSHIDA, 1987).

3.4 EFEITO BAUSCHINGER

Segundo YAN (1998), quando os materiais são carregados em uma direção axial (por exemplo, tração) no regime plástico, descarregados e, em seguida, recarregados no sentido inverso (por exemplo, compressão), eles podem produzir, durante a recarga, um nível de tensão mais baixo do que o do carregamento realizado no sentido original. A figura 21 é a representação esquemática do efeito Bauschinger.

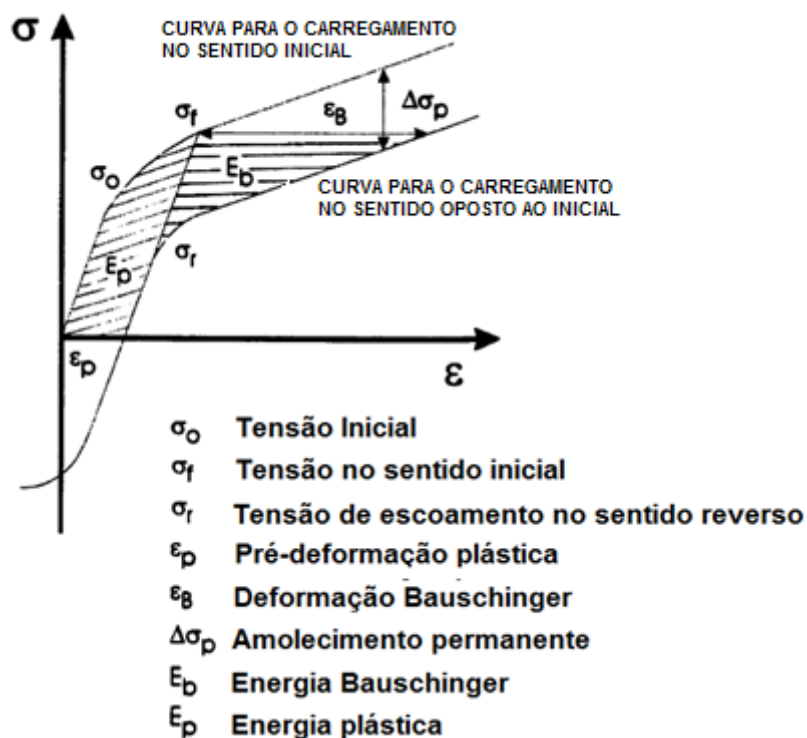


Figura 21 – Representação esquemática do comportamento uniaxial tensão-deformação de muitos materiais durante a deformação no sentido inicial e reverso, mostrando o efeito Bauschinger (ABEL, 1987).

Esta dependência do sentido do carregamento e o comportamento assimétrico das tensões são conhecidos como o efeito Bauschinger, depois de BAUSCHINGER (1886) relatar o fenômeno em 1886. Este efeito tem sido amplamente estudado desde então. É agora claro que as descobertas de Bauschinger trataram apenas uma parte dos fenômenos envolvidos e que o comportamento direcional na relação tensão-deformação é mais complexo do que o pensamento original. Perante estas dificuldades, não é de estranhar que muitas características diferentes foram usadas para descrever o efeito Bauschinger.

Por exemplo:

“Se um corpo é altamente deformado em uma direção e então imediatamente recarregado na direção oposta, ele começa a fluir nessa direção com uma redução da tensão. Este é o efeito Bauschinger.” (COTTRELL, 1953).

“O efeito Bauschinger é medido pela tensão Bauschinger β .” (BUCKLEY e ENTWISTLE, 1956).

"Originalmente observado em policristais, porém depois encontrado também em cristal simples, o efeito Bauschinger denota certa dependência da tensão de escoamento e taxa de encruamento sobre o histórico do metal." (VAN BUEREN, 1960).

"A redução do limite de elasticidade, quando a deformação em uma direção é seguida por deformação na direção oposta, é chamada de efeito Bauschinger." (DIETER, 1981).

"O efeito Bauschinger envolve não só uma deformação plástica prematura, mas também certa quantidade de amolecimento permanente ou não encruamento." (MCCLINTOCK e ARGON, 1966).

Estas definições acima representam muitas características diferentes do efeito Bauschinger. As principais características do efeito Bauschinger, como é normalmente entendido, são mostradas na figura 21. Para ter uma comparação conveniente, a tensão e a deformação no sentido inicial e no sentido reverso são plotados na mesma direção. Desde a descoberta de J. Bauschinger, o efeito Bauschinger tem demonstrado que ocorre em uma variedade de materiais: a partir de monocristais, de policristais, de metal puro, ligas e à dispersão de metais endurecidos. WOLLEY (1953) observou que o efeito Bauschinger foi mais pronunciado em materiais CFC do que em materiais de CCC. Além disso, nos últimos anos, o estudo em MMC tem obtido um bom caminho para entender a deformação desses materiais. Em essência, o efeito Bauschinger reflete um desvio do comportamento plástico ideal do material.

3.4.1 Mecanismo do efeito Bauschinger

De acordo com YAN (1998), muitos estudos têm sido realizados para explicar o efeito Bauschinger desde a sua descoberta deste efeito. Inicialmente, se acreditava que a causa do efeito Bauschinger eram as tensões internas e tensões residuais macroscópicas desenvolvidas devido à deformação não homogênea de grãos individuais de um metal policristalino. OROWAN (1958), por outro lado, sugere uma explicação alternativa, baseada na anisotropia da força motriz para o movimento de deslocamento, devido à pré-deformação.

Em geral, existem duas escolas principais para explicar o efeito Bauschinger, teoria das tensões internas e a teoria do deslocamento. Além disso, o efeito Bauschinger pode ser descrito por um modelo composto, que foi primeiramente proposto por MASING (1926).

1) Teoria das tensões internas

HEYN (1918) desenvolveu uma teoria para explicar a redução da elasticidade observada na inversão de carga. Três hipóteses foram feitas por ele:

(a) O material é composto de elementos de pequeno volume, que tem uma curva de tensão- deformação ideal; a resposta elástica muda em uma extensão plástica não endurecida em um nível de tensão constante;

(b) O limite elástico de vários elementos de volume não são iguais uns aos outros;

(c) O valor absoluto do limite elástico de qualquer elemento de volume é independente da direção de deformação, que é o mesmo em tensão e compressão.

Com estes pressupostos, a teoria explica que há uma curvatura na curva de tensão inicial, na transição elástico-plástica. A deformação elástica é homogênea e uniforme na seção de carga. Já durante a deformação plástica, a distribuição de tensões não é uniforme e, portanto, após a descarga, tensões residuais que surgem são responsáveis pelo efeito de redução da elasticidade ao se reverter carga. Essas ideias foram fortemente apoiadas pelos testes de compressão de tensão realizados por MASING (1926) em bronze, e pelos resultados dos ensaios de torção de ferro fundido, bronze, cobre e fios de alumínio. O efeito Bauschinger foi explicado como devido à ação de tensões internas presas em metal trabalhado a frio por SCHIMID e BOAS (1950).

2) Modelo Composto

O efeito Bauschinger também pode ser descrito por um modelo composto (ver figura 22), sempre que duas fases (matriz e segunda fase, por exemplo), ou dois componentes, com diferentes propriedades mecânicas, coexistirem em um único exemplar. Este modelo foi primeiramente proposto por MASING (1926), sugerindo que existem duas fases ou dois componentes de uma amostra, com a mesma constante elástica, mas diferentes limites de elasticidade.

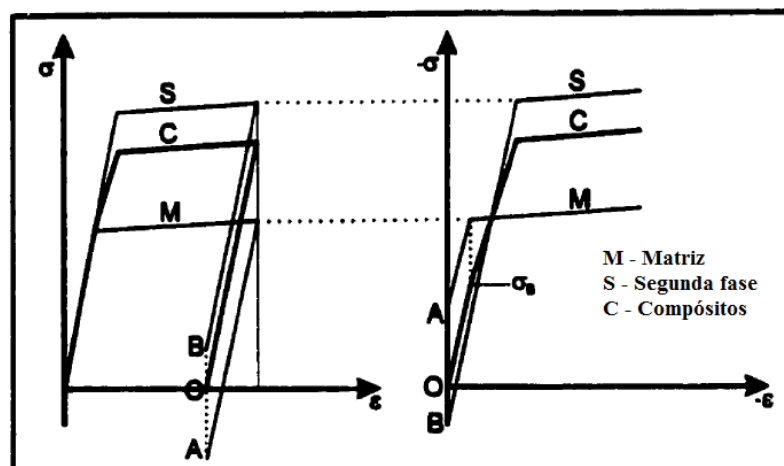


Figura 22 – Representação esquemática do modelo composto usando materiais com o mesmo módulo de elasticidade e comportamento de encruamento, mas diferentes tensões de resistência (WANG e MARGOLIN, 1987)

Quando a amostra sofre a mesma pré-deformação em uma direção, se esta é suficientemente alta, a deformação plástica irá ocorrer na fase ou componente que tem o limite elástico inferior, enquanto a outra irá se comportar de maneira elástica. Na descarga, quando a carga aplicada é zero, uma fase ou componente terá tensão de tração e a outra terá tensão residual de compressão. Na recarga, no mesmo sentido, ao mesmo nível de tensão, ambos irão se comportar de maneira elástica, mas na recarga no sentido oposto, as tensões residuais na fase componente “macio” ajudarão a tensão aplicada a causar deformação plástica prematura. Assim, o comportamento é assimétrico e o sistema é mais “macio” para o carregamento reverso do que era no estado original. O modelo Masing também se aplica em materiais onde o módulo de Young e o comportamento de endurecimento é diferente na matriz e na segunda fase.

3) Teoria do deslocamento

A teoria da tensão interna é muito enfraquecida quando se leva em conta os resultados de inúmeras experiências que demonstraram a existência de um efeito Bauschinger em monocristais, portanto, uma abordagem diferente é necessária para a explicação desse efeito. Existem duas abordagens principais de deslocamento: a primeira foi originalmente adotada por MOTT (1952), e mais tarde desenvolvida por SEEGER (1957). Nele foi sugerido que, durante a pré-deformação, uma larga faixa de tensões é construída através da formação de empilhamentos de discordâncias nas barreiras. A figura 23 demonstra discordâncias empilhadas nos obstáculos que são definidos como barreiras.

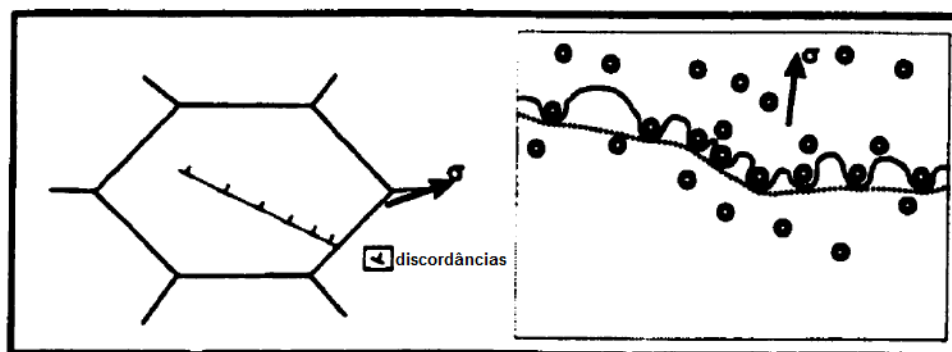


Figura 23 – Representação esquemática de um empilhamento de discordâncias e uma linha móvel de discordâncias interagindo com vários pontos sensíveis de discordâncias (BROWN, 1977).

Essas barreiras, tais como contornos de grão, são fortes o suficiente para bloquear o movimento das discordâncias. Como resultado, as tensões centrais (*back stresses*), produzidas pelas discordâncias empilhadas ajudarão o movimento na direção inversa. Assim, a equação para a tensão de cisalhamento pode ser descrita da seguinte forma:

$$\tau_i = \tau_F + \tau_{BK} \quad (3.2)$$

onde τ_{BK} é a tensão contrária desenvolvida pelas discordâncias empilhadas; τ_F é a tensão de atrito no plano de deslizamento e τ_i é a tensão de cisalhamento aplicada.

EMBURY (1985) apresentou uma forma alternativa para explicar a tensão de escoamento através da introdução de três termos: σ_0 , o fluxo de tensão de base; σ_{BK} , a tensão contrária e σ_{for} , o efeito de endurecimento pelas interações de discordâncias. Desde a tensão contrária, σ_{BK} , que se opõe ao fluxo sentido inicial e auxilia o fluxo no sentido inverso, portanto, poder-se-ia ter:

$$\sigma_F = \sigma_0 + \sigma_{for} + \sigma_{BK} \quad (3.3)$$

$$\sigma_R = \sigma_0 + \sigma_{for} - \sigma_{BK} \quad (3.4)$$

no qual σ_F e σ_R são as tensões no sentido inicial e reverso, respectivamente.

Para ter a tensão contrária assistindo a carga reversa, as discordâncias movidas para frente devem permanecer na mesma posição que estavam antes da descarga. MOTT (1952) assume que a concentração de tensões em torno das discordâncias daria origem à deformação plástica por deslizamento na intersecção dos planos de deslizamento.

A mobilização das discordâncias desses planos é combinada com as regiões de discordâncias que se formaram e as fortes barreiras de empilhamentos na pré-deformação dos bloqueios Lomer-Cottrell. Este último termo representa a não mobilidade de discordâncias, que impede o movimento de outras discordâncias em seus respectivos planos e que, portanto, impediria o empilhamento do retorno, quando a carga é removida.

A segunda abordagem da teoria do deslocamento foi proposta por OROWAN (1958). Os resultados preliminares do seu grupo no MIT em revestimento de cobre, alumínio, latão, níquel e magnésio chamou a atenção para os seguintes fatos: primeiro, na deformação reversa a curva tensão-deformação muda na tensão negativa e a relação tensão-deformação muda a sua forma característica parabólica, havendo realmente um amolecimento permanente do material, e não o efeito Bauschinger. O amolecimento permanente, na realidade, foi observado, mas sua magnitude indica que o efeito da tensão contrária é relativamente pequeno.

Dos resultados acima, o autor supracitado tirou a seguinte conclusão: considerando o pequeno valor de amolecimento permanente para o cobre (2,75 MPa após aproximadamente 34,5MPa de pré-tensão), a tensão de retorno, por si só, não explica o efeito Bauschinger.

OROWAN (1958) sugeriu que deve haver outros mecanismos que também contribuem. Ele, portanto, debateu o problema em termos dos efeitos de dois tipos gerais de obstáculos, fortes e permeáveis. Os primeiros eram esperados para promover a tensão contrária de endurecimento, por causa dos anéis de discordâncias. A tensão contrária de endurecimento, neste caso, deve ser eliminada em grande parte por deformação plástica invertida, uma circunstância que dá origem ao amolecimento permanente.

Por outro lado, uma série de obstáculos permeáveis poderia produzir uma força de baixo fluxo inicial no sentido inverso, sem causar amolecimento permanente sensível. Neste caso, estava previsto que as discordâncias móveis avançariam através dos obstáculos móveis com uma tensão menor de fluxo, rompendo obstáculos individuais, sob a pressão dos poucos empilhamentos de discordâncias. No final da pré-deformação, a maioria das discordâncias chegariam a um ponto onde elas seriam “amarradas” contra uma determinada linha de obstáculos, geralmente fechando espaços.

Na reversão da tensão, as discordâncias se moveriam para trás da linha de obstáculos, e esse movimento teria início com uma tensão aplicada relativamente baixa, mas na ausência de empilhamento de discordâncias. O fluxo de tensão aumentaria rapidamente na direção do valor obtido na pré-deformação, até as discordâncias encontrarem outra linha de

obstáculos ligeiramente espaçados (figura 22). Este mecanismo é mais comum nos metais que têm numerosos obstáculos às movimentações de discordâncias, como policristais (contornos de grão), ou endurecidos por dispersão de metais (com partículas).

Em outros casos, uma linha de discordâncias pode ser vista interagindo com uma série de defeitos imóveis. Quando discordâncias imóveis estão espaçadas, elas são chamadas de "floresta" de discordâncias. Na carga máxima (conforme indicado pela linha sólida), a linha das discordâncias é bloqueada por defeitos pontuais, mas ela se curva no ponto de aplicação do esforço. Quando a carga é removida, a linha (conforme indicado pela linha pontilhada) recua para reduzir a energia. É sabido que a energia da linha de discordância é proporcional ao quadrado do comprimento da linha.

Novamente, a recuperação irá produzir uma pequena quantidade de deformação na direção oposta à deformação plástica inicial, acrescentado ao efeito anelástico. Quando a carga é invertida, haverá uma área com relativamente poucas barreiras para o movimento de discordâncias, causando um menor ponto de escoamento. Este mecanismo tem sido chamado de floresta e abordagem de deslizamento de discordâncias e é mais comum em ligas e metais, sendo extinto a partir de uma temperatura elevada (neste caso, haverá uma grande porcentagem das vacâncias presentes).

Outro aspecto desse mecanismo é que após a carga reversa, discordâncias com um sinal irão eliminar discordâncias de sinal oposto, quando entrarem em contato, reduzindo o encruamento e ponto de escoamento do material sobre o carregamento reverso. Este mecanismo irá ocorrer em ligas onde uma segunda fase está presente, e na dispersão de metais endurecidos.

Como mencionado anteriormente, discordâncias de sinais contrários irão interagir para eliminar umas às outras. Além disso, outras discordâncias podem interagir para formar linhas de discordâncias, tornando-as parte das discordâncias imóveis. Depois de uma discordância ter se tornada imóvel por essa interação, ela já não contribui para o efeito Bauschinger no material, porque já não está disponível para contribuir para a tensão contrária em um empilhamento de discordâncias. Assim, somente discordâncias reversíveis (móveis) podem contribuir para o efeito Bauschinger.

Conforme aumenta a deformação plástica, aumenta a densidade de discordâncias, e a interação entre as discordâncias. No entanto, como novas discordâncias sempre são geradas durante a deformação plástica, um valor de saturação será atingido quando houver uma fração constante de discordâncias móveis e imóveis no material. Portanto, espera-se que

um valor de saturação do efeito Bauschinger ocorre após que certa deformação plástica ser obtida.

3.4.2 Avaliação da magnitude do efeito Bauschinger

Uma das maiores dificuldades com o efeito Bauschinger é a avaliação de sua magnitude. As dificuldades dizem respeito a problemas conceituais, em vez de técnicos. As tentativas de descrever o efeito Bauschinger em termos de tensão por si só, como os de WOOLEY (1953) e BUCKLEY e ENTWISTLE (1956), depararam com dificuldades. Eles caracterizam-se pela comparação de resultados de ABEL (1965) com os resultados de experimentos realizados por EDWARDS e WASHBUM (1954). Eles obtiveram um alto valor de β , a tensão Bauschinger, acompanhado de um escoamento relativamente pequeno e da redução da tensão no zinco monocristal, enquanto os resultados de ABEL (1987) mostrarem, para a liga Al - 4% Cu, cristais precipitados com θ ou θ' presentes, um valor relativamente pequeno de β , mas com limite de elasticidade inverso tão baixo que o escoamento reverso de fato ocorreu na descarga da pré-tensão.

Pode-se descrever os cristais de zinco como tendo um grande efeito Bauschinger e liga Cu-Ai um efeito muito menor através do critério de deformação Bauschinger. No entanto, em termos de diminuição de elasticidade, a liga Cu-Ai exibiu, de longe, efeito Bauschinger maior. No início das investigações, foi feita uma tentativa de encontrar melhores formas de descrever e avaliar todos os aspectos de efeito Bauschinger. Para o efeito, os seguintes parâmetros foram propostos:

(1) Deformação Bauschinger

A mudança gradual da deformação elástica para a plástica, como mostrado em uma curva de tensão-deformação, leva um pouco de incerteza na magnitude real da diminuição do escoamento durante a inversão de carga. Talvez seja esta uma das razões pelas quais WOOLEY (1953) introduziu a ideia da deformação Bauschinger, β . Esta deformação é a deformação total reversa que ocorrem durante o descarregamento e o carregamento inverso em um nível de tensão σ definido por $\sigma = -n\sigma_p$, onde σ_p é a pré-tensão. WOOLEY (1953) também propôs a utilização de outro parâmetro de deformação ρ , definido como a razão entre a deformação total (elástica + plástica) reversa em $0,75\sigma_p$ (chamada de $\gamma_{0,75}$) e a deformação na tensão zero (γ_0), ou seja, $\rho = \gamma_{0,75} / \gamma_0$. Para um número variado de materiais, ρ varia de 2,85 a 4,3. Na ausência de efeito Bauschinger, ρ terá o valor 2,0.

BUCKLEY e ENTWISTLE (1956) se referem à deformação Bauschinger em $\sigma = -0,75\sigma_p$.

EDWARDS e WASHBURN (1954) mostraram em monocristais de zinco que um valor relativamente grande de deformação Bauschinger foi obtido com um limite de elasticidade relativamente baixo.

Por outro lado, ABEL (1965) informou que, em cristais simples de Al - 4% Cu com θ e precipitados θ' , ocorreu escoamento mesmo durante a descarga, mas que por causa do endurecimento rápido durante o meio ciclo reverso, β não chegou a um valor grande. Pode-se descrever o cristal de zinco como tendo um efeito Bauschinger grandes e a liga Al - 4% Cu com θ e precipitados θ' como tendo um efeito menor, utilizando os critérios β . No entanto, eles podem ser descritos igualmente bem ao contrário, utilizando a diminuição do escoamento como critério.

(2) Tensão de retorno

Como o efeito de redução do escoamento crescente com o aumento da pré-deformação e o aumento na pré-deformação geralmente produz um encruamento, a função da tensão de retorno vem para o primeiro plano para uma análise mais aprofundada. ABEL e HAM (1966) analisaram as possibilidades de utilizar a tensão de retorno para a avaliação do efeito Bauschinger. O pico de tensão na deformação no sentido inicial pode geralmente ser feito apenas em termos das contribuições dos componentes direcionais e não direcionais de endurecimento,

$$\sigma_p = \sigma_0 + \sigma_{\text{for}} + \sigma_{\text{BK}} \quad (3.5)$$

onde σ_p denota o fluxo de tensão na direção inicial de deformação, σ_0 é um valor derivado da tensão de escoamento inicial, σ_{for} representa a soma das contribuições dos componentes de endurecimento isotrópico, σ_{BK} é a tensão média direcional para tensão de retorno.

Assumindo que os componentes direcionais da tensão interna não são muito aliviados nas operações de descarga, tem-se portanto, que o sentido da tensão reversa e do fluxo de plástico reverso será assistido por σ_{BK} . Será observada pela primeira vez para σ_R uma perda de elasticidade. Poderia ser esperado que o fluxo de tensão no início da deformação plástica revertida em esforço seria

$$\sigma_R = \sigma_0 + \sigma_{\text{for}} - \sigma_{\text{BK}} \quad (3.6)$$

Na realidade, as tensões representadas em σ_0 , σ_{for} e σ_{BK} são não uniformes na escala microscópicas. A deformação plástica será iniciada na deformação reversa em regiões onde a tensão de retorno é particularmente elevada em relação à resistência ao fluxo local da matriz. Normalmente, uma pequena quantidade de deformação plástica invertida ocorre durante a descarga, depois da pré-deformação para o sentido inicial, e continua a se desenvolver infinitamente para pequenos valores de σ_R , mas a taxa de endurecimento inicial para a deformação invertida é extremamente elevada comparado com o fluxo direto. Combinando as duas equações acima, σ_{BK} pode ser determinado experimentalmente por:

$$\sigma_{\text{BK}} = (\sigma_p - \sigma_R)/2 \quad (3.7)$$

Se o empilhamento de discordâncias em obstáculos fortes é responsável pelo endurecimento, em seguida, o empilhamento de discordâncias obtidas através de um esforço seria dizimado e parte do esforço despendido na deformação no sentido original seria recuperada no sentido inverso. Portanto, um amolecimento permanente seria observado no teste Bauschinger.

O amolecimento permanente é convenientemente determinado a partir da impressão da curva tensão-deformação no sentido original e reverso em termos da tensão e da deformação absoluta. O valor de $\sigma_p - \sigma_R$ é medido em uma deformação reversa significativa para se obter proximidade de paralelismo entre as duas curvas (figura 20). Este valor da diferença de tensão de escoamento é designado como $\Delta\sigma_p$.

Em anos mais recentes a maioria das estimativas de σ_{BK} feita diretamente a partir do efeito Bauschinger foram feitas a partir de medições da $\Delta\sigma_p$. ATKINSON (1973) mediu $\Delta\sigma_p$ e acompanhou as mudanças no deslocamento de subestruturas na dispersão de cristais de cobre endurecido com 0,3 a 1,0% do volume de partículas de óxido. Ele descobriu que o valor calculado de σ_{BK} baseado na relação teórica foi de cerca de $0,5 \Delta\sigma_p$, ou seja:

$$\sigma_{\text{BK}} = 0,5 \Delta\sigma_p \quad (3.8)$$

Na última década, essa relação tem sido assumida ao se fazer estimativas da contribuição da tensão de retorno para o campo da temperatura de encruamento policristalino

contendo altos volumes de partículas de segunda fase. Os experimentos sobre o efeito Bauschinger dão muito mais informação e há uma necessidade de processar essa informação de forma mais eficaz, a fim de proporcionar uma melhor descrição e compreensão dos fenômenos que estão envolvidos.

Uma tentativa nessa direção foi feita por ABEL (1987), quando três parâmetros Bauschinger foram introduzidos: o parâmetro Bauschinger de tensão β_σ , o parâmetro Bauschinger de deformação β_ϵ , e o parâmetro Bauschinger de energia β_E , que são descritos abaixo.

A) O parâmetro Bauschinger de tensão β_σ

O efeito Bauschinger foi definido como um efeito de redução da elasticidade, a redução do limite de elasticidade observada durante a deformação em um sentido em particular como consequência de uma deformação plástica anterior no sentido oposto. Neste parâmetro, propôs-se que a redução da elasticidade está relacionada a pré-tensão por:

$$\beta_\sigma = \Delta\sigma/\sigma_p \quad (3.9)$$

Sempre que $\Delta\sigma$ é a redução da elasticidade, $\Delta\sigma = \sigma_p + \sigma_R$, em que σ_p é a tensão no sentido inicial e σ_R é o limite de elasticidade no sentido inverso. Quando a deformação permanente ocorre durante a descarga ou o escoamento ocorre antes da carga chegar a zero, σ_R seria um valor positivo para que o valor de β_σ possa ser superior a 1,0. Quando deformação permanente começa na carga reversa, σ_R será negativo e o valor de β_σ , será inferior a 1,0. Esta redução da elasticidade também pode ser escrita como $\sigma_p - |\sigma_R|$, que é duas vezes o valor da tensão de retorno σ_{BK} .

Portanto, o parâmetro Bauschinger de tensão é a medida do endurecimento total decorrente da tensão de retorno e é dado por:

$$\beta_\sigma = \sigma_{BK}/(2\sigma_p) = \{\sigma_p - |\sigma_R|\}/(2\sigma_p) \quad (3.10)$$

Quanto menor o valor de β_σ , menor o efeito Bauschinger.

B) O parâmetro Bauschinger de deformação β_ϵ

O parâmetro Bauschinger de deformação é definido como $\beta_\epsilon = \beta/\epsilon_p$, onde β é a deformação Bauschinger em $\sigma = \sigma_p$ e ϵ_p é a pré-deformação plástica. Quando $\beta_\epsilon = 1,0$, a pré-tensão é totalmente reversa e nenhum encruamento foi encontrado. Isso se aplica no caso de condições cíclicas na saturação. Durante o endurecimento cíclico, β_ϵ seria menor do que 1,0. A máxima teórica de $\beta_\epsilon = 2,0$ está prevista para o caso hipotético, onde durante a deformação inversa, todas as discordâncias móveis são deslocadas de duas vezes a distância percorrida durante o pré-esforço.

Até este ponto, dois parâmetros foram introduzidos. Eles estão bem definidos em cada caso, mas ainda existem alguns problemas para definir a magnitude do efeito Bauschinger. Tome-se, por exemplo, o resultado mencionado anteriormente em monocristais de zinco e um único cristal da liga Al – 4% Cu com θ e precipitados θ' . No primeiro caso, $\beta_\sigma < 0,7$ está associado com $\beta_\epsilon > 0,7$, enquanto no segundo caso, $\beta_\sigma > 1,0$ está associada a $\beta_\epsilon < 0,7$. Assim, não é difícil concluir que nem tensão, nem deformação são parâmetros derivados que podem fornecer uma medida adequada do efeito Bauschinger neste caso particular.

A melhor abordagem parece associá-la com uma área sob a curva tensão-deformação. Essa área, que é mostrada sombreada na figura 20, pode ser tomada para representar a energia economizada para alcançar certo grau de deformação no carregamento reverso. Ela pode ser usada para comparar com a energia que seria necessária para alcançar o mesmo incremento de deformação na ausência de efeito Bauschinger.

C) O parâmetro Bauschinger de energia β_E

Durante a deformação, uma quantidade de energia é armazenada no corpo sob a forma de discordâncias adicionais, defeitos pontuais e outros. A fração desta energia armazenada varia com a porcentagem de deformação introduzida. As estimativas indicam que a fração armazenada para altas deformações é de 5%. Para pequenas deformações, a fração armazenada é de até 10% para deformações de até 10% e é muito alta para deformações muito pequenas. Como a energia economizada é definida como energia Bauschinger E_s , e a energia gasta durante a pré-deformação como E_p , e a relação destas, $\beta_E = E_s/E_p$ é tomada como parâmetro Bauschinger de energia.

Esta medida do efeito Bauschinger reflete o efeito da tensão ou deformação, bem como o endurecimento rápido durante o carregamento reverso. A recuperação ou a reversibilidade dos mecanismos de armazenamento de energia associada com a deformação plástica é o foco deste parâmetro.

Se a deformação plástica ocorre na direção da tração de σ_p , favorece a deformação elástica que será a esperada na tensão de escoamento médio de $(\sigma_p + \Delta\sigma)$. A tensão compressiva de escoamento média reversa poderia ser esperada em $-(\sigma_p + \Delta\sigma)$ para completar o ciclo, na ausência do efeito Bauschinger. Contudo, a tensão de escoamento média total reversa σ_R é $-(\sigma_p + \Delta\sigma)$ devido ao efeito Bauschinger.

Isto significa que uma quantidade de deformação plástica é conseguida com uma menor quantidade de entrada de trabalho durante a reversão da tensão, que é o caso de recarga no mesmo sentido a partir da tensão zero. Esta economia está relacionada com a parte da energia armazenada que é elástica por natureza, sendo recuperável com a reversão da tensão. Ela pode ser estimada em cerca de $E_s = (\sigma_p + \sigma_R)\beta$, que é a energia mínima necessária esperada para a realização da quantidade de deformação β sem efeito Bauschinger menos a atual quantidade energia despendida na realização da deformação β com efeito Bauschinger.

Sugere-se que esta economia ocorre porque a energia elástica acumulada durante a deformação elástica é armazenada de forma reversível e é dada pelo sistema durante a compressão. Isso poderia resultar em uma correspondente redução do trabalho feito no sistema.

Se um dá um passo além e considera-se que a curva de fluxo de pré-deformação, relativos à E_p pode ser encarada como $\sigma = \sigma_0 + \sigma_1 \epsilon_p$, usando os valores médios obtidos para a tensão de atrito e componentes de tensão de retorno, a energia reversível armazenada pode ser limitada ao valor de $E_s = \sigma_0 \epsilon_p$, onde ϵ_p é a pré-deformação plástica. O valor médio da tensão de retorno σ_0 , aqui, representa toda a tensão elástica construída pelas interações de discordâncias. Assim, ela pode ser escrita como $E = \sigma_0 \epsilon_p$ e, portanto, terá o valor limitado definido por:

$$\beta_E = E_s/E_p = (\sigma_0 \epsilon_p) / (\sigma_1 \epsilon_p) = (\sigma_0) / (\sigma_1) = 1 - (\sigma_1 - \sigma_0) / (\sigma_1) \quad (3.12)$$

Neste caso, o efeito Bauschinger é uma medida direta da tensão elástica média construída durante o anterior, e no ciclo de deformação na direção oposta. Com isso, compreende-se a natureza dos processos de deformação durante a pré-deformação.

Valores muito baixos de β_E indicam processos de deformação correspondentes a um modelo reológico para um material rígido-plástico, onde a entrada de energia de um ciclo de deformação seria baseada no atrito cinético. Os maiores valores de β_E corresponderiam a processos em que uma fração maior da entrada de energia é armazenada na forma

recuperável. Durante o carregamento reverso, ou mesmo durante a descarga, a liberação inicial de uma resposta definida pelo módulo de elasticidade do material é uma manifestação dessa recuperação de energia armazenada.

Para a avaliação do efeito Bauschinger, os três parâmetros, quando utilizados em conjunto, oferecem a avaliação mais abrangente.

4 METODOLOGIA E PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

4.1 ENSAIOS PARA CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.1.1 Análise química

Com o objetivo de conhecer a composição química dos materiais de estudo, foram realizados ensaios de análise química no laboratório da Spectroscan - Tecnologia de Materiais. O instrumento utilizado foi um espectômetro de emissão óptica, da marca BAIRD.

Esse equipamento utiliza como fonte de excitação uma centelha de alta energia, que é criada numa fenda entre um eletrodo e a amostra do material a ser analisada. A centelha gera uma emissão da radiação provinda da excitação superficial da amostra, com ondas características da composição elementar. O espectro da radiação é então separado por um conjunto de prismas e lentes, em linhas distintas, de forma que a intensidade de cada linha seja medida. Estas medidas são precisamente convertidas em valores de concentração, sendo estes os resultados percentuais de cada elemento presente na amostra.

4.1.2 Ensaio metalográficos

As análises metalográficas foram realizadas no Laboratório de Materiais, no Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR.

A preparação do corpo de prova segue o procedimento padrão de ensaio, partindo do embutimento da amostra da chapa em baquelite, sob condições controladas de pressão e temperatura; lixamento, utilizando-se quatro tipos de lixas com diferentes granulações; polimento e ataque químico que foi realizado em duas partes, quais sejam:

1ª parte – solução de Picral 4% com adição de ácido clorídrico (1 ml de ácido clorídrico para 10 ml de Picral 4%) – tempo de ataque de 15s;

2ª parte – solução aquosa de 10% de metabissulfito de sódio – tempo de ataque de 5s.

Finalizado o ataque químico, encaminha-se a amostra ao microscópio, no qual se observa então a sua microestrutura.

Esta análise foi realizada com objetivo de verificar a transformação da austenita retida em martensita nas chapas após uma, duas, três e quatro dobras em relação ao material original.

Foi utilizado o menor raio de curvatura da matriz (10 mm), a menor folga entre matriz e punção (2,5 mm) e os corpos de prova foram cortados conforme a figura 24, de modo a se observar a condição em que o material sofre a maior deformação possível.

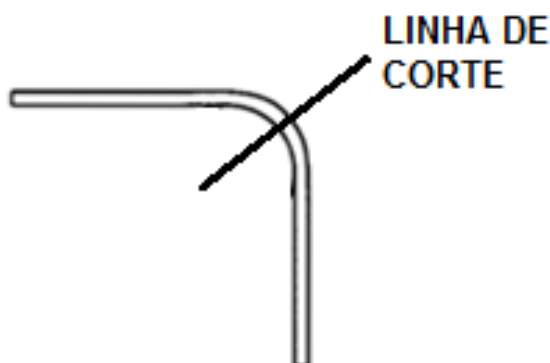


Figura 24 – Posição do corte dos corpos de prova para a metalografia

4.1.3 Ensaios de tração

O dimensionamento e o formato adotados para os corpos de prova foram tomados a partir das normas ABNT NBR 6673, ASTM E 646 e DIN EN 10 002-1, que descrevem o ensaio. Desta forma, convencionou-se a utilização dos corpos de prova com formato “gravata”, conforme apresentado na figura 25, considerado ideal para o ensaio, sendo suas dimensões estabelecidas de forma a atender as três normas indicadas. Isto foi possível uma vez que nenhuma das três normas estabelece medidas exatas para os corpos de prova, e sim dimensões mínimas e máximas dentro das quais os corpos de prova atendem às exigências de ensaio.

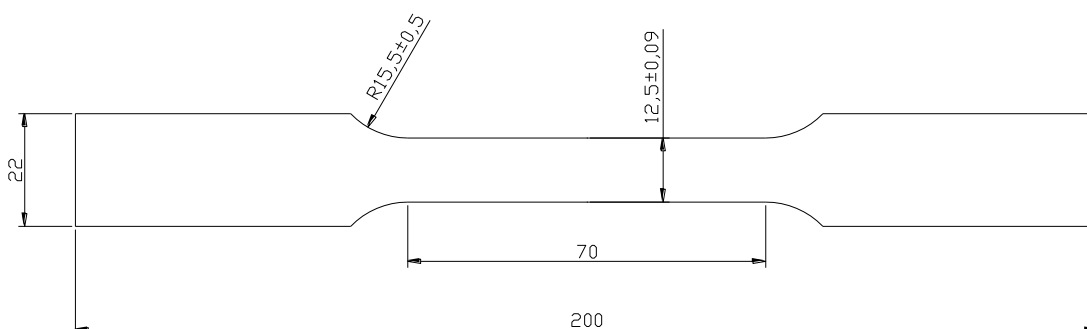


Figura 25 - Desenho do corpo de prova de tração

Os corpos de prova foram estampados (recortados) no Laboratório de Conformação Mecânica da UFPR, em uma matriz desenvolvida especialmente para confecção destas amostras, passando em seguida por uma operação de fresamento da seção lateral (na região útil), com o propósito de reduzir a incidência de sulcos ou rebarbas que pudessem acarretar pontos de concentração de tensão e mascarar os resultados obtidos. Os corpos de prova foram extraídos formando ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação.

Ao todo, são seis corpos de prova para cada direção de laminação das chapas de aço, conforme a tabela 1, sendo três para levantar o fator de anisotropia e o coeficiente de encruamento e um para a obtenção do limite de resistência. Desta forma, foi preparado um total de doze corpos de prova para o aço TRIP 800 e doze para o aço DC 06. O número de corpos de prova depende do número de ensaios, podendo variar de três a cinco para cada direção de laminação, conforme previsto pelas normas técnicas citadas anteriormente para o ensaio de tração.

Tabela 1 - Quantidade de corpos de prova necessários no ensaio de tração para levantamento das propriedades n , R , LR , LE , Al .

Aço	Direção de Laminação	Quantidade de CPs para determinar n , K e r	Quantidade de CPs para determinar LR , LE e Al	Total de CPs para cada direção de laminação
	0°	3	1	4
TRIP 800	45°	3	1	4
	90°	3	1	4
Total de corpos de prova				12
	0°	3	1	4
DC 06	45°	3	1	4
	90°	3	1	4
Total de corpos de prova				12

A máquina de ensaio de tração é da marca EMIC, com capacidade de 10 toneladas, e está alocada no Laboratório de Materiais, no Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR.

Para realização dos testes, selecionou-se inicialmente no microcomputador, instalado na máquina, o programa para determinação do fator de anisotropia e encruamento. Em seguida, tomou-se um dos corpos de prova recortado a 0° da direção de laminação, no qual se mediu os valores da espessura e da largura da região útil, acoplou-se o extensômetro, entrou-se com os dados pedidos pelo programa (espessura inicial, largura inicial, comprimento útil e direção de laminação). Para determinar os coeficientes de anisotropia,

constante plástica de resistência e encruamento, o corpo de prova foi deformado até um percentual de 18% do seu comprimento útil.

Foram determinados os valores do fator de anisotropia r e coeficiente de encruamento n , além do limite de resistência (LR), alongamento (Δl) e tensão de escoamento (LE) dos aços. Estes dados auxiliaram na avaliação das características de estampabilidade das chapas, servindo de parâmetro para análise das condições do material em relação ao grau de conformabilidade ao qual foi submetido durante o processo de fabricação do componente.

Retirado o corpo de prova da máquina, mediram-se novamente os valores da espessura e da largura da região útil, estes agora tomados como valores finais, após a deformação do corpo de prova. Entrou-se com estes dados no programa, de forma que o computador calculasse o valor da anisotropia r_{0° para aquele corpo de prova, retirado a 0° da direção de laminação.

Para os ensaios seguintes, apenas repetiu-se o procedimento descrito anteriormente, sendo que foram realizados outros dois testes com corpos de prova a 0° da direção de laminação. Realizaram-se ainda mais três testes para os corpos de prova a 45° e outros três ensaios para os corpos de prova a 90° da direção de laminação, totalizando dezoito ensaios.

Com os resultados acima, o programa calculou ainda o valor médio da anisotropia para cada direção, caracterizada por r_{0° , r_{45° e r_{90° (fator de anisotropia médio a 0° , 45° e 90° respectivamente), além da média e da tendência ao orelhamento Δr . Também foram determinados os valores de n e K .

A seguir realizaram-se os testes para obtenção dos limites de resistência e escoamento e alongamento dos três aços. Utiliza-se um corpo de prova para cada direção de laminação dos aços base utilizados nos testes, os quais foram tracionados até sua ruptura.

4.2 DOBRAMENTO EM MATRIZ DE DESLIZAMENTO

A figura 26 ilustra o modelo de dobramento de matriz de deslizamento que foi utilizado experimentalmente.

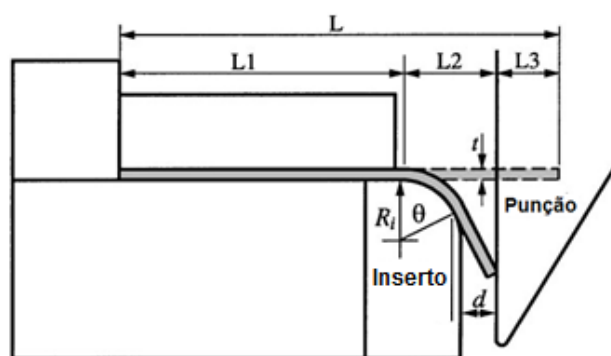


Figura 26 - Esboço do ensaio de dobramento em matriz de deslizamento (GAU e KINZEL, 2000)

O método para cada material, tipo de inserto e folga consistiu em fazer quatro tipos de deformações diferentes. Para avaliar a repetibilidade do teste, três corpos de prova de cada caso foram testados. Todos os corpos de prova tinham as medidas de 100 mm x 12 mm x 2 mm. O procedimento experimental de cada um dos quatro tipos de deformações foi:

- 1) D: O corpo de prova foi fixado e dobrado pela ação do punção, conforme mostra a figura 27;
- 2) DR: Após ser realizada a dobra pura, o corpo de prova foi virado de lado e dobrado no sentido reverso, conforme ilustrado na figura 28;
- 3) DRD: O corpo foi novamente virado de lado e dobrado no sentido reverso da última dobra;
- 4) DRDR: O corpo novamente foi virado de lado e dobrado no sentido reverso. Com isso, é completado o ciclo dobra-desdobra-dobra-desdobra.

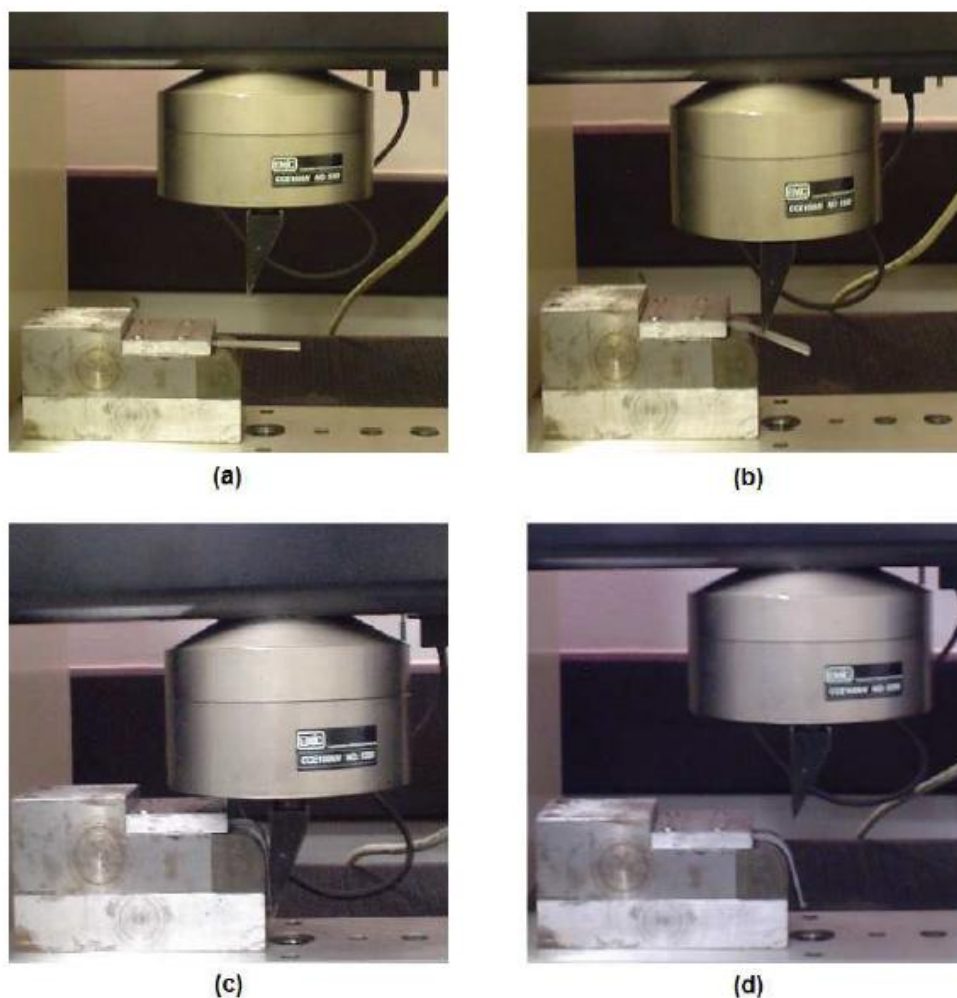


Figura 27 - A seqüência de deformação do processo de dobra: (a) chapa não deformada, (b) dobra intermediária, (c) dobra final e (d) retorno elástico

Esses processos foram realizados na máquina de ensaio de tração da marca EMIC, modelo DL10000, do Instituto Federal do Paraná (IFPR), Campus Paranaguá, sendo o punção foi fixado na mesa móvel da máquina. A cada dobra, a carga máxima necessária para a mesma foi medida. Após cada dobra, o ângulo de dobra após o retorno elástico foi medido com a ajuda de um projetor de perfil da marca AROTEC, modelo PA300-A-B, da mesma instituição (figura 29). O ângulo de dobra antes do retorno foi determinado pela equação 4.1, onde os valores de L_2 e L_3 estão determinados na figura 25, t é a espessura da chapa e R_i é o raio da matriz.

$$- \quad (4.1)$$

Subtraindo-se esse valor do ângulo de dobra após o retorno elástico e determinou-se o ângulo de retorno elástico a cada dobra.

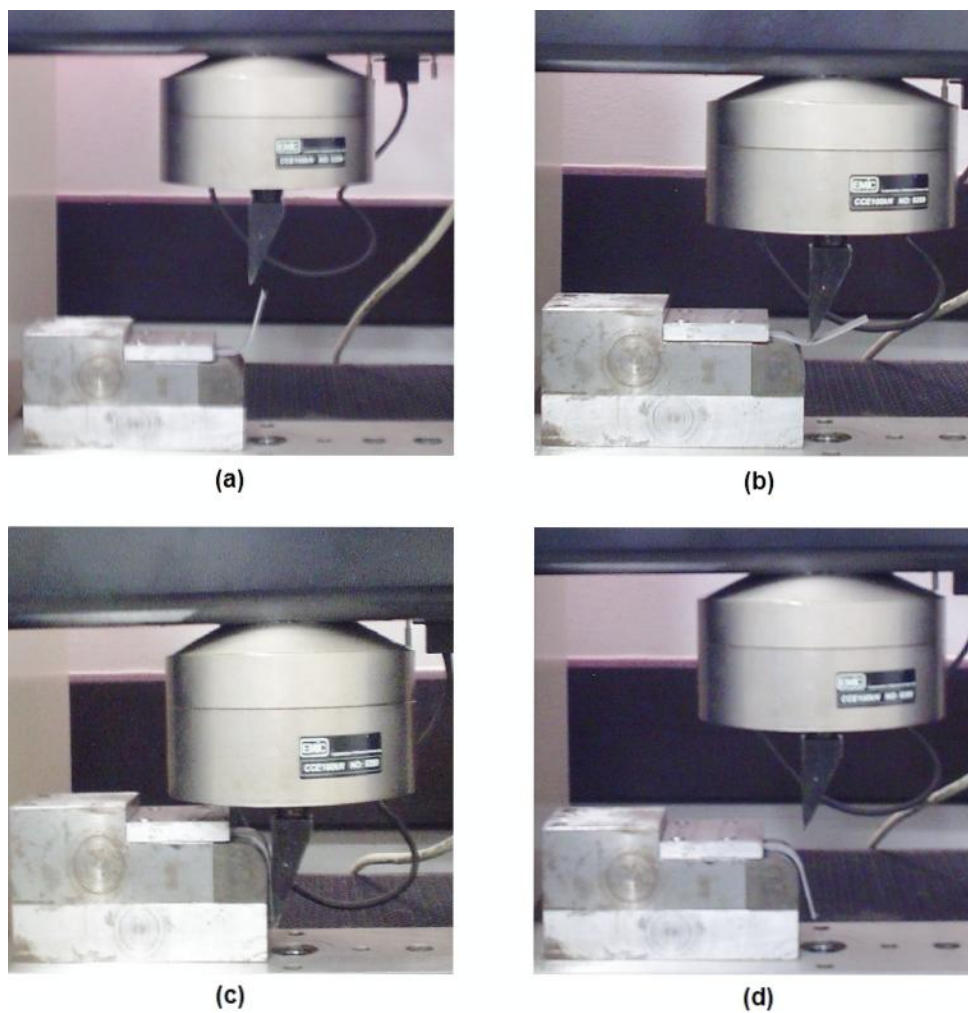


Figura 28 - A seqüência de deformação do processo reverso de dobramento: (a) antes da dobra reversa, (b) dobra reversa intermediária, (c) dobra reversa final, e (d) retorno elástico

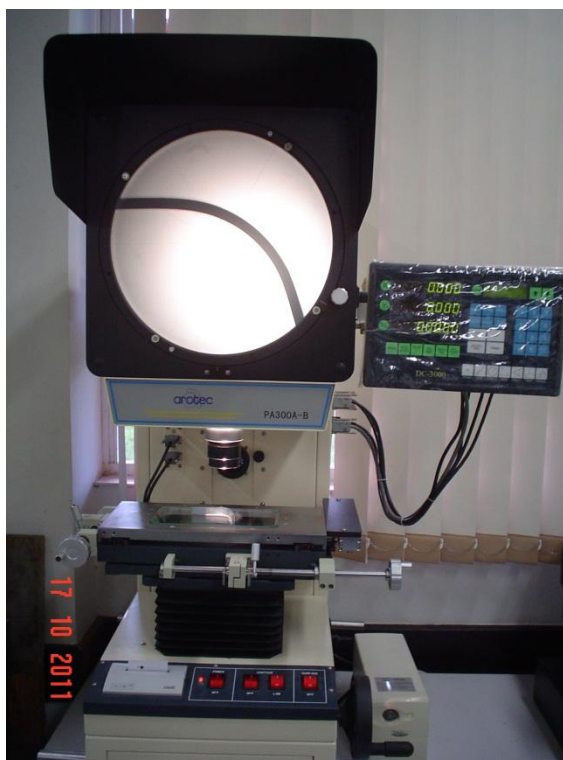


Figura 29 – Projetor de perfil utilizado para a medição do ângulo de retorno elástico

4.2.1 Definição das variáveis de processo

Para analisar o efeito das variáveis raio da matriz e folga entre a matriz e o punção no retorno elástico, foram usados três raios de matriz e três folgas entre matriz e punção diferentes para cada um dos materiais. Os valores definidos são mostrados na tabela 2.

Tabela 2 - Valores limite das variáveis do processo.

Variável	Valor mínimo	Valor médio	Valor máximo
Folga entre a matriz e o punção (mm)	2,5	3,0	3,5
Raio da matriz (mm)	10	15	20

5 ANÁLISE DE RESULTADOS

5.1 ANÁLISE QUÍMICA

A partir da análise química dos materiais, foi possível a verificação da real composição química das amostras fornecidas para os ensaios.

A tabela 3 apresenta os resultados dos ensaios de análise química realizados em uma amostra de cada um dos materiais utilizados neste trabalho.

Tabela 3 – Composição química em % dos aços TRIP 800 e DC 06

Composição química (partes de massa em %)																	
Elementos químicos	C	Ti	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Si	V	Nb	Sn	B	Pb	Zr
TRIP 800	0,226	0,008	1,696	0,030	0,003	0,053	0,049	0,141	0,041	0,119	1,541	<0,003	0,0228	<0,001	<0,0001	X	0,0103
DC 06	0,01	0,03	0,1	0,012	0,006	0,01	0,007	0,001	0,025	0,006	0,008	0,008	0,002	X	0,0001	0,0004	X

Segundo BLECK (2002), os aços TRIP podem ser classificados em Mn-Si, Mn-Al, Mn-P, Mn-Si-Al, Mn-Si-P, Mn-Si-Nb e Mn-Si-V, conforme mostra a tabela 4. Através da comparação desses valores com os obtidos através da análise da composição química do material utilizado, podemos então classificar o material utilizado como sendo um aço TRIP Mn-Si-Nb.

O manganês e o silício possuem um papel muito importante no controle da cinética das transformações de fase e, em particular, na estabilidade da austenita e no aumento de sua quantidade. Já o nióbio é um elemento fortemente formador de carbonetos que atua como refinador de grãos. Conforme vão ocorrendo as transformações da austenita em ferrita pró-eutetóide e para ferrita bainítica, a taxa de nucleação desses microconstituintes é muito aumentada, o que leva a um enriquecimento maior de carbono na austenita remanescente dessas transformações, favorecendo a estabilidade da mesma. Isso leva a uma maior conformabilidade, devido ao aumento do efeito TRIP associado à austenita remanescente (KANTOVISCKI, 2001).

Tabela 4 - Composição química de vários tipos de aços TRIP (BLECK, 2002)

TIPO	C	Mg	P	Si	Al	Ni	V
Mn-Si	0,20	1,50	---	1,50	---	---	---
Mn-Al	0,20	1,50	---	0,10	1,80	---	---
Mn-P	0,15	2,00	0,03	---	---	---	---
Mn-Si-Al	0,30	1,50	---	0,30	1,20	---	---
Mn-Si-P	0,15	1,50	0,01	0,60	---	---	---
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	---	1,50	---	0,04	---
Mn-Si-V	0,15	1,50	---	0,60	---	---	0,06

Já para o aço DC 06, uma característica importante, mostrada no resultado da análise química, foi o baixo percentual de carbono e a existência do titânio como elemento de liga do material. Isso caracteriza o DC 06 como um aço típico para operações que exigem alta estampabilidade, uma vez que o baixíssimo percentual de carbono, na faixa de 0,01%, praticamente define o material como sendo um aço de elevada estampabilidade, sendo a redução da resistência mecânica do material, ocasionada pela pequena quantidade de carbono, compensada pelo acréscimo do titânio como elemento de liga. Desta forma, o aço adquire propriedades finais que lhe conferem um elevado índice de conformabilidade, sem que ocorra uma perda acentuada em termos de resistência mecânica, o que não seria viável para o produto final a ser estampado.

5.2 ENSAIOS METALOGRAFICOS

As microestruturas obtidas estão apresentadas nas figuras 30 a 34. Pelas avaliações microestruturais realizadas, o aço TRIP 800 constitui-se basicamente de quatro fases: bainita, martensita e austenita retida em matriz ferrítica. A microestrutura se apresenta refinada, sendo que a identificação detalhada e a quantificação das fases via microscópio óptico (MO) não foi realizada, pela impossibilidade da separação visual e quantificação das fases presentes detalhadamente.

Porém, pode-se notar claramente que o percentual de austenita retida desse aço foi diminuindo e o percentual de martensita aumentando, conforme as dobras foram sendo realizadas. Também se pode observar que a maior transformação de austenita retida em martensita ocorreu da segunda para a terceira dobras. Isso ocorre, porque na primeira dobra a chapa, que ainda não havia sido conformada, sofre um menor esforço mecânico, enquanto que

da segunda dobra em diante, a chapa já estava dobrada e para que seja desdobrada, existe a necessidade de um maior esforço mecânico, o que, por consequência, resultou em uma maior transformação. O mesmo não ocorre da terceira para a quarta dobra, porque os teores de austenita retida foram menores.

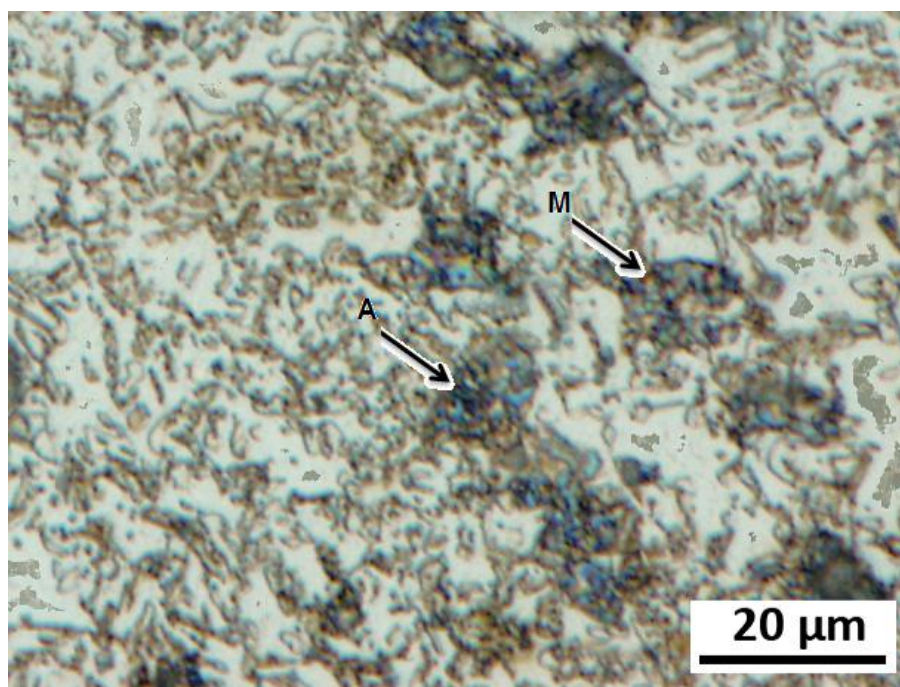


Figura 30 – Microestrutura do aço TRIP 800 sem o dobramento – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul)

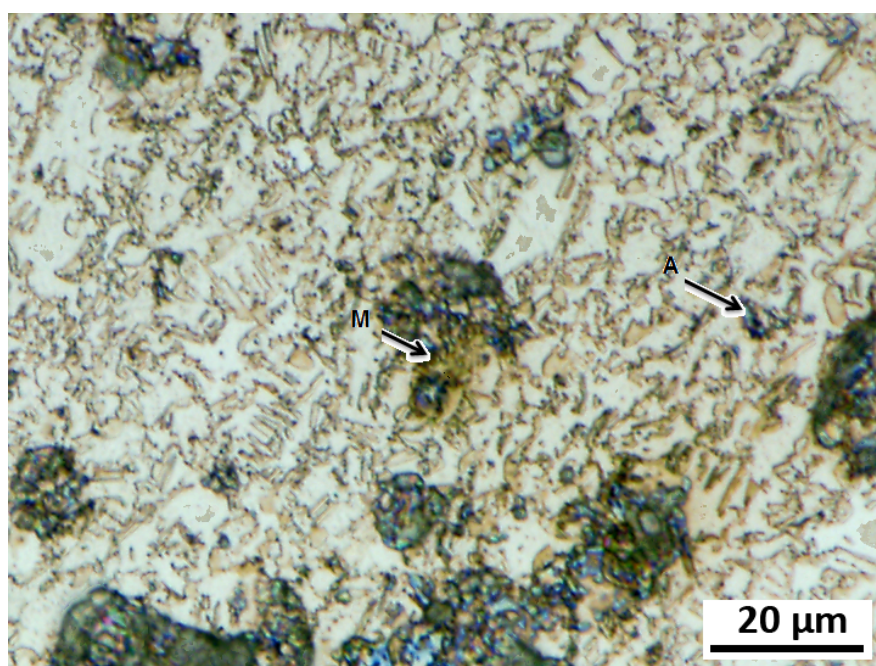


Figura 31 - Microestrutura do aço TRIP 800 após uma dobra – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul)

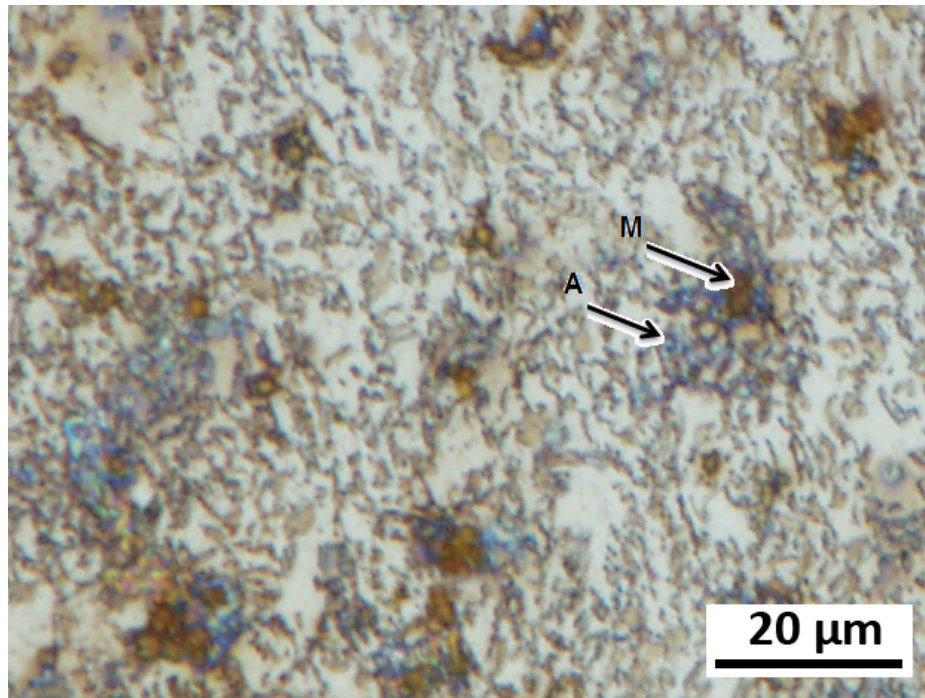


Figura 32 - Microestrutura do aço TRIP 800 após duas dobras – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul)

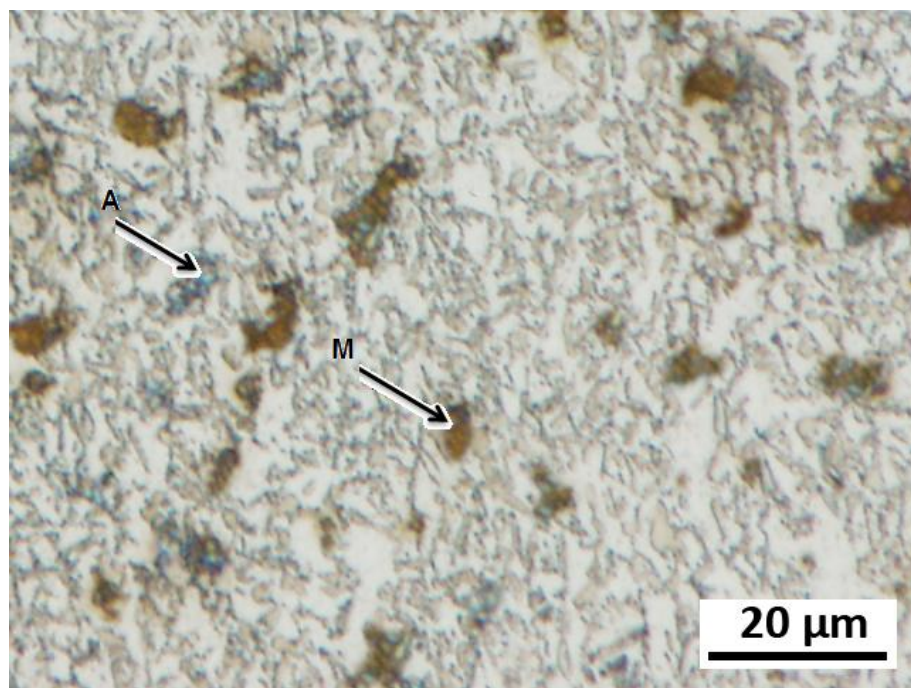


Figura 33 - Microestrutura do aço TRIP 800 após três dobras – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul)

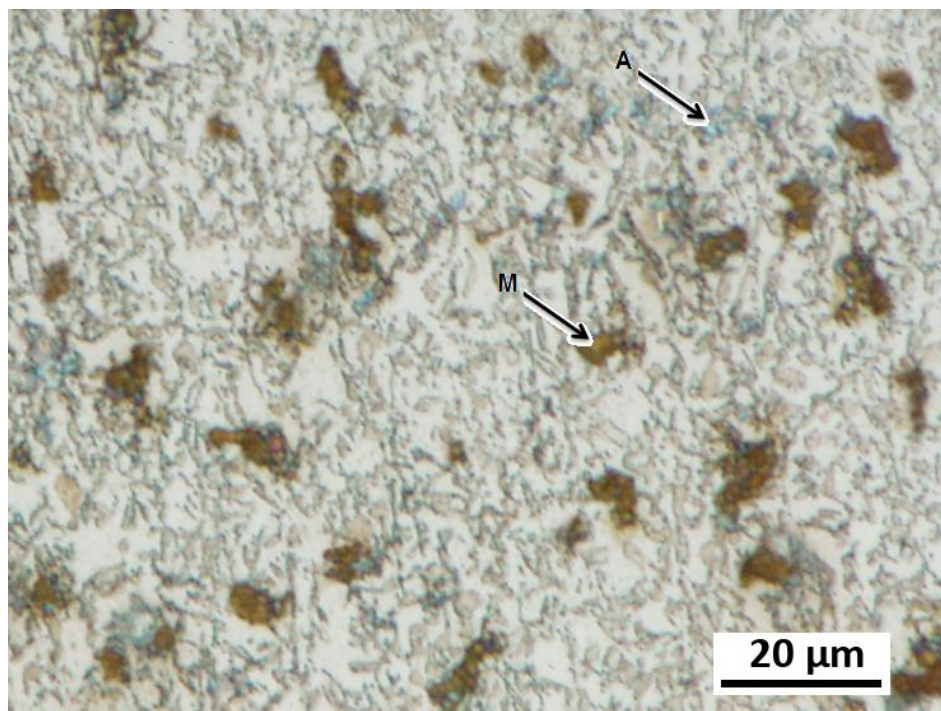


Figura 34 - Microestrutura do aço TRIP 800 após quatro dobras – M – Martensita (marrom escuro) e A – Austenita Retida (azul)

5.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados nos corpos de prova retirados formando ângulos de 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação da chapa. Através desses ensaios, foram obtidas as informações relativas às propriedades mecânicas dos materiais, como o limite de resistência (LR), a tensão de escoamento (LE) e o alongamento (Δl). Estas propriedades caracterizam um material quanto aos seus valores limite em termos de resistência, ou seja, a máxima tensão atingida ao longo de todo o ensaio (LR), a tensão máxima atingida ao final da deformação elástica e o consequente início de deformação plástica (LE) e finalmente o alongamento máximo (Δl) do material até o instante da fratura.

Também foram obtidos, ao final dos ensaios de tração, o fator de anisotropia (“r” de Lankford) e coeficiente de encruamento (expoente “n”) do material. Estes dois parâmetros caracterizam um material quanto a sua estampabilidade, sendo o coeficiente de encruamento (n) diretamente associado ao modo de conformação por estiramento e o fator de anisotropia (r) ligado ao modo de conformação por embutimento profundo.

Além das propriedades mecânicas e dos parâmetros de estampabilidade, o ensaio de tração permitiu ainda uma avaliação dos materiais quanto ao perfil da curva tensão vs. deformação da chapa metálica.

Os resultados apresentados na tabela 5 mostraram que enquanto os valores de LR e LE para o TRIP 800 são muito superiores aos do DC 06, indicando que aquele material é muito mais resistente que o DC 06, os valores do coeficiente de encruamento são bem próximos. Já os valores de anisotropia do TRIP 800 foram menores do que os apresentados pelo DC 06. Comparando os valores de n e r para os dois aços, pôde-se concluir que, apesar de ter boa estampabilidade, o TRIP 800 possui menor estampabilidade do que o DC 06.

Tabela 5 – Propriedades Mecânicas dos aços TRIP 800 e DC 06

Parâmetros	TRIP 800	DC 06
LE (MPa)	477,6	300,5
LR (MPa)	860,0	169,9
Δl (%)	22,6	49,6
r_0	0,85	2,05
r_{45}	0,87	1,87
r_{90}	1,09	2,60
r_m	0,92	2,09
Δr	0,10	0,46
n_0	0,26	0,24
n_{45}	0,25	0,24
n_{90}	0,25	0,23

5.4 ENSAIO DE DOBRAMENTO

As tabelas 6 e 7 mostram os valores do retorno elástico e carga máxima necessária para dobra para os dois materiais estudados. Foram feitos ensaios de dobramento com os raios de 10, 15 e 20 mm e com as folgas entre matriz e punção de 2,5, 3,0 e 3,5 mm. São apresentados, para essas condições o ângulo, em graus, e a carga máxima necessária, em newtons, para 1ª dobra (D), 2ª dobra (DR), 3ª dobra (DRD) e 4ª dobra (DRDR).

Tabela 6 – Ângulo de retorno elástico (graus)

		TRIP 800				DC-06			
		D	DR	DRD	DRDR	D	DR	DRD	DRDR
FOLGA DE 2,5 mm									
RAIO 10 mm	CP 1	8,93	9,25	9,74	11,33	5,07	6,04	5,00	5,92
	CP 2	8,02	9,23	9,97	11,42	5,75	5,47	5,11	5,61
	CP 3	8,00	9,46	9,91	11,53	5,09	5,88	4,60	5,84
	MÉDIA	8,32	9,31	9,87	11,43	5,30	5,80	4,90	5,79
RAIO 15 mm	CP 1	9,61	11,36	11,86	12,85	7,57	6,85	7,09	6,94
	CP 2	9,91	11,87	11,98	13,30	7,56	6,41	7,01	6,73
	CP 3	10,50	11,67	11,77	12,59	7,80	6,15	7,26	6,67
	MÉDIA	10,01	11,63	11,87	12,91	7,65	6,47	7,12	6,78
RAIO 20 mm	CP 1	11,60	12,46	14,08	14,09	7,72	8,44	7,57	8,37
	CP 2	11,60	12,79	13,21	14,40	7,74	6,93	7,38	7,48
	CP 3	10,77	12,55	13,32	14,03	8,63	7,31	7,15	7,69
	MÉDIA	11,32	12,60	13,54	14,18	8,03	7,56	7,37	7,85
FOLGA DE 3,0 mm									
RAIO 10 mm	CP 1	8,90	9,58	10,35	11,70	7,49	5,79	6,45	6,06
	CP 2	8,63	9,31	10,48	11,14	6,67	7,09	5,71	6,78
	CP 3	8,17	9,43	9,88	11,59	5,76	6,69	5,70	6,59
	MÉDIA	8,57	9,44	10,24	11,48	6,64	6,52	5,95	6,47
RAIO 15 mm	CP 1	10,57	11,87	12,05	13,19	7,03	8,12	7,12	8,01
	CP 2	9,94	11,35	11,88	12,58	7,48	7,92	7,11	7,97
	CP 3	11,11	11,33	12,45	12,73	8,50	7,15	7,73	7,43
	MÉDIA	10,54	11,52	12,13	12,83	7,67	7,73	7,32	7,80
RAIO 20 mm	CP 1	10,92	12,64	13,31	14,72	7,61	7,61	7,57	8,13
	CP 2	12,49	12,77	13,94	14,27	8,46	7,24	7,78	7,70
	CP 3	12,22	12,53	13,32	14,24	7,77	8,04	7,84	8,33
	MÉDIA	11,88	12,65	13,52	14,41	7,95	7,63	7,73	8,05
FOLGA DE 3,5 mm									
RAIO 10 mm	CP 1	7,87	8,92	10,46	11,41	7,51	6,33	6,35	6,21
	CP 2	8,43	9,46	10,63	11,26	7,66	5,49	6,50	5,62
	CP 3	7,58	9,07	11,08	11,42	7,45	5,64	6,48	5,74
	MÉDIA	7,96	9,15	10,72	11,36	7,54	5,82	6,44	5,85
RAIO 15 mm	CP 1	10,14	10,17	10,57	11,55	8,54	7,14	7,74	7,49
	CP 2	9,52	10,28	10,78	11,53	7,73	7,93	7,30	8,08
	CP 3	9,39	10,00	10,96	11,52	7,44	8,15	6,97	8,33
	MÉDIA	9,68	10,15	10,77	11,53	7,90	7,74	7,33	7,97
RAIO 20 mm	CP 1	10,76	11,57	12,45	12,64	7,77	8,46	7,18	8,59
	CP 2	10,41	10,27	12,31	12,71	7,61	8,65	7,22	7,83
	CP 3	10,34	10,94	12,67	12,43	7,65	8,26	7,54	8,69
	MÉDIA	10,50	10,93	12,48	12,59	7,68	8,45	7,31	8,37

Tabela 7 – Carga máxima para dobra (N)

		TRIP 800				DC-06			
		D	DR	DRD	DRDR	D	DR	DRD	DRDR
FOLGA DE 2,5 mm									
RAIO 10 mm	CP 1	1810,70	3484,32	3350,43	2945,57	66,94	121,14	124,33	127,51
	CP 2	1571,61	3127,28	3213,35	2967,89	63,76	108,39	124,33	124,33
	CP 3	1520,60	3149,59	3267,54	2916,88	66,94	111,57	124,33	124,33
	MÉDIA	1634,30	3253,73	3277,11	2943,45	65,88	113,70	124,33	125,39
RAIO 15 mm	CP 1	1396,28	2333,50	2279,31	2030,66	47,82	73,32	82,88	79,70
	CP 2	1383,53	2285,69	2279,31	2225,12	44,63	73,32	82,88	82,88
	CP 3	1367,59	2260,18	2406,83	2212,37	47,82	76,51	82,88	86,07
	MÉDIA	1382,47	2293,12	2321,82	2156,05	46,76	74,38	82,88	82,88
RAIO 20 mm	CP 1	1112,56	1791,57	1839,39	1711,87	28,69	60,57	60,57	63,76
	CP 2	1029,68	1699,12	1766,07	1644,93	35,07	54,19	63,76	57,38
	CP 3	1016,92	1680,00	1823,45	1734,19	41,44	57,38	63,76	63,76
	MÉDIA	1053,05	1723,56	1809,64	1697,00	35,07	57,38	62,70	61,63
FOLGA 3,0 mm									
RAIO 10 mm	CP 1	1641,74	2601,28	2614,84	2464,21	54,19	92,45	105,20	103,72
	CP 2	1651,31	2677,79	2636,35	2496,09	57,38	89,26	102,01	98,82
	CP 3	1565,23	2547,09	2476,96	2359,01	57,38	95,64	98,82	102,01
	MÉDIA	1619,43	2608,72	2576,05	2439,77	56,32	92,45	102,01	101,27
RAIO 15 mm	CP 1	1201,82	1950,96	1884,02	1848,95	41,44	66,94	70,13	73,32
	CP 2	1189,07	1989,22	2014,72	1903,15	38,25	66,94	66,94	70,13
	CP 3	1179,58	1874,45	1952,15	1845,76	41,44	66,94	73,32	73,32
	MÉDIA	1190,16	1938,21	1950,30	1865,95	40,38	66,94	70,13	72,26
RAIO 20 mm	CP 1	886,22	1555,67	1622,61	1523,79	25,50	51,01	57,38	54,19
	CP 2	876,09	1475,97	1593,92	1482,35	31,88	51,01	57,38	54,19
	CP 3	851,16	1491,91	1475,97	1440,91	28,69	54,19	54,19	57,38
	MÉDIA	871,16	1507,85	1564,17	1482,35	28,69	52,07	56,32	55,25
FOLGA DE 3,5 mm									
RAIO 10 mm	CP 1	1609,86	2406,83	2429,14	2076,81	47,82	79,70	82,88	86,07
	CP 2	1683,18	2610,85	2103,98	2242,58	44,63	79,70	86,07	89,26
	CP 3	1587,55	2684,17	1915,90	2076,81	54,19	79,70	86,07	89,26
	MÉDIA	1626,86	2567,28	2149,67	2132,07	48,88	79,70	85,01	88,20
RAIO 15 mm	CP 1	1011,00	1848,95	1957,34	1772,44	35,07	57,38	60,57	63,76
	CP 2	1042,97	1680,00	1845,76	1536,54	35,07	60,57	63,76	66,94
	CP 3	1123,51	1861,70	1791,57	1715,06	35,07	60,57	63,76	63,76
	MÉDIA	1059,16	1796,88	1864,89	1674,68	35,07	59,51	62,70	64,82
RAIO 20 mm	CP 1	898,97	1463,22	1479,16	1458,37	25,50	47,82	47,82	51,01
	CP 2	946,79	1523,79	1460,03	1394,61	22,31	47,82	47,82	51,01
	CP 3	867,09	1364,40	1307,02	1451,99	28,69	51,01	47,82	51,01
	MÉDIA	904,28	1450,47	1415,40	1434,99	25,50	48,88	47,82	51,01

As figuras 35, 36 e 37 mostram a comparação dos ângulos de retorno elástico para os raios de 10, 15 e 20 mm para o aço TRIP 800. Em todos os casos, ficou claro um aumento do retorno elástico a cada dobra. Esse aumento chegou próximo a 50% da primeira para a última, como no dobramento com raio 10 mm e folga de 3,5 mm.

Nessas figuras, também se pôde notar que, apesar do raio de 20 mm ser aquele que tem maior retorno elástico na primeira dobra, o de raio de 15 mm possui um aumento maior nesse ângulo para a segunda dobra e o de 10 mm possui maior variação para a última dobra.

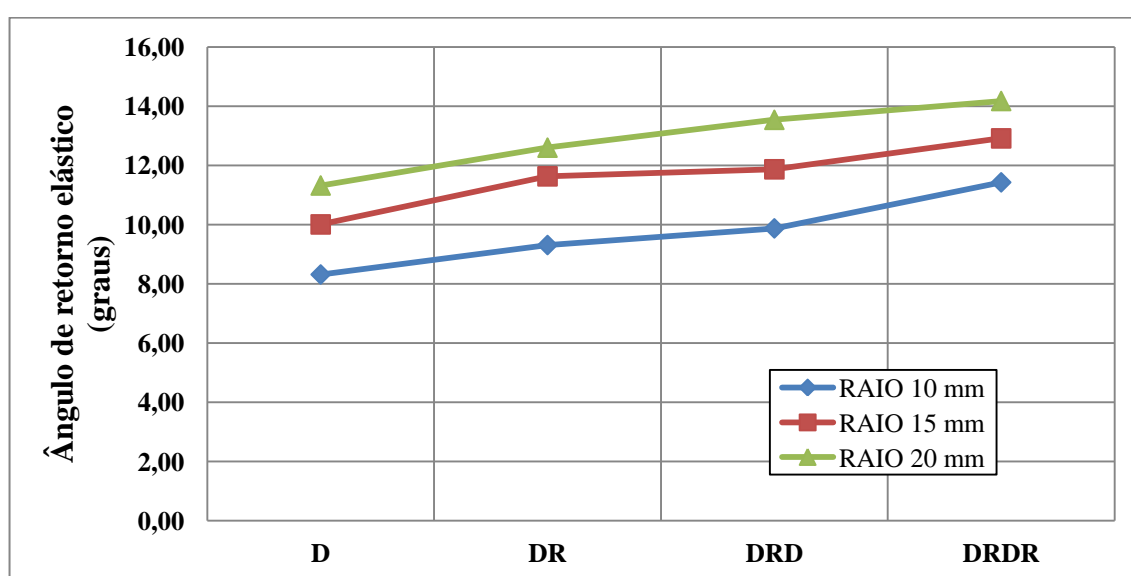


Figura 35 – Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com folga de 2,50 mm a cada dobra

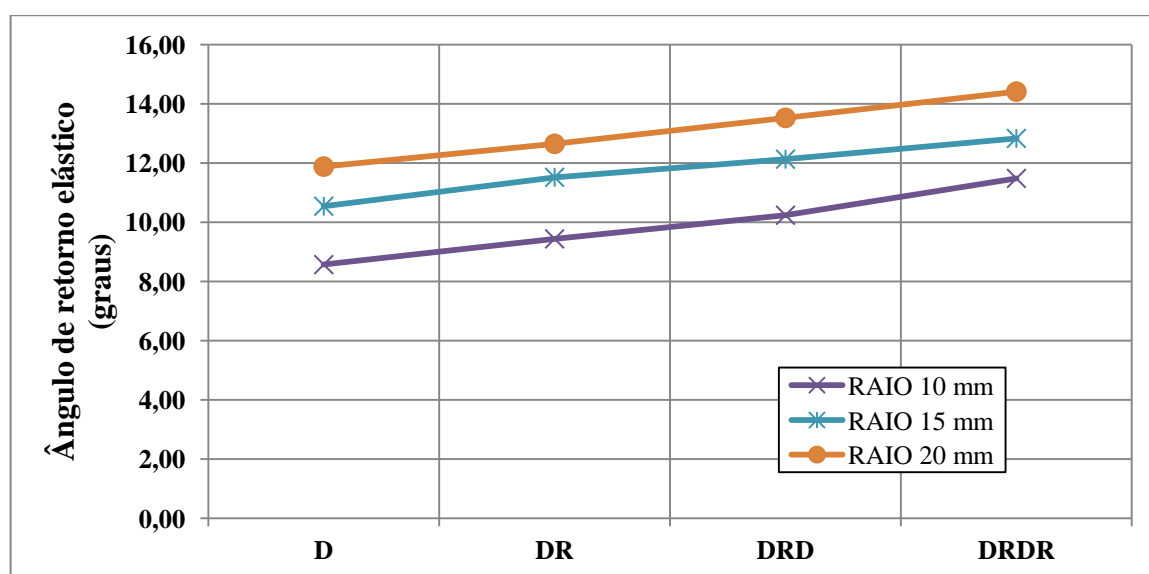


Figura 36 – Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com folga de 3,00 mm a cada dobra

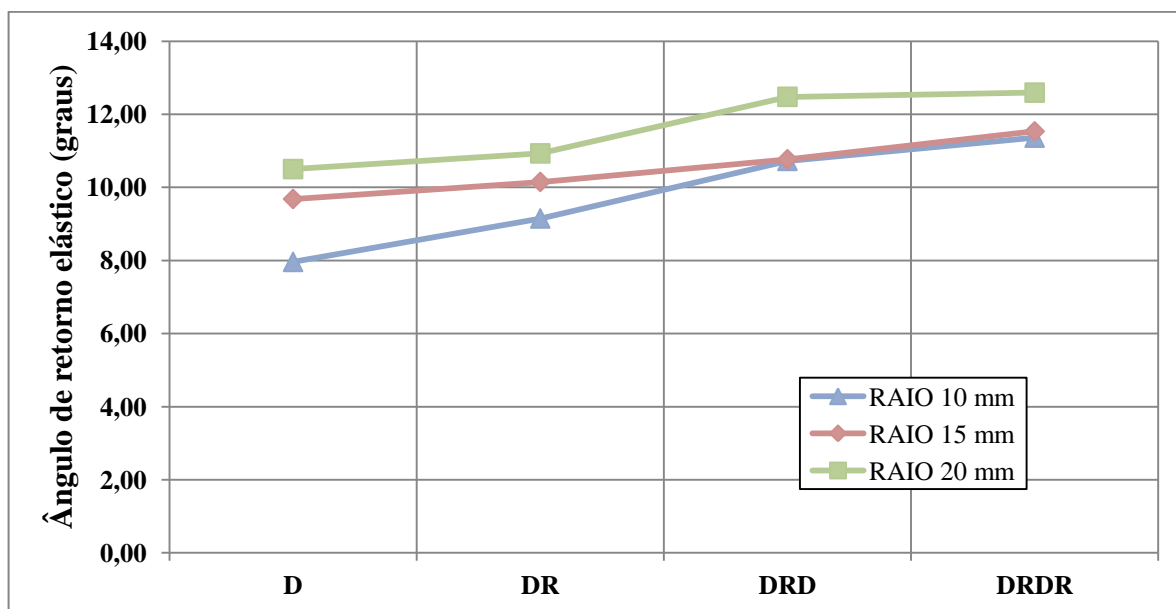


Figura 37 - Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com folga de 3,50 mm a cada dobra

As figuras 38, 39 e 40 apresentam a comparação dos ângulos de retorno elástico para as folgas de 2,5, 3,0 e 3,5 mm para o aço TRIP 800. Pôde-se notar pouca influência nos ângulos de retorno elástico a cada dobra. Para as duas folgas menores, os valores dos ângulos de retorno elástico foram praticamente iguais para todas as dobras e os três raios testados. Para a folga de 3,5 mm e os raios de 15 e 20 mm, houve uma ligeira mudança nos valores.

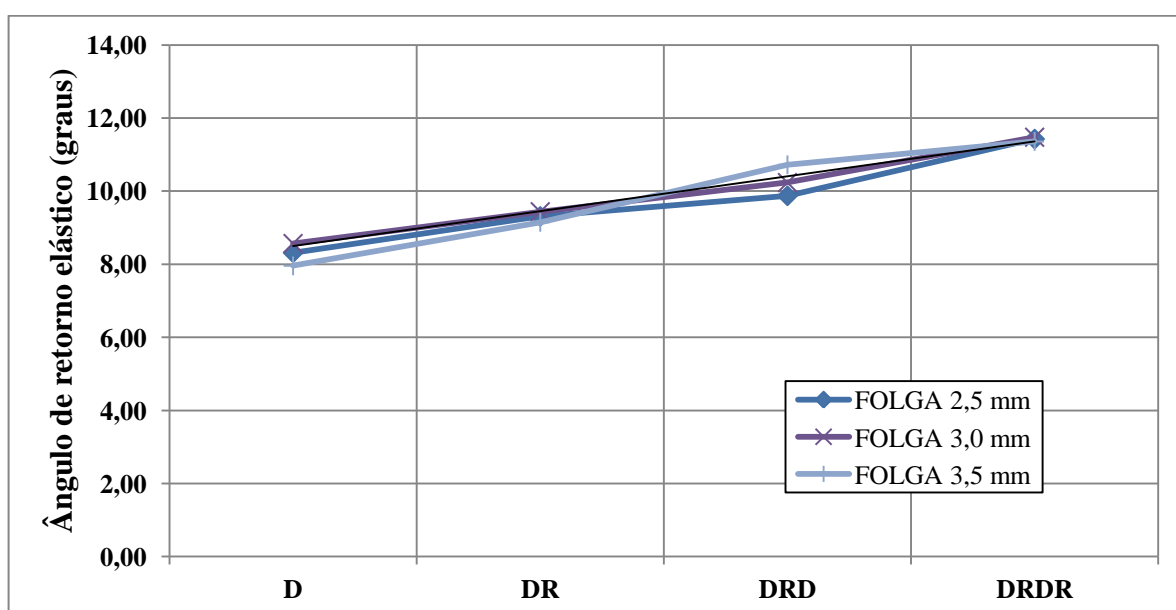


Figura 38 - Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com raio de 10 mm a cada dobra

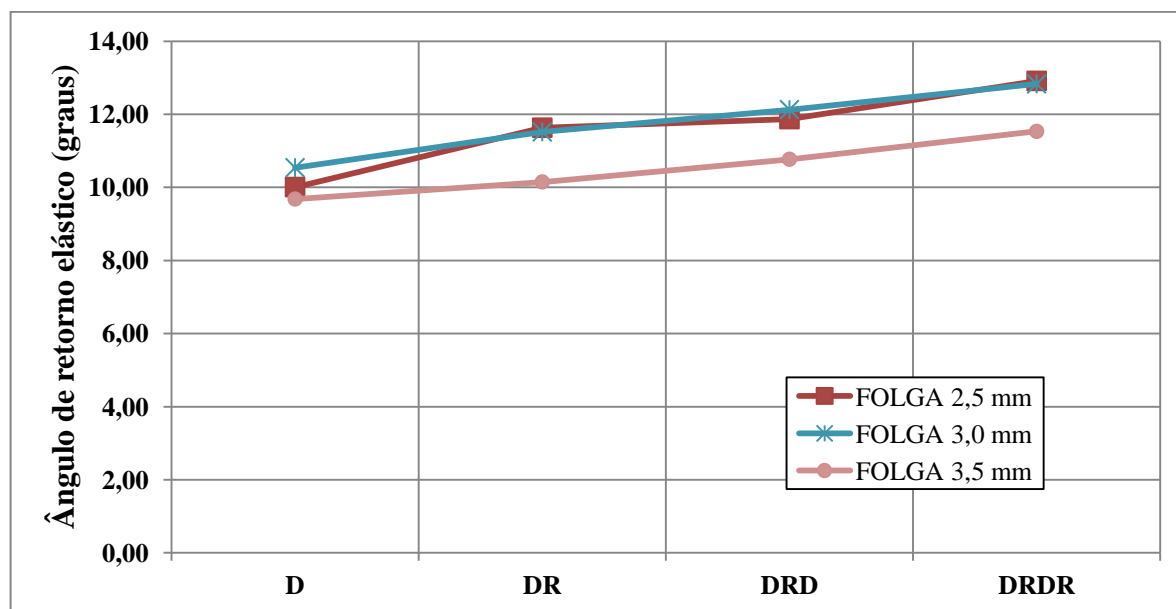


Figura 39 - Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com raio de 15 mm a cada dobra

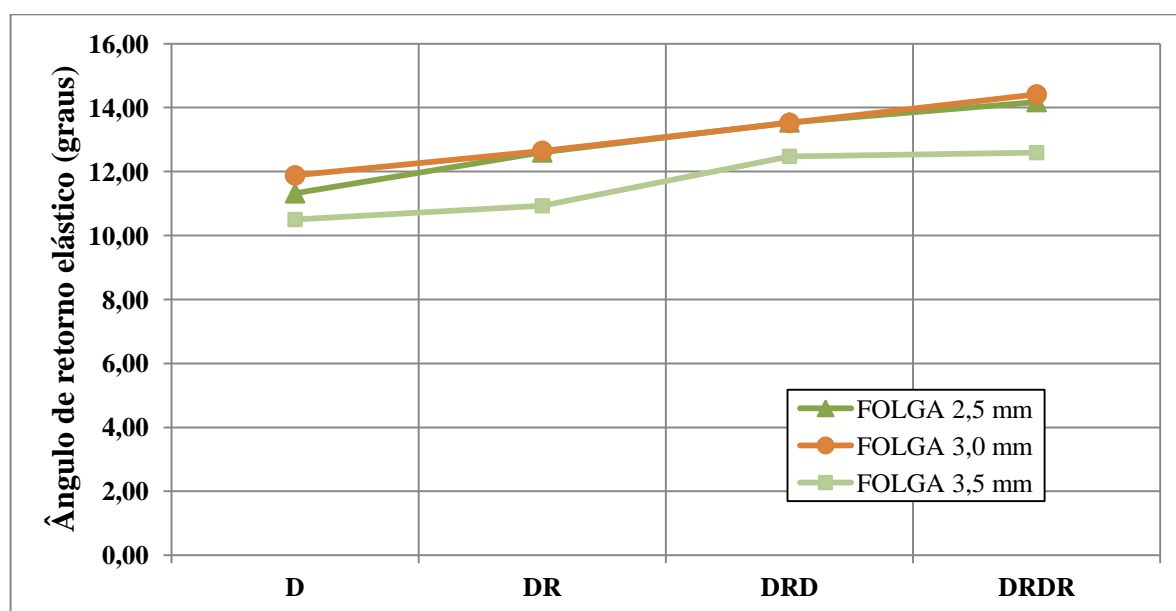


Figura 40 - Variação do ângulo de retorno elástico para o aço TRIP 800 com raio de 20 mm a cada dobra

As figuras 41 a 49 mostram a comparação dos ângulos de retorno elástico para os aços TRIP 800 e DC 06, para os raios de 10, 15 e 20 mm e as folgas de 2,5, 3,0 e 3,5 mm. Para todos os casos, teve-se um aumento de ângulo de retorno elástico a cada dobra para o TRIP 800 e a tendência de estabilidade para o DC 06. O ângulo de retorno elástico para a primeira dobra também foi bem superior para o TRIP 800 em relação ao DC 06.

Esses dados mostraram que, enquanto para um material convencional de alta estampabilidade como o DC 06, o efeito das múltiplas dobras não teve influência, para aços

avancados de elevada resistência, como o TRIP 800, houve uma visível influência desse efeito no retorno elástico.

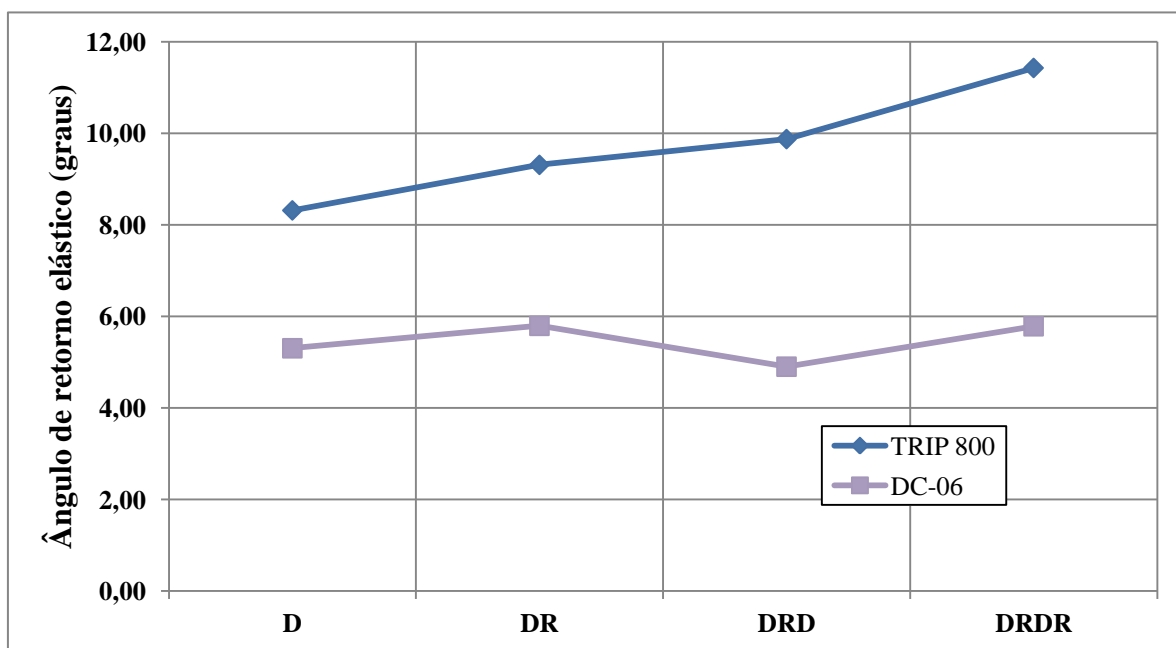


Figura 41 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 10 mm e folga de 2,5 mm a cada dobra

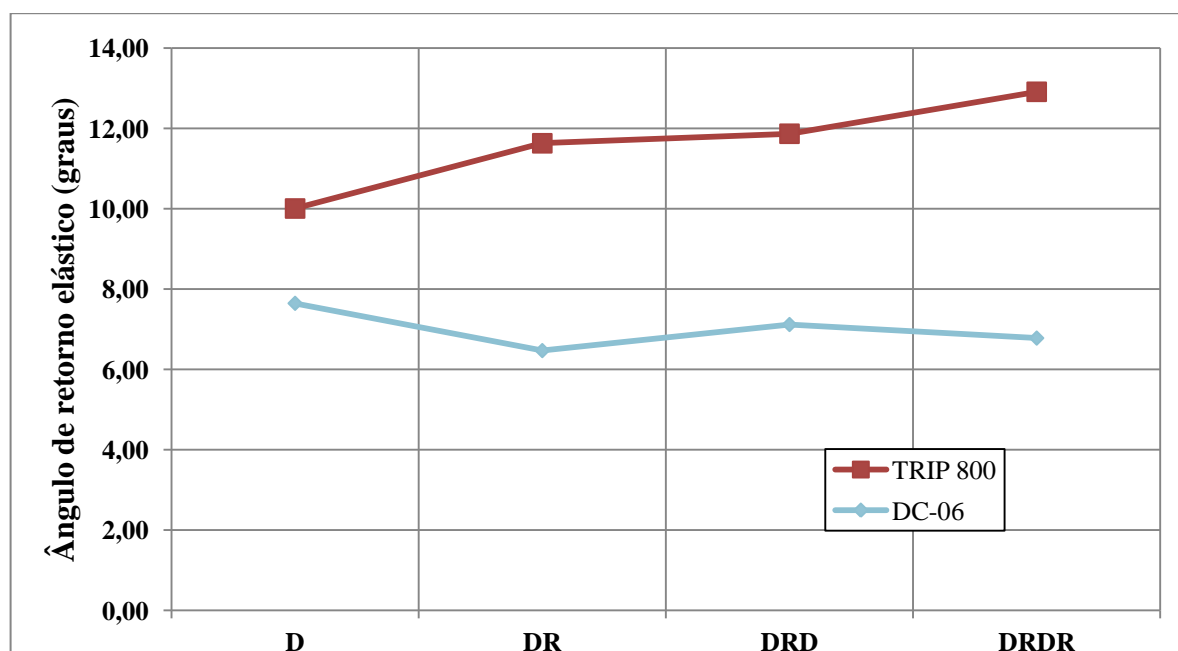


Figura 42 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 15 mm e folga de 2,5 mm a cada dobra

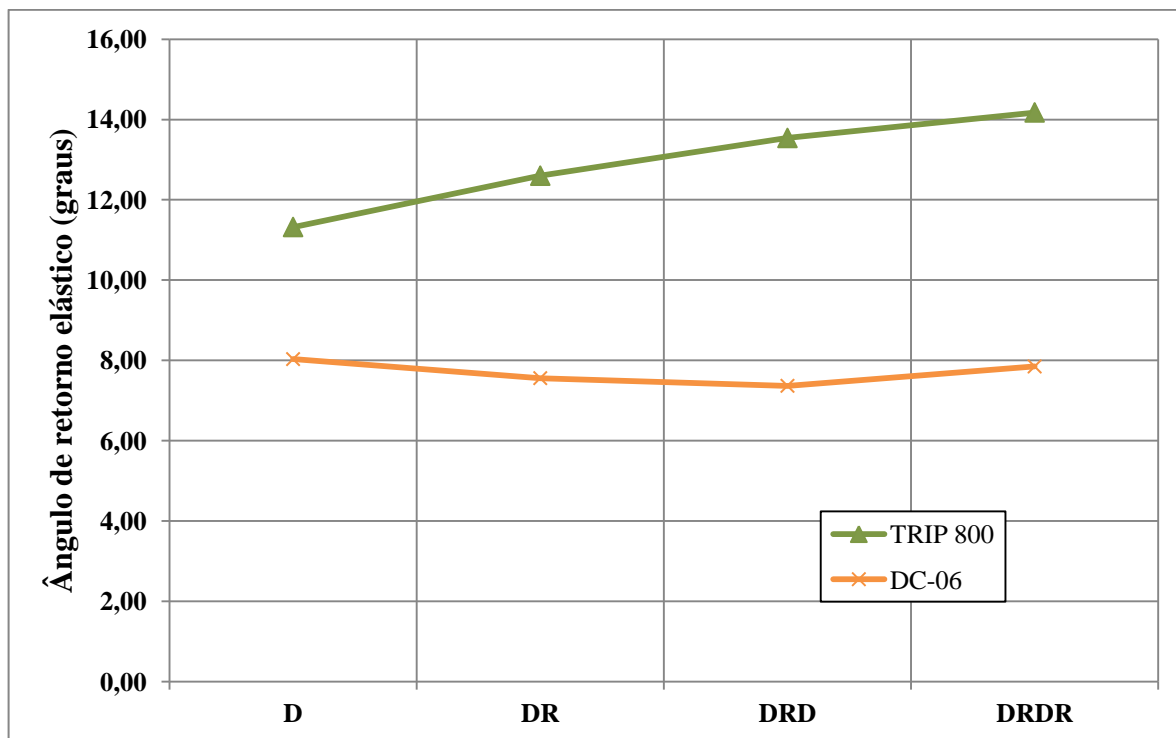


Figura 43 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 20 mm e folga de 2,5 mm a cada dobra

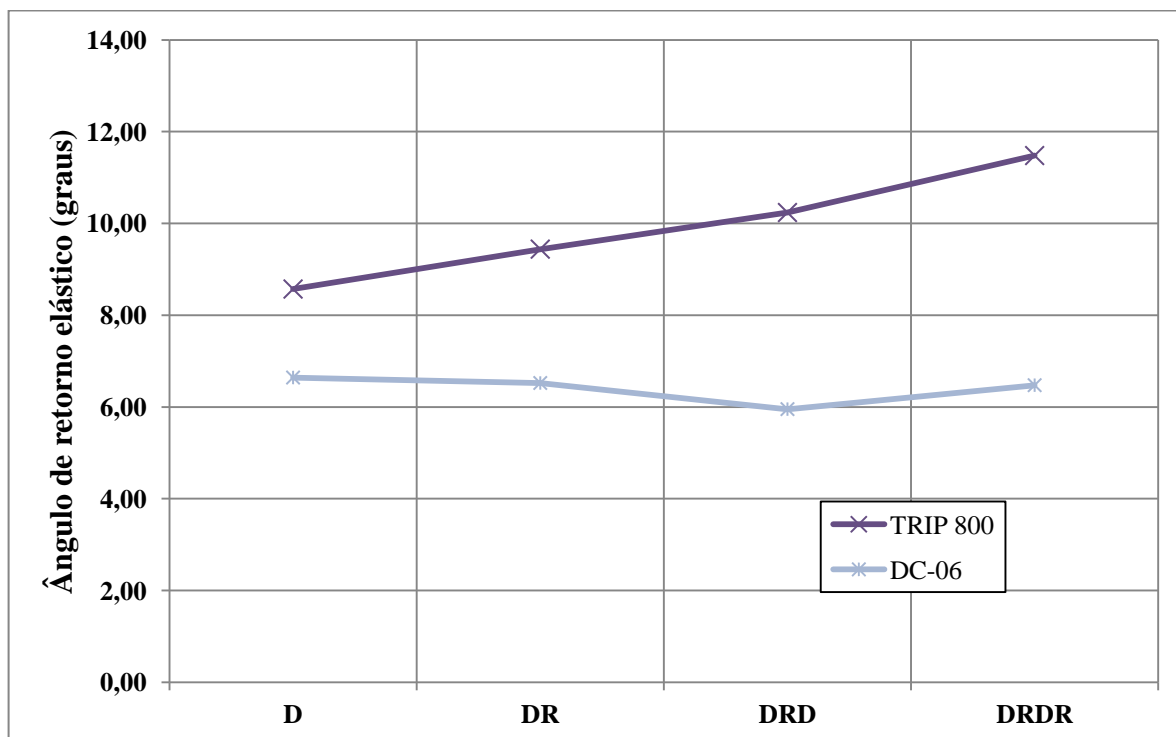


Figura 44 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 10 mm e folga de 3,0 mm a cada dobra

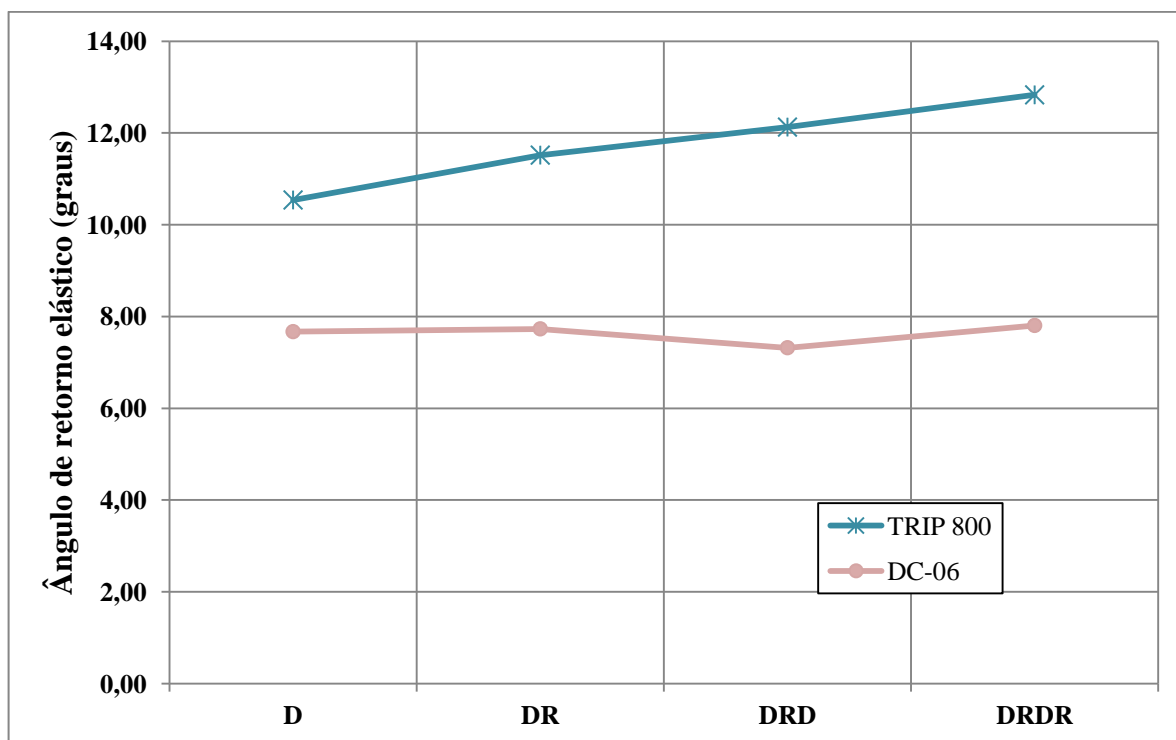


Figura 45 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 15 mm e folga de 3,0 mm a cada dobra

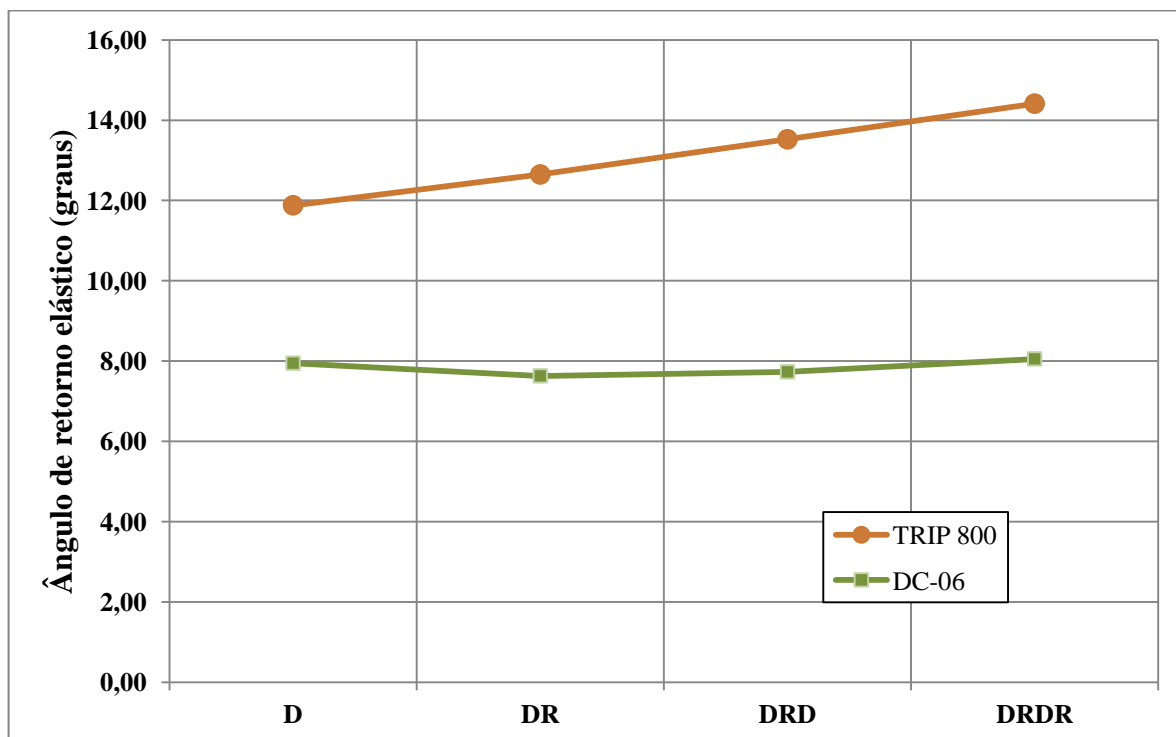


Figura 46 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 20 mm e folga de 3,0 mm a cada dobra

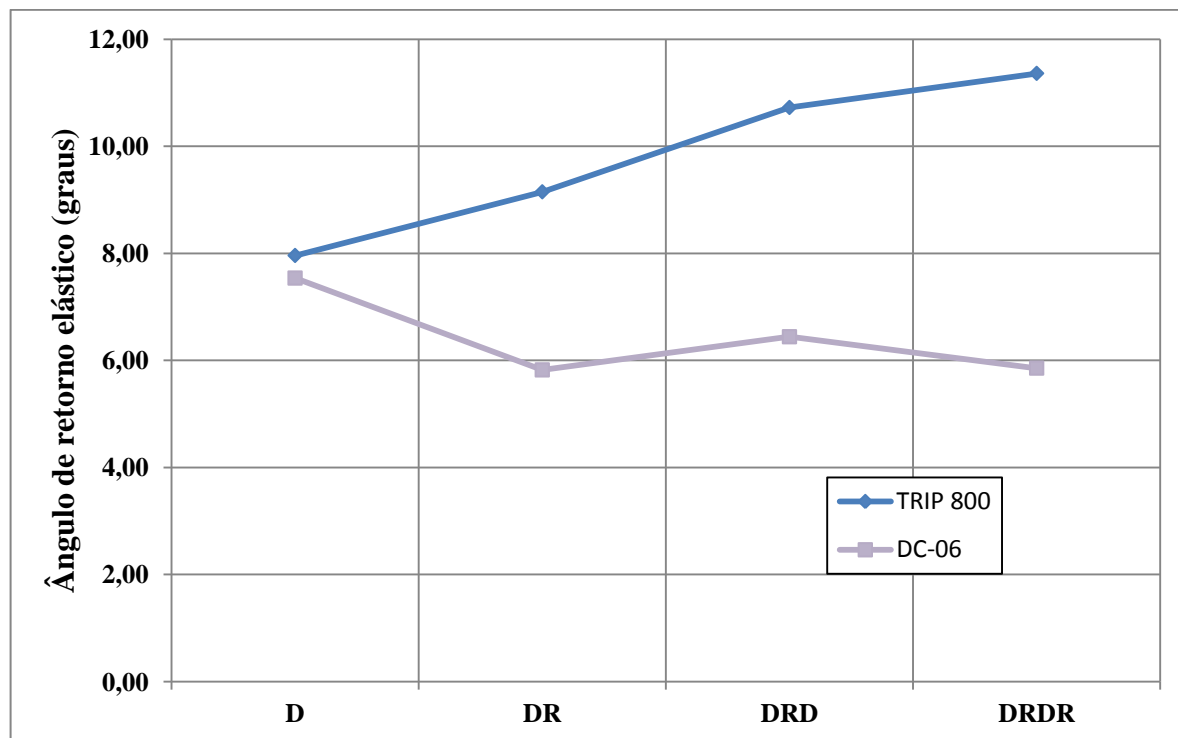


Figura 47 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 10 mm e folga de 3,5 mm a cada dobra

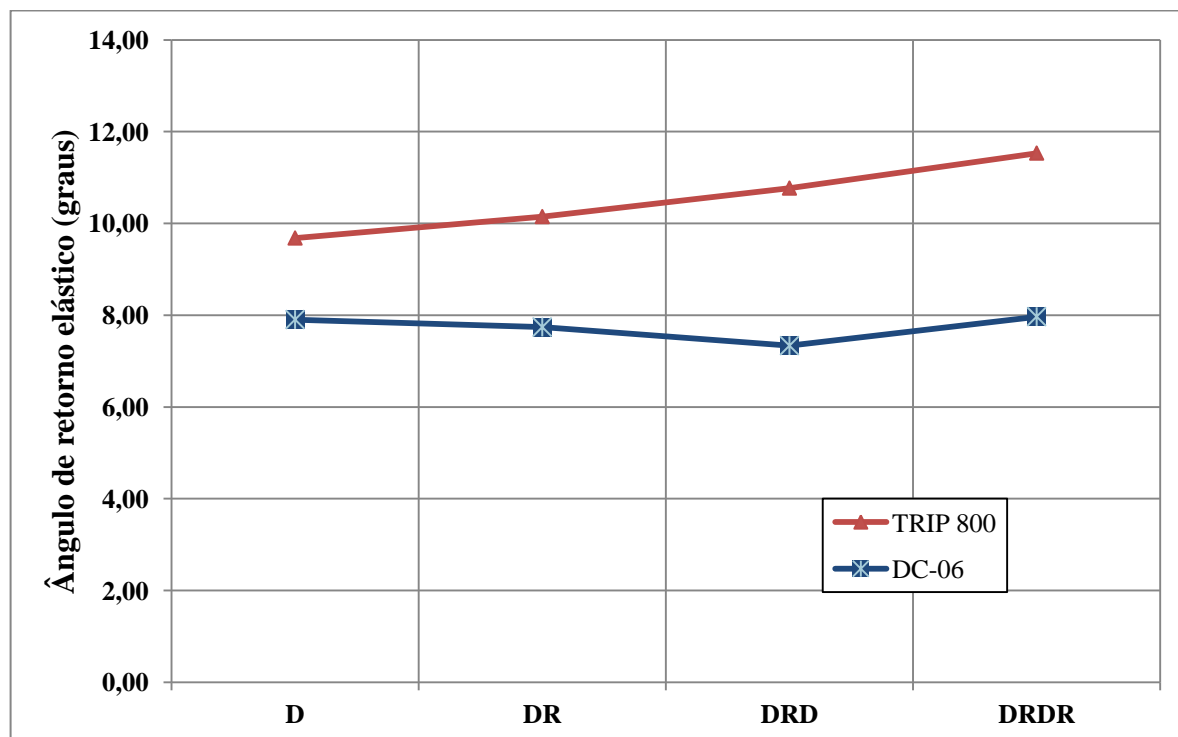


Figura 48 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 15 mm e folga de 3,5 mm a cada dobra

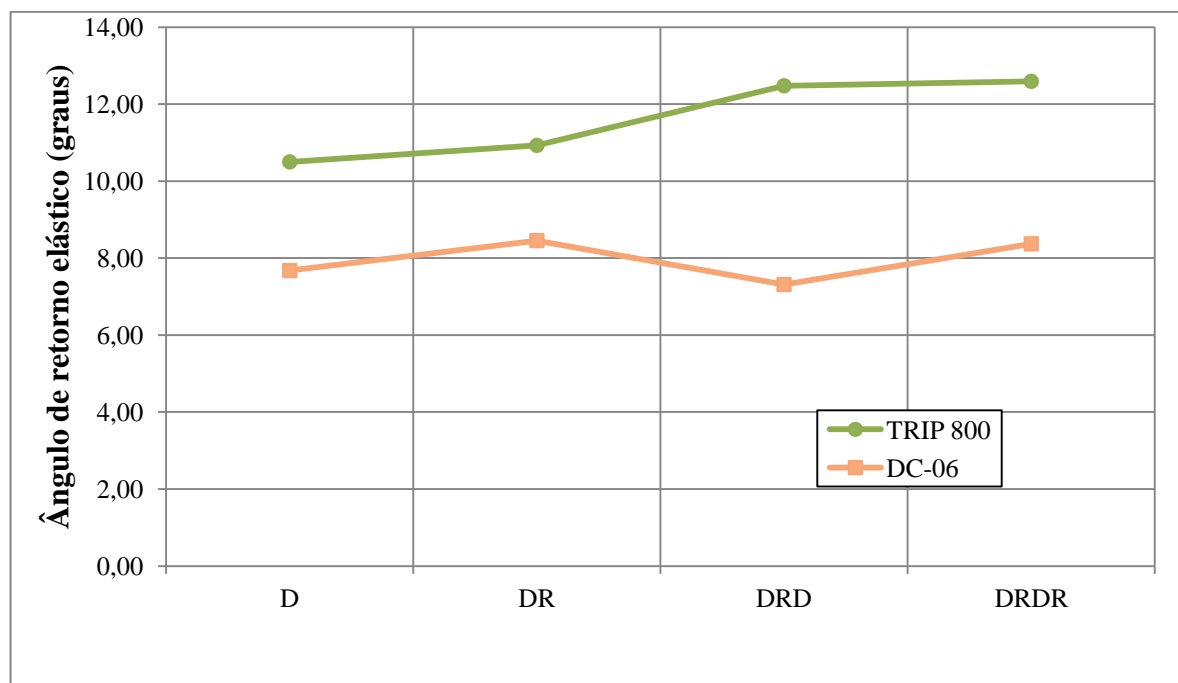


Figura 49 - Comparação do ângulo de retorno elástico entre os aços TRIP 800 e DC 06 com raio de 20 mm e folga de 3,5 mm a cada dobra

A figura 50 apresenta a comparação da carga máxima necessária a cada dobra para o aço TRIP 800, para os raios de 10, 15 e 20 mm e as folgas de 2,5 mm, 3,0 mm e 3,5 mm. Observou-se, em geral, um aumento na carga máxima da primeira para a segunda dobra. Isso se deve principalmente a posição da chapa. Enquanto na primeira dobra a chapa ainda estava plana, o que facilitou o dobramento, na segunda dobra a chapa já estava curvada para no sentido contrário daquele em que a dobra foi realizada, o que dificultou o processo de dobramento e aumentou a necessidade de carga para a realização da mesma.

Já da segunda para terceira dobra, notou-se a tendência de estabilidade na carga máxima, enquanto era esperada uma queda nessa necessidade de carga por causa do efeito Bauschinger. Essa queda pode não ter ocorrido pelo aumento da resistência da chapa devido a transformação de uma parte da austenita retida em martensita, conforme pôde ser observado pelas metalografias (figuras 31 e 32). Já da terceira para a quarta dobra, houve uma queda significativa da carga máxima necessária. Isso já era esperado, pois o aumento do percentual de martensita após a terceira dobra foi bem menor e houve ainda uma maior ação do efeito Bauschinger.

Já a figura 51 mostra essa comparação da carga máxima necessária em cada dobra para o aço DC 06, para os mesmos raios e folgas. Verifica-se que para esse aço não houve queda, mas apenas uma estabilização na carga máxima necessária. Isso se deu pela elevada

estampabilidade desse aço, o que fez que ele fosse menos suscetível ao efeito Bauschinger. Isso também explica o fato desse aço não ter apresentado grandes variações no ângulo de retorno elástico a cada dobra.

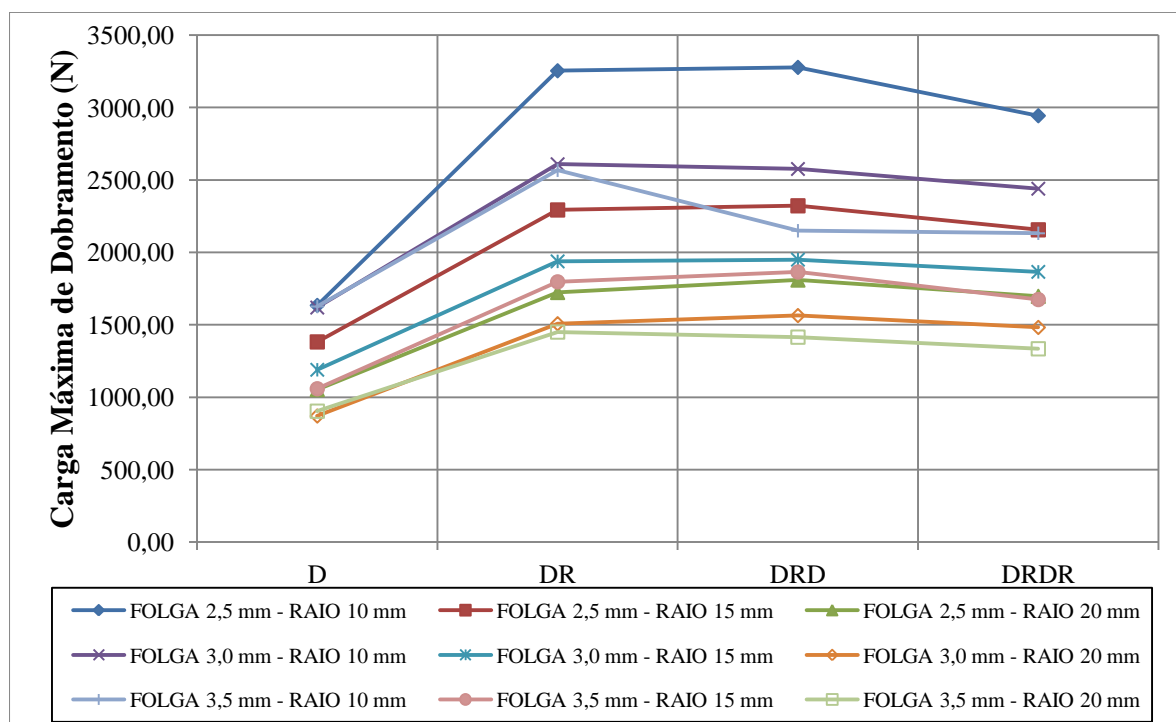


Figura 50 - Variação da carga máxima de dobramento para o aço TRIP 800 com as folgas de 2,5 mm, 3,0 mm e 3,5 mm para os raios de 10 mm, 15 mm e 20 mm a cada dobra

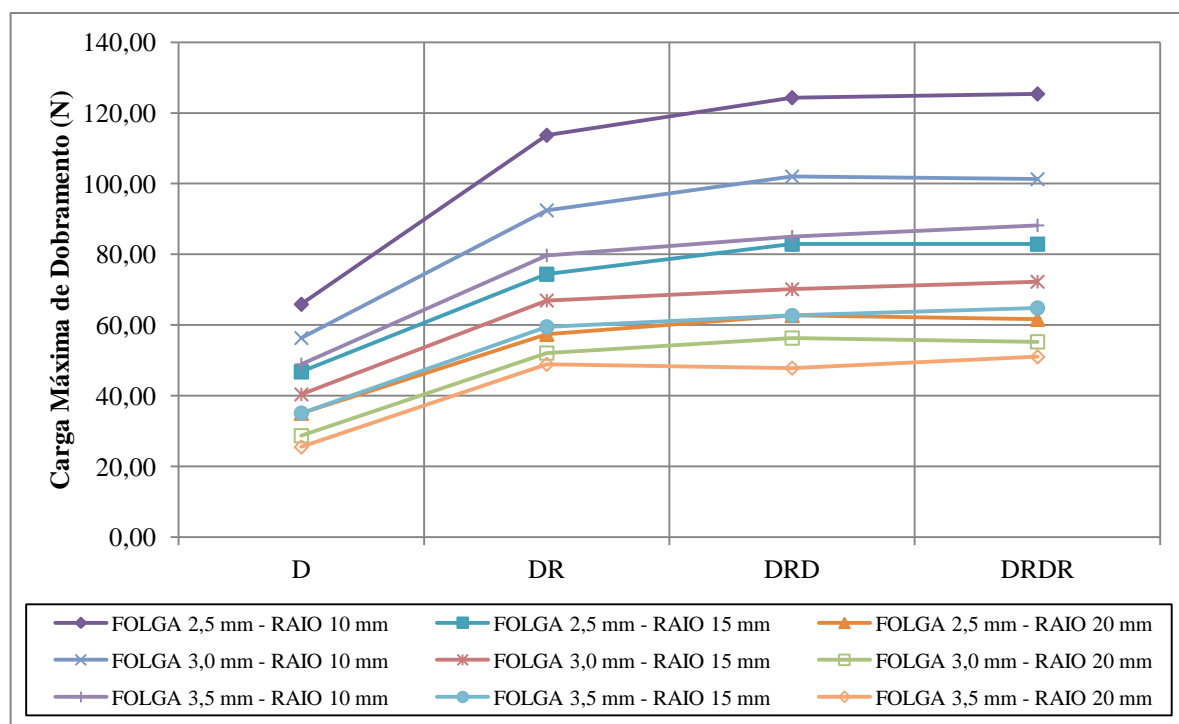


Figura 51 - Variação da carga máxima de dobramento para o aço DC 06 com as folgas de 2,5 mm, 3,0 mm e 3,5 mm para os raios de 10 mm, 15 mm e 20 mm a cada dobra

6 CONCLUSÃO

6.1 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este trabalho alcançou os objetivos previstos inicialmente, dentro das circunstâncias especificadas. Foram efetuados os ensaios de caracterização do material, assim como os ensaios de dobramento.

Quando avaliados os ensaios de dobramento, verificou-se que realmente há influência do efeito Bauschinger no retorno elástico para o aço TRIP 800, principalmente quando esses resultados são comparados com os valores obtidos para um aço de alta estampabilidade, o DC 06. Para todos os raios de curvatura e folgas entre matriz e punção empregados houve a variação significativa do retorno elástico. Em alguns casos, o aumento do retorno elástico entre a primeira e a última dobra chegou próximo a 50%.

Pôde-se notar também a influência do raio de curvatura no ângulo de retorno elástico. Enquanto o raio de 20 mm possui o maior ângulo de retorno elástico na primeira dobra, o raio de 10 mm foi aquele que mais sofreu influência do efeito Bauschinger, tendo o os maiores aumentos no ângulo de retorno elástico em cada dobra, principalmente para a folga de 3,5 mm.

Já a folga entre punção e matriz mostrou pequena influência para as folgas de 2,5 mm e 3,0 mm, apresentando valores bem próximos de retorno elástico para todos os raios de curvatura. Houve apenas uma pequena variação para a folga de 2,0 mm, para os raios de 15 mm e 20 mm, nos ensaios realizados.

Em relação ao levantamento da carga máxima aplicada durante a dobra, o aço TRIP mostrou um comportamento inesperado, com uma tendência de estabilização da carga máxima da segunda para a terceira dobra, enquanto o esperado era uma queda dessa carga. Porém, isso pode ser explicado pela transformação da austenita retida em martensita, observada nos ensaios metalográficos, o que aumenta a resistência do material e compensa a queda devido ao efeito Bauschinger.

6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Poderá ser implementado o ensaio de dobra para outros tipos de matriz, verificando-se assim qual é o tipo de matriz que diminui o retorno elástico inicial e também a influência do efeito Bauschinger.

Empregando a mesma ideia dos ensaios desta dissertação, poderá se utilizar outros aços AHSS, como *Dual Phase* (DP) e o *Complex Fase* (CP), para estudar a influência do efeito Bauschinger nesses materiais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABEL, A. Dissertação de Mestrado, McMaster University, Canada. 1965.
- ABEL, A. **Historical perspectives and some of the main features of the Bauschinger Effect**. Materials Forum. 10, p 11-25, 1987.
- ABEL, A. e HAM R. K. Acta Metall 14, p. 1489, 1966.
- ABRANTES, J. P., BATALHA, G. F. **O Uso de Elementos Finitos e da Pressão Hidráulica para Conformar Chapas**. Revista Máquinas e Metais. p.158 -173. 2004.
- ALTAN, T.; OH, S.; GEGEL, H. L. **Conformação de Metais: Fundamentos e Aplicações**. Publicação EESC-USP, São Carlos, 1999.
- ALTAN, T.; KIM, H.; HAN, S.; YAN, K. **Evaluation of tool materials, coatings and lubricants in forming galvanized advanced high strength steels (AHSS)**. CIRP Annals – Manufacturing Technology, 57, p. 299-304, 2008.
- ANDRADE, S. L.; TAISS, J. M.; ROSA, L. K. **O aço no automóvel do futuro**. In: 57º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002, São Paulo, Anais. São Paulo, Julho 2002.
- ANDRADE, S. L.; BATISTA, J. F.; TAISS, J. M.; ROSA, L. K. **ULSAB-AVC – O aço no automóvel do futuro: A estratégia da USIMINAS**. In: 55º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000, Rio de Janeiro, Anais... Rio de Janeiro, Julho 2000.
- ATKINSON, J. D. Tese de Doutorado, University of Cambridge, 1973.
- AZEVEDO, R. L.; AWRUCH, A. M. **Geometric nonlinear dynamic analysis of plates and shells using eight-node hexahedral finite elements with reduced integration**. J. Braz. Soc. Mech. Sci., V. 5, p 51-66, 1989.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels**. London, The Institute of Materials, 2001.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **TRIP-assisted Steels**. ISIJ International, 42:9, p. 1059-1060, Setembro 2002.
- BAHLOUL, R.; BEN-ELECHI, S.; POTIRON, A. **Optimisation of springback predicted by experimental and numerical approach by using response surface methodology**. J Mater Process Technol; 173:201–10, 2006.
- BARLAT, F.; LIAN, J. **Plastic Behavior and Stretchability of Sheet Metals. Part 1: a yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions**. International Journal of Plasticity, 1989.

BATHE, K. J. **Finite Elements Procedure in Engineering Analysis**. Prentice-Hall, Englewood Cliffs, 1982.

BAUSCHINGER, J. **Mechanisch-technischen laboratorium**, Materials Forum, 1886.

BLECK, W. **Using the TRIP Effect - The Dawn of a Promising New Group of Cold Formable Sheets**, Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Editora BC de Cooman, GRIPS, Ghent, P.13-23, 2002.

BLECK, W.; HULKA, K.; PAPAMETELLOS, K.. **Effect of niobium on the mechanical properties of TRIP steels**, Materials Science Forum , Vo 284-286, p. 327-334 – 1998.

BLECK, W.; PAPAETHYMIU, S.; FREHN, A. **Microstructure and Tensile Properties in Dual Phase and TRIP Steels**. Steel Research, 75:11, p. 704-710. Novembro 2004.

BORDONARO, C. M.; LEE, D. **Springback Analysis in Plane Strain Sheet Metal Forming**, IDDRG, 1996.

BORSOI, C. A.; HENNIG, R.; SCHAEFFER, L. **Novo Teste Tecnológico no LdTM para a Melhor Determinação da Conformabilidade de Chapas Metálicas: III Conferência Nacional de Conformação de Chapas, IV Conferência Internacional de Forjamento / Porto Alegre**, p. 50-59, 2000.

BRESCIANI, F. O.; E., BUTTON, S. T.; GOMES, E.; NERY, F. A. C.; ZAVAGLIA, C. A. C. **Conformação Plástica dos Metais**. 5ª ed., Ed. da UNICAMP, Campinas, 1997.

BROWN, L. M. **Orowan's explanation of the Bauschinger Effect**, Scripta Metallurgica 11, p. 127- 131, 1977.

BUCKLEY, S. N.; ENTWISTLE, K. M., **Acta Metall**, p.352, 1956.

BUI, Q. V.; PAPELEUX, L, PONTHOT, J. P. **Numerical simulation of springback using enhanced assumed strain elements**. J Mater Process Technol., 153–154:314–8, 2004.

CARDEN, W. D.; GENG, L. M.; MATLOCK, D. K., WAGONER, R. H. **Measurement of springback**, Int. J Mech. Sci., v. 44, p. 79–101, 2002.

CHAKHARI, M. L.; JALINIER, J. M. **Spring Back of Complex Bent Parts**, Proceedings of the 13th Biennial Congress, Melbourne, Australia, pp. 148-159, 1984.

CHATTERJEE, S.; BHADESHIA, H. K. D. H. **TRIP-assisted Steels: Cracking of High-Carbon Martensite**. Materials Science and Technology, 22:6, p. 645-649, June 2006.

CHEMIN FILHO, R. A. **Avaliação das Deformações de Chapas Finas e Curvas CLC para Diferentes Geometrias de Punções**. Dissertação de mestrado, Programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFPR, Curitiba, 2004.

CHEN, C.; KOÇ, M.; WENNER, M. L. **Experimental investigation of springback variation in forming of high strength steels.** J Manuf Sci Eng; 130:1–9, 2008.

CHO, J.R.; MOON, S.J.; MOON, Y.H.; KANG, S.S. **Finite element investigation on springback characteristics in sheet metal U-bending process,** Journal of Materials Processing Technology 141, p. 109-116, 2003.

CHOU, I.; HUNG, C. **Finite element analysis and optimization on springback reduction,** International Journal of Machine Tools and Manufacture 39, pp. 517-36, 1999.

COOK, R. D.; MALKUS, D. S.; PLESHA, M. E. **Concepts and Applications of Finite Element Analysis.** 3ª Edição, John Wiley & Sons, 1989.

COTTRELL, A. H. **Dislocations and plastic flow in crystals.** Oxford University Press, p 111 e 132, 1953.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica.** 2ª Edição, Ed. Guanabara, Rio de Janeiro, 1981.

DONGJUAN, Z.; ZHENSHAN, C.; XUEYU, R.; YUQIANG, L. **An analytical model for predicting springback and side wall curl of sheet after U-bending.** Comput Mater Sci; 38:707–15, 2007.

EDWARDS E. H.; WASHBUM I, **IBID,** p.1239, 1954.

EMBURY, J. D. **Plastic flow in dispersion hardened materials.** Metallurgical Transactions, p. 2191-2200, 1985.

ESAT, V.; DARENDELILER, H.; GOKLER, M. I. **Finite element analysis of springback in bending of aluminum sheets.** Mater Des, 23:223–9, 2002.

EVANGELISTA, S. H. **Diagramas de Limite de Conformação Aplicados à Análise por Elementos Finitos de um Processo de Estampagem em Chapas Metálicas.** Dissertação de mestrado, Escola de Engenharia de São Carlos - USP, São Carlos, 2000.

FEI, D; HODGSON, P. **Experimental and numerical studies of springback in air v bending process for cold rolled TRIP steels.** Nucl Eng Des; 236:1847–51, 2006.

FLC CLUB. **Determination of Forming Limit Curves.** Proposal document of FLC Club to International Standardization Organization (ISO), 2004.

GAN, W.; WAGONER R. H. **Die design method for sheet springback.** Int J Mech Sci; 46:1097–113, 2004.

GAU, J. T.; KINZEL, G. L. **An experimental investigation of the influence of the Bauschinger effect on springback predictions.** Journal of Materials Processing Technology, 2000.

GAU, J. T.; KINZEL, G. L. **A new model for springback prediction for aluminum sheet forming.** J Eng Mater Technol; 127:279–88, 2005.

GINZBURG, V. B. **Basic Principles of Modeling in Metallurgical Design of Flat-Rolled Steel Products**. In: AISE Annual Convention. Proceedings. Pittsburgh, p. 1-42, 2003.

GODWIN, D. **Lubricant Selection e Application**. Magazine Metal Forming, p. 32-34, January, 2004.

GOMES, C.; ONIPEDE, O.; LOVELL, M. **Investigation of springback in high strength anisotropic steels**. J Mater Process Technol.,159:91-8, 2005.

GOODWIN, G. M. **Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop**. Society of Automotive Engineers, technical paper n°. 680093, 1968.

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

GORNI, A. A. **Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços de Alta Resistência**. In: Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 11., Outubro 2008, Porto Alegre. Anais... Porto Alegre: Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, 2008.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; REIS, J. S. S. **Um Panorama do Desenvolvimento Recente de Chapas Grossas e suas Aplicações**. Corte e Conformação de Metais, 2:19, p.78-93, Novembro, 2006.

GORNI, A. A.; XAVIER, M. D.; CHIVITES, B. D.; CAMPOS JR., M. D. **Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade**. In: Congresso Anual da ABM. Anais... Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Vitória, p. 3269-3272, Julho, 2007.

GRAJCAR, A.; ADAMCZYK, J. **Structure and mechanical properties of DP-type and TRIP-type sheets obtained after the thermomechanical processing**. Journal of Materials Processing Technology, 162-163, p. 267-274, 2005.

HALLQUIST, J. O. **Is-Dyna 3D Theoretical Manual**. Livermore Software Technology Corporation, 1998.

HECKER, S. S., **A simple limit curve technique and results on aluminium alloys**. 7th Biennial IDDRG Congress, Amsterdam, Holanda, 1972.

HEYN, E. **Metal and Erz**, Heft 22, p.441-2 e 436-41, 1918.

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

HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. **Metal Forming - Mechanics and Metallurgy**. 2nd. Ed. N. J., Prentice Hall, 1993.

HUEBNER, K. H.; THORNTON, E. A. **The Finite Element Method for Engineers**. 2. Ed. John Wiley & Sons, 1982.

KANTOVISCKI, A. R.; **Estudios de la Aplicación Industrial de los Aceros de Alta Resistencia** – Relatório de Trabalho Supervisionado – Engenheiro Trainee - SEAT/Volkswagen, Espanha, Barcelona, 2001.

KARAFILLIS, A. P.; BOYCE, M. C. **Tooling design in sheet material forming using springback calculation**, International Journal of Mechanical Sciences 34, 2 pp. 131-31, 1992.

KATAYAMA, T.; YOSHIDA, T.; SATO A. **Effects of Material Properties on Shape-Fixability and Shape Control Techniques in Hat-shaped Forming**. Proceedings of the 22nd IDDRG Congress, p.97, 2002.

KEELER, S. P.; BACKOFEN, W. A. **Plastic Instability and Fracture in Sheets Stretched Over Rigid Punches**. ASM, V. 56, pp. 25-48, 1963.

KEELER, S. P. **The Auto/Steel Partnership Enhanced Forming Limit Diagram Project Team**. Southfield, 2003.

KEELER, S. P. **Understanding Sheet Metal Formability: Part 5 – Die Design and Lubrication**, New York, 1968.

KIKUMA, K.; NAKAJIMA, K. **Effect of Deformation and Mechanical Properties on Stretch Forming Limits of Steel Sheets**. ICSTIS, Sec. 5, pp. 827-831, 1968.

KOBYASHI, S.; OH, S.; ALTAN, T. **Metal Forming and the Finite Element Method**, Oxford University Press, 1989.

KUWABARA, T.; ASANO, Y.; IKEDA, S.; HAYASHI, H. **An evaluation method for springback characteristics of sheet metals based on a stretch bending test**. In

KERGEN, R.; KEBLER, L.; LANGERAK, N.; LENZE, F. J.; JANSSEN, E.;

STEINBECK, G., editors, Proceedings of IDDRG 2004. Forming the Future. Global Trends in Sheet Metal Forming, p. 55-64, Sindelfingen, Germany, 2004.

KUZMAN, K. **Environmental Friendly Lubricants in Deep Drawing of Steel Sheet Metal**. Enform Project. Slovenia, TECOS Celje, 2000.

LANGE, K. **Forming Handbook**: Ed. McGraw Hill and SME, New York, 1993.

LANGE, K., **Modern metal forming technology for industrial production**, Journal of Materials Processing Technology. V. 71, pp.2-13, 1997.

LEE S. W. **A study on the bi-directional springback of sheet metal stamping**. J Mater Process Technol; 167:33–40, 2005.

LEE, T. C.; WANG, L. **The effect of yield criteria on the forming limit curve prediction and the deep drawing process simulation**. Department of Industrial and Systems Engineering, Hong Kong Polytechnic University, Hung Hom, Hong Kong, 2005.

LEI, L. P.; HWANG, S. M.; KANG, B. S. **Finite element analysis and design in stainless steel sheet forming and its experimental comparison**, J. Mater. Process. Technol. 110, 70–77, 2001.

LI, X.; YANG, Y.; WANG, Y.; BAO, J.; LI, S. **Effect of the material-hardening mode on the springback simulation accuracy of V-free bending**. J Mater Process Technol, 123:209–11, 2002.

LING, YE; LEE, HP; CHEOK, BT. **Finite element analysis of springback in L-bending of sheet metal**. J Mater Process Technol; 168:296–302, 2005.

LORENTZ, A.; GILAPA, R. **Avaliação da Conformabilidade de Chapas de Aço Plano**. I Conferência Nacional de Conformação de Chapas, Porto Alegre, pp. 141-150, 1998.

MAKINOUCI, A. **Sheet metal forming simulation in industry**. Source: Journal of Materials Processing Technology, V. 60, N. 1, pp. 19-26, Elsevier Science, 1996.

MANALIS, A. G.; MANOLAKOS, D. E.; BALDOUKA, A. K. **Simulation of sheet metal forming using explicit finite element techniques: effect of material and forming characteristics part 2**. Deep-drawing of square cups. Journal of Material Processing Technology. V. 72, pp. 110-116, 1997.

MARCINIAK, Z.; KUCZYNSKI, K. **Limits Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal**. Int. J. Mech. Science, vol. 9, pp. 609-620, 1967.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L. **The Mechanics of Sheet Metal Forming**. Ed. Arnold, 1992.

MASING, G. **IBID**. p. 135, 1926.

MASING, G.; MAUKSCH, W. **IBID**, p.142, 1926.

MATH, M.; GRIZELJ, B. **Finite element approach in the plate bending process**. J Mater Process Technol; 125–126:778–84, 2001.

MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. **Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8 Mn Steel**. Transactions of the ISIJ, 27:7, p. 570-579, July 1987.

MCCLINTOCK, F. A.; ARGON, A. S. **Mechanical behavior of materials**. Addison-Wesley, p. 185, 1966.

MOREIRA, L. P.; SAMPAIO, A. P.; FERRON, G.; LACERDA, A. C. **Análise numérica e experimentação da influência da espessura inicial nas deformações limites em chapas**. VI Conferência Nacional de Conformação de Chapas, pp. 39-49, 2003.

MORESTIN, F.; BOIVIN, M., **On the necessity of taking into account the variation in the Young modulus with plastic strain in elastic-plastic software**, Nucl. Eng. and Des., v. 162, p. 107-116, 1996.

MORRISON, W. **The Effect of Grain Size on the Stress-Strain-Relationship in Low-Carbon Steel.** Transactions of the ASM, v. 59, p. 824-845, 1996.

MOSHFEGH, R.; LI, X.; NILSON, L. **Adaptive finite element simulation of sheet metal forming process using gradient based indicators.** International LS-DYNA users conference simulation, Dearborn, Michigan, 2000.

MOTT, N. F. **Phil Mag.** 43, p. 1151, 1952.

MULLAN, H. B. **Improved prediction of springback on final formed components.** J Mater Process Technol.,153–154:464–71, 2004.

NAKAZIMA, K.; KIKUMA, T.; HASUKA, K. **Study on Formability of Steel Sheets.** Yawata Tech. Rep., pp141, 1968.

OLIVEIRA, M. C.; ALVES, J. L.; CHAPARRO, B. M.; MENEZES, L. F. **Study on the influence of work-hardening modeling in springback prediction.** Int J Plast; 23:516–43, 2007.

OROWAN, E. **Cause and effect of internal stresses - internal stresses and fatigue in metal.** Detroit, 1958.

PAIREL, E.; LEDOUX, Y.; TABOUROT, L.; INCANDELA, O. **A method to determine relations between process conditions and draw part geometry.** Proceedings of The XVI International Scientific and Technological Conference, pp.127-138, Poznan, Poland, June 14-16, 2004.

PANTHI, S. K.; RAMAKRISHNAN, N.; PATHAK, K. K.; CHOUHAN, J. S. **An analysis of springback in sheet metal bending using finite element method (FEM),** Journal of Materials Processing Technology 186, p. 120-124, 2007.

PAPELEUX, L.; PONTHOT, J. P. **Finite element simulation of springback in sheet metal forming.** J Mater Process Technol; 125–126:785–91, 2002.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels.** Allied Science Publishers, London, 275 p., 1978.

RASHID, M. S. **GM 980X – Potential Applications and Review.** International Automotive Engineering Congress and Exposition. S.A.E. Technical Publication n° 770211. Detroit, 12 p., February-March, 1977.

RICHTER, A. **Comparação dos Resultados de Diferentes Testes para a Determinação da Curva Limite de Conformação,** VI Conferência Nacional de deformação de chapas, Ed Lúcio Schaeffer, Porto Alegre, pp. 24-29, 2003.

ROWE, G. W.; STRUGESS, C. E. N.; HARTLEY, P.; PILLINGER, I. **Finite Element Plasticity and Metal Forming Analysis.** Cambridge University Press, 1ª Edição, 1991.

SAMPAIO, A. P.; MARTINS, C. A.; SOUZA, P. C. **Caracterização da Conformabilidade de Aço Livre de Intersticiais.** III Conferência Nacional de Conformação de Chapas, IV Conferência Internacional de Forjamento / Brasil, Porto Alegre, 2003.

- SANTOS A. D., TEIXEIRA P. A. **Study on experimental benchmarks and simulation results in sheet metal forming.** J Mater Process Technol;199:327–336, 2008.
- SCHAEFFER, L. **Conformação Mecânica.** Porto Alegre: Editora da UFRS, 1999.
- SCHMID E. e BOAS W. **Plasticity of crystals,** Londres, 1950.
- SCHRÖDER, T. **Ausgekochter Stahl für das Auto von morgen.** Max Planck Forschung, 3, p. 36-41, 2004.
- SEEGER, A. **Dislocation and mechanical properties of crystals.** John-Wiley and Sons, p. 243, 1957.
- SHAN, T. K.; LI, S. H.; ZHANG, W. G.; XU, Z. G. **Prediction of martensitic and deformation behavior in the TRIP steel sheet forming.** Materials and Design, 29, p. 1810-1816, 2008.
- SHI, M. **Springback and Springback Variation Design Guidelines and Literature Review.** National Steel Corporation Internal Report, 2005.
- SILVA, H. C. **Análise da simulação numérica do ensaio Nakazima via método de elementos finitos.** Dissertação de Mestrado, Setor de Tecnologia, UFPR, Curitiba, 2005.
- SILVA, H. C.; MARCONDES, P. V. P. **MEF pode ser aplicado à análise de punções e matrizes.** Revista Corte e Conformação, Aranda Editora, São Paulo, 2005.
- SINGH, U. P.; MAITI, S. K.; DATE, P. P.; NARASIMHAN, K. **Numerical simulation of the influence of air bending tool geometry on product quality.** J Mater Process Technol; 145:269–75, 2004.
- SONG, J. H.; HUH, H.; KIM, S. H. **Stress based springback reduction of a channel shaped auto-body part with high-strength steel using response surface methodology.** J Eng Mater Technol; 129:397–406, 2007.
- SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos.** Edgard Blucher, 1974.
- SROUR, E. H. **Determinação do Grau de Conformabilidade de Chapa de Aço para Suporte de Coluna de Direção e Identificação de Similar Nacional.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2002.
- SUDO, M.; HASHIMOTO, S.; KAMBE, S. **Niobium Bearing Ferrite-Bainite High Strength Hot-Rolled Sheet Steel with Improved Formability.** Transactions of the ISIJ, 23:4, p. 303-311, Abril, 1983.
- SUN, P.; GRACIO, J. J.; FERREIRA, J. A. **Control system of a mini hydraulic press for evaluating springback in sheet metal forming.** J Mater Process Technol; 176:55–61, 2006.
- TAKAHASHI, S.; KUWABARA, T.; AKIYAMA, K.; ITO, K. **Springback analysis of sheet metal subjected to bending-unbending under tension,** Advanced Technology of Plasticity, pp. 743-750, 1996.

TAYLOR, B. **Formability testing of sheet metals**. In: American Society For Metals. Metals Handbook Forming and Forging. Ed. Metals Park, v.14, pp. 877-899, Ohio, 1988.

TEKINER, Z. **An experimental study on the examination of springback of sheet metals with several thicknesses and properties in bending dies**. J Mater Process Technol; 145:109–17, 2004.

THIPPRAKMAS, S.; ROJANANAN, S. **Investigation of spring-go phenomenon using finite element method**. Mater Des; 29:1526–32, 2008.

TRISTANO, J. R.; CHEN Z.; HANCQ, A.; KWOK, W. **Fully automatic adaptive mesh refinement integrated into the solution process**. International Meshing Roundtable. Proceedings, Sandia National Laboratories, pp.307-314, 2003.

ULSAB-AVC. **Advance vehicle concepts**, Technical Transfer Dispatch # 6, Brussels, May, 2001.

USIMINAS. **Conformação na prensa**. Usiminas, n. 6, 1999.

VAN BUEREN, H. G. **Imperfections in Crystal**. Amsterdam, p.240, 1960.

VEERMAN, C. C. **The Determination and Application of the FLC - Onset of Localized Necking**. 7th Biennial IDDRG Congress, Amsterdam, Holanda, 1972.

WAGONER, R. H.; CHENOT, J. L. **Metal Forming Analysis**, John Willy & Sons Inc., 1997.

WANG, W.; LOU, M. **CAE approach for springback prediction and compensation in sheet metal forming**. Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications, Lisse, p. 741-744, 2001.

WANG, Z.; MARGOLIN, H. **The interaction of surface and interior to produce Bauschinger Behavior in 70-30 α -brass single crystal oriented for easy glide**. Res Mechanica 21, p.249-286, 1987.

WANG, N. M. **Predicting the effect of die gap on flange springback**, Proceeding of 13th Biennial IDDRG Congress, Melbourne, Australia, pp. 133-147, 1984.

WAN, JIE; KOCAK, S.; SHEPHARD, M. S. **Automated adaptive forming simulations proceedings**. International Meshing Roundtable, Proceedings, p.323-334, 2003.

WEINMANN, K. J.; ROSENBERGER, A. H.; SANCHEZ, L. R. **The Bauschinger Effect of Sheet Metal Under Cyclic Reverse Pure Bending**. Michigan Technological University, 1988.

WOOLLEY, R. L. **Phil Mag**. 44, p. 579, 1953.

WORLDAUTOSTEEL, **Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines**, Versão 4.1, 2009. Disponível em: www.worldautosteel.org.

WU, P. D.; GEERS, M. G. **Effect of EDT on Formability of Aluminum Automotive Sheet**. Novelis Global Technology Centre (NGTC), Canadá, 2006

XU, W. L.; MA, C. H.; LI, C. H.; FENG, W. J. **Sensitive factors in springback simulation for sheet metal forming.** J Mater Process Technol., 151:217–22, 2004.

YAN, Jun. **Study of Bauschinger Effect in various spring steels.** Dissertação de Mestrado, Universidade de Toronto, 1998.

YANAGIMOTO, J.; OYAMADA, K. **Mechanism of springback-free bending of high strength steel sheets under warm forming conditions.** Ann CIRP, 56:265–268, 2007.

YOSHIDA, F.; UEMORI, T. **A model of large-strain cyclic plasticity and its application to springback simulation.** Int J Mech Sci; 45:168–702, 2003.

YOSHIDA, F. **Handbook of Ease or Difficulty in Press Forming.** Translated by J. Bukacek and edited by S-D Liu, 1987.

ZACKAY, F.; PARKER, E. R.; FAHR, D.; BUSCH, R. **The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels.** Transactions of the ASM, 60, p. 252-259, 1967.

ZHANG, L. C.; LIN, Z. **Analytical solution to springback of sheet metals stamped by a rigid punch and an elastic die.** J. of Mat. Proc. Tech., v. 63(1-3), p. 49–54, 1997.