



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM  
ENGENHARIA MECÂNICA**

**EFEITO DA PRÉ-DEFORMAÇÃO E DIREÇÃO DE  
SOLICITAÇÃO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO  
AÇO INOXIDÁVEL AISI 430E COM USO DO ENSAIO DE  
CISALHAMENTO PARA ALTERAR A TRAJETÓRIA DE  
DEFORMAÇÃO**

**Wellington Lopes**

**Belo Horizonte, Fevereiro de 2006**

**Wellington Lopes**

**INFLUÊNCIA DA MUDANÇA NA TRAJETÓRIA DE  
DEFORMAÇÃO MEDIANTE SEQUÊNCIA ORTOGONAL  
NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO  
INOXIDÁVEL AISI 430E**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais.

**Área de concentração:** Processos de Fabricação

**Orientador:** Prof. Haroldo Béria Campos,  
Dr, UFMG.

**Co-orientadora:** Prof<sup>ª</sup> Maria Teresa Paulino  
Aguilar,  
Dra, UFMG.

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

Fevereiro de 2006

**A alguém muito especial, embora não saiba o seu nome,  
concedeu-me o privilégio de uma vida nova...**

**Aos meus pais, Helena e João, pela incansável dedicação...**

**Aos meus irmãos, Hudson, Fábio e Alexandre, pela amizade incondicional...**

**Aos meus familiares, pela presença constante...**

“A ciência sem a religião é manca. A religião sem a ciência é cega”.

(Albert Einstein, cientista. 1879-1955)

“O aumento da sabedoria pode ser medido com exatidão pela diminuição do mau humor”.

(Friedrich Nietzsche, filósofo. 1844-1900)

“Há homens que lutam um dia e são bons; há outros que lutam um ano e são melhores; há aqueles que lutam anos e são muito bons; porém, há os que lutam toda a vida, esses são imprescindíveis”.

(Bertold Brecht, escritor e dramaturgo. 1898-1956)

## **AGRADECIMENTOS**

A DEUS, pela concretização deste trabalho, fruto de muito esforço e dedicação.

Ao meu orientador, prof. Haroldo Béria Campos, pelo acompanhamento e discussões relevantes.

A minha co-orientadora, prof<sup>a</sup>. Maria Teresa Paulino Aguiar, pela paciência e reflexões valiosas.

Ao Departamento de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da UFMG, em especial ao ex-aluno Roberto, Elaine e prof. Paulo Roberto Cetlin, pelo apoio recebido e ensinamentos que muito me auxiliaram.

Ao Vinícius, do Laboratório de Ensaios Especiais do Departamento de Engenharia de Materiais e Construção da UFMG, pela ajuda na realização dos ensaios mecânicos.

À Fundação Educacional Montes Claros (FEMC), na pessoa do amigo prof. Pedro de Almeida Souza.

Ao engenheiro Esteveesson do Laboratório de Conformação Mecânica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG.

Ao ex-estagiário Juliano, do Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG.

À CELG Moldes Indústria, Comércio e Serviços LTDA, da cidade de Montes Claros/MG.

A todos aqueles que me apoiaram: minha família, meus irmãos, amigos e aos colegas do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFMG.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>07</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>14</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....</b>	<b>15</b>
<b>RESUMO.....</b>	<b>18</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>19</b>
<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>20</b>
1.1 Exposição do problema.....	20
1.2 Objetivos.....	21
1.2.1 Gerais.....	21
1.2.2 Específicos.....	21
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>22</b>
2.1 Trajetória de deformação.....	22
2.1.1 Conceito.....	22
2.1.2 Caracterização da mudança na trajetória de deformação.....	35
2.1.3 Sequência ortogonal de deformação.....	38
2.1.4 Deformação localizada microscópica; microbandas.....	44
2.2 Textura cristalográfica.....	49
2.3 Ensaio mecânicos.....	53
2.3.1 Ensaio de tração uniaxial.....	53
2.3.2 Ensaio de cisalhamento planar simples.....	60
<b>3. MATERIAL E METODOLOGIA.....</b>	<b>64</b>
3.1 Material.....	64
3.2 Procedimento experimental.....	65
3.3 Corpos de prova.....	66
3.3.1 Corpo de prova para tração uniaxial.....	66
3.3.2 Corpo de prova para cisalhamento.....	68
3.4 Ensaio de tração uniaxial.....	70
3.4.1 Equipamento.....	71
3.4.2 Tração monotônica até a fratura.....	72
3.4.3 Pré-deformação de 6 e 12%.....	74

3.5 Ensaio de cisalhamento planar simples.....	76
3.5.1 Equipamentos.....	78
3.5.2 Cisalhamento monotônico.....	83
3.5.3 Cisalhamento após pré-deformação em tração de 6% e 12%.....	83
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>86</b>
4.1 Comportamento do aço inox 430E deformado em tração uniaxial.....	86
4.1.1 Propriedades mecânicas avaliadas.....	86
4.1.2 Avaliação da anisotropia do material.....	91
4.2 Comportamento do aço inox 430E deformado por cisalhamento planar simples.....	93
4.2.1 Anisotropia.....	94
4.2.2 Escolha do fator para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva.....	95
4.2.3 Seqüência ortogonal de deformação.....	96
4.2.3.1 Influência da direção.....	99
4.2.3.2 Influência da pré-deformação em tração.....	103
4.3 Considerações finais.....	108
<b>5. CONCLUSÕES.....</b>	<b>111</b>
<b>6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>113</b>
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>114</b>
<b>8. BIBLIOGRAFIA.....</b>	<b>119</b>
<b>ANEXO.....</b>	<b>121</b>

## LISTA DE FIGURAS

- FIGURA 2.1 - Esquema representativo dos dois tipos de comportamento mecânico mediante alteração na trajetória de deformação.....23
- FIGURA 2.2 - Comportamento plástico de uma amostra de latão 70-30 com granulação fina. Testado numa direção a 90° com a direção de laminação após uma pré-deformação em tração equibiaxial.....24
- FIGURA 2.3 -  $\sigma$  e  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  como uma função da deformação efetiva total para uma amostra de aço pré-deformada em tração na direção de laminação. Testada após uma mudança de 90° na trajetória de deformação.....25
- FIGURA 2.4 - Formas transientes do encruamento desenvolvidas no alumínio A2 e aço inox austenítico 304 após uma mudança de 90° na direção de deformação seguida por uma pré-deformação em tração na direção de laminação de 0,095 e 0,32 respectivamente.....26
- FIGURA 2.5 - Efeito da pré-deformação sobre o limite do alongamento uniforme mediante mudança na trajetória de deformação.....29
- FIGURA 2.6 - Efeito da reversão completa da direção de deslizamento na curva tensão em função da deformação cisalhante.....30
- FIGURA 2.7.1 - Comportamento mecânico medido por cisalhamento simples no alumínio AA1050-O, como recebido ou pré-deformado em tração.....32
- FIGURA 2.7.2 - Comportamento mecânico medido por cisalhamento simples no alumínio 6022-T4, como recebido ou pré-deformado em tração.....33

FIGURA 2.8.1 – Subestruturas observadas na liga AA1050-O antes e após o recarregamento: (a) estrutura de células típicas após 14% de pré-deformação em tração e (b) dissolução da estrutura de células após recarregamento por cisalhamento.....33

FIGURA 2.8.2 - Subestruturas observadas na liga 6022-T4 antes e após o recarregamento: (a) distribuição homogênea das deslocções após uma pré-deformação de 15% em tração e (b) a subestrutura é aparentemente estável após recarregamento por cisalhamento.....34

FIGURA 2.9 - Testes de cisalhamento direto e reverso realizados na liga AA 1050-O. Pré-deformação realizada a  $-120^{\circ}\text{C}$  e recarregado em temperatura ambiente.....35

FIGURA 2.10 - Curvas tensão em função do trabalho plástico obtidas em tração uniaxial a 0,07 e 0,14 seguidas por cisalhamento a  $90^{\circ}$ .....39

FIGURA 2.11 - Micrografias MET de estruturas de deslocção típicas desenvolvidas após deformação plástica em carregamento monotônico: (a) tração uniaxial com  $\epsilon = 0,12$ ; (b) cisalhamento simples com  $\epsilon = 0,30$ .....40

FIGURA 2.12 - Micrografias MET da seqüência de carregamento tração seguida por cisalhamento a  $90^{\circ}$  da direção de tração.....40

FIGURA 2.13 - Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para amostras com e sem pré-deformação por laminação.....41

FIGURA 2.14 - Observações via MET de estrutura de deslocções desenvolvidas durante cisalhamento simples ( $\gamma = 1.1$ ) de amostras pré-deformadas por laminação: (a)  $\alpha = 0.50$ , (b)  $\alpha = 0$ , (c)  $\alpha = - 0.50$ .....42

FIGURA 2.15 - Representação esquemática das curvas de tensão verdadeira em função da deformação verdadeira sob tração sem pré-deformação e após pré-deformação.....43



- FIGURA 2.16 – Processo de nucleação de uma banda de cisalhamento a partir de pequenas microbandas.....48
- FIGURA 2.17 - Microestrutura de amostra de aço IF ensaiada a 800°C com deformação de 1.0 mostrando a evolução das microbandas na microestrutura ferrítica.....48
- FIGURA 2.18 - Microbandas (assinaladas por setas) desenvolvidas durante a recarga do aço deformado em trajetórias complexas de laminação-cisalhamento.....49
- FIGURA 2.19 - Curvas duplicadas de tensão em função da deformação plástica em tração uniaxial e cisalhamento simples para AA1050-O. Tração na direção de laminação (0°), na direção transversal (90°) e a 45°DL. Cisalhamento simples a 45° e 90° em relação à direção de laminação.....50
- FIGURA 2.20 - Observações via MET de paredes de deslocações retas desenvolvidas após cisalhamento simples da liga AA1050-O para uma deformação cisalhante de aproximadamente 0.30 para (a) 45° e (b) 90°DL.....51
- FIGURA 2.21 - Imagem composta da estrutura de deslocação em três planos de observação, RD-TD (RD = Rolling Direction - Direção de Laminação e TD = Transverse Direction – Direção Transversal), TA-ND e WA-ND (TA e WA são eixos de tração e largura, respectivamente e ND = Normal Direction) após tração uniaxial da liga AA1050-O com uma deformação de aproximadamente 0.12. (a) Tração a 0°DL (b) Tração a 45°DL.....52
- FIGURA 2.22 - Representação da análise da deformação residual uniforme: (a) curva tensão-deformação e (b) curva deformação uniforme-pré-deformação.....56
- FIGURA 2.23 - Esquema do corpo de prova cisalhado.....63
- FIGURA 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental.....65

FIGURA 3.2 – Fresadora CNC Roccomatic.....	66
FIGURA 3.3 - Corpo de prova para ensaio de tração. (a) Corpos de prova retirados a 0°, 45° e 90°DL, (b) Esquema corpo de prova para ensaio de tração, medidas em mm.....	67
FIGURA 3.4 – Traçagem do corpo de prova para ensaio de tração.....	68
FIGURA 3.5 - Corpo de prova para ensaio de cisalhamento. (a) Corpos de prova retirados a 0°, 45° e 90°DL, (b) Esquema corpo de prova para ensaio de cisalhamento, medidas em mm.....	69
FIGURA 3.6 – Máquina de ensaios INSTRON 5582.....	71
FIGURA 3.7 - Ensaio de tração (A) Material em teste (B) Detalhe da fratura da chapa.....	72
FIGURA 3.8 - Medição do alongamento total, $e_{total}$ .....	73
FIGURA 3.9 - Esquema corpo de prova de tração demarcado para medição do fator de anisotropia, R, medidas em mm.....	75
FIGURA 3.10 - Corpos de prova pré-deformados em tração a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação (A) Pré-deformado em 12% (B) Pré-deformado em 6%.....	76
FIGURA 3.11 - Esquema de montagem da garra de cisalhamento.....	79
FIGURA 3.12 - Esquema de garra de cisalhamento montada.....	79
FIGURA 3.13 - Presilha da garra de cisalhamento.....	80
FIGURA 3.14 - Garra de cisalhamento montada na máquina de ensaios INSTRON 5582.....	80
FIGURA 3.15 - Torquímetro Gedore Torkofix-K.....	81

FIGURA 3.16 - Guilhotina Newton.....	81
FIGURA 3.17 – Projetor de Perfil PJ 311.....	82
FIGURA 3.18 - (A) Corpo de prova cisalhado (B) Medição da deformação cisalhante com uso do projetor de perfil.....	82
FIGURA 4.1 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 0°DL.....	88
FIGURA 4.2 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 45°DL.....	88
FIGURA 4.3 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 90°DL.....	89
FIGURA 4.4 - Curva $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$ em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 0°DL.....	90
FIGURA 4.5 - Curva $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$ em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 45°DL.....	90
FIGURA 4.6 - Curva $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$ em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 90°DL.....	91
FIGURA 4.7 - Gráfico da variação do fator de anisotropia com a direção da chapa.....	92

FIGURA 4.8 - Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira a 0°, 45° e 90°DL obtida por meio do ensaio de tração.....	94
FIGURA 4.9 – Curva tensão cisalhante em função da deformação cisalhante a 0°, 45° e 90°DL.....	95
FIGURA 4.10 - Comparação entre as curvas de cisalhamento e os dados de tração. A lei de fluxo de cisalhamento é estendida por um fator indicado.....	96
FIGURA 4.11 – Análise da ductilidade do aço 430E mediante cálculo da deformação residual uniforme.....	98
FIGURA 4.12 – Avaliação do expoente de encruamento do aço 430E submetido à seqüência ortogonal.....	98
FIGURA 4.13 – Curva tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para amostras pré-deformadas em tração de 6%.....	99
FIGURA 4.14 - Curva $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$ em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 6% .....	100
FIGURA 4.15 - Curva tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para amostras pré-deformadas em tração de 12%.....	101
FIGURA 4.16 - Curva $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$ em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 12%.....	102
FIGURA 4.17 - Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 0°DL e cisalhadas na mesma direção. Neste caso, $\beta = 0$ , logo, $\alpha = 0$ .....	104

FIGURA 4.18 - Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para carregamento monotônico em tração a 0°DL e das amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 0°DL e cisalhadas na mesma direção.....104

FIGURA 4.19 – Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 45°DL e cisalhadas na mesma direção.....105

FIGURA 4.20 - Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para carregamento monotônico em tração a 45°DL e das amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 45°DL e cisalhadas na mesma direção.....106

FIGURA 4.21 - Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 90°DL e cisalhadas na mesma direção.....107

FIGURA 4.22 - Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para carregamento monotônico em tração a 90°DL e das amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 90°DL e cisalhadas na mesma direção.....107

## LISTA DE TABELAS

TABELA II.1 – Relação da tensão de tensão com a mudança na trajetória de deformação.....	27
TABELA II.2 – Variações na mudança da trajetória a partir de diferentes seqüências de deformação estimadas através do parâmetro $\alpha$ para metais isotrópicos.....	36
TABELA III.1 – Propriedades mecânicas típicas aço P430E.....	64
TABELA III.2 – Dimensões dos corpos de prova pré-deformados em tração para posterior cisalhamento monotônico.....	84
TABELA IV.1 – Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio de tração.....	86
TABELA IV.2 – Valores médios das propriedades mecânicas calculadas.....	87
TABELA IV.3 – Valores calculados para os fatores de anisotropia, anisotropia planar e anisotropia normal média.....	92
TABELA IV.4 – Variação da resistência ao escoamento após alteração na trajetória de deformação.....	97
TABELA IV.5 – Variação das propriedades mecânicas após mudança na trajetória de deformação.....	98
TABELA A.I.1 – Definição do parâmetro $\alpha$ em função do ângulo para seqüência cisalhamento seguida por cisalhamento.....	124
TABELA A.I.2 – Definição do parâmetro $\alpha$ em função do ângulo para seqüência tração uniaxial seguida por cisalhamento.....	124

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- DL = Direção de laminação;
- MET = Microscopia eletrônica de transmissão;
- EDE = Energia de falha de empilhamento;
- DDWs = *Dense dislocations walls* – paredes de alta densidade de deslocações;
- IF = *Interstitial Free Steel* - Aço Livre de Intersticiais;
- E = módulo de Young, [GPa];
- LE = limite de escoamento, [MPa];
- LR = limite de resistência à tração, [MPa];
- $e_u$  = alongamento uniforme;
- $e_{nu}$  = alongamento não-uniforme, [%];
- $e_{total}$  = alongamento total, [%];
- $\alpha$  = parâmetro que avalia o grau de severidade da mudança de trajetória de deformação;
- $\alpha'$  = constante que define ponto de intercessão das curvas de tensão-deformação após mudança na trajetória de deformação;
- n = expoente de encruamento;
- R = fator de anisotropia ou variação da deformação plástica;
- $R_{0^\circ}$  = fator de anisotropia ou variação da deformação plástica a  $0^\circ$ DL;
- $R_{45^\circ}$  = fator de anisotropia ou variação da deformação plástica a  $45^\circ$ DL;
- $R_{90^\circ}$  = fator de anisotropia ou variação da deformação plástica a  $90^\circ$ DL;
- $\Delta R$  = anisotropia planar;
- Rm = anisotropia normal média;
- K = coeficiente de resistência, [MPa];
- P = carga, [N];
- F = fator de correlação;
- $\Delta L$  = deslocamento do corpo de prova de cisalhamento no sentido do comprimento, [mm];
- $\Delta l = l_f - l_0$ , alongamento;
- $\beta$  = ângulo entre a direção do cisalhamento subsequente ao ensaio de tração e o eixo de tração, [°];
- $\Theta$  = ângulo entre duas deformações sucessivas, [°];

$\Theta'$  = ângulo entre o sistema de eixos definido pelas direções principais da deformação na recarga, [°];

$C'$  = sistema de eixos definido em  $(x', y', z')$ ;

$C$  = sistema de eixos definido em  $(x, y, z)$ ;

$\varepsilon_p$  = tensor da deformação plástica durante a pré-deformação;

$\varepsilon'$  = tensor deformação plástica durante a recarga;

$\tau$  = tensão cisalhante, [MPa];

$\sigma_c$  = tensão convencional ou de engenharia, [MPa];

$\sigma_v$  = tensão verdadeira, [MPa];

$\sigma_f$  = tensão de fluxo, [MPa];

$\gamma$  = deformação cisalhante;

$\gamma_{maq}$  = deformação cisalhante avaliada com os dados da máquina de ensaio;

$\gamma_{medida}$  = deformação cisalhante medida no corpo de prova após ensaio de cisalhamento;

$e$  = deformação convencional ou de engenharia;

$\varepsilon$  = deformação verdadeira;

$\varepsilon_{eff}$  = deformação efetiva;

$\varepsilon_w$  = deformação verdadeira na largura;

$\varepsilon_l$  = deformação verdadeira no comprimento;

$\varepsilon_t$  = deformação verdadeira na espessura;

$\varepsilon_u$  = deformação verdadeira no alongamento uniforme;

$\varepsilon_{ur}$  = deformação residual uniforme;

$\varepsilon_{et}$  = deformação externa aplicada;

$l$  = comprimento útil do corpo de prova, [mm];

$l_0$  = comprimento inicial do corpo de prova, [mm];

$l_f$  = comprimento final do corpo de prova, [mm].

$t$  = espessura do corpo de prova, [mm];

$t_0$  = espessura inicial do corpo de prova, [mm];

$w$  = largura do corpo de prova, [mm];

$w_0$  = largura inicial do corpo de prova, [mm];

$w_{efetiva}$  = largura efetiva para cisalhamento, [mm];

$A_{cis}$  = área cisalhada, [mm<sup>2</sup>];



$A_0$  = área inicial da seção reta do corpo de prova de tração, [mm<sup>2</sup>];

$A_f$  = área final da seção reta do corpo de prova de tração no ponto da fratura, [mm<sup>2</sup>];

$A_i$  = área instantânea do corpo de prova, [mm<sup>2</sup>];

$\dot{\varepsilon}$  = taxa de deformação, [s<sup>-1</sup>];

$v$  = velocidade do cabeçote da máquina de ensaios, [mm/min].

## RESUMO

Os materiais estarão submetidos a uma gama diversificada de esforços durante a etapa de conformação mecânica para se atingir a forma e dimensões finais do produto. Quando a trajetória de deformação é alterada, o material terá modificações no seu comportamento mecânico, destacando aspectos de amaciamento ou encruamento, os quais são influenciados por variações na temperatura, taxa de deformação, pré-deformação, tipos de esforços aplicados, composição do material e muitos outros que nem mesmo são conhecidos. Este trabalho emprega uma mudança severa na trajetória de deformação mediante seqüência ortogonal, obtida por meio de ensaio de tração em três direções diferentes: 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação, seguido por cisalhamento na mesma direção para uma amostra de aço inoxidável 430E. Duas variáveis foram investigadas: pré-deformação por tração, (6% e 12%), e a direção de solicitação. O comportamento mecânico do material após a pré-deformação foi comparado com o carregamento monotônico por tração nas três direções. Desta maneira, a influência de cada variável pôde ser analisada, assim como o impacto na conformabilidade do material.

**Palavras chaves:** Trajetória de Deformação, Ensaio de Cisalhamento, aço AISI 430E, Seqüência Ortogonal.

## ABSTRACT

Materials will be submitted to various loadings during forming in order to attain the final product form and dimensions. When the strain path is changed, the material will display modifications in its mechanical behavior regarding softening or hardening, which are influenced by temperature changes, strain rate, prestrain, type of solicitations, material composition and many others that aren't even known. The present work covers one severe change in strain path, orthogonal sequence, obtained by tensile test in three different directions: 0°, 45° and 90° RD (Rolling Direction) followed by shear in the same direction, in 430E stainless steel specimens. Two variables were investigated: tensile prestrain (6% and 12%) and the loading direction. The mechanical behavior of the material after the change in strain path was compared with monotonic tensile straining in the three directions. In this manner, the influence due to each variable can be analyzed, as well as the impact in the material formability.

**Keywords:** Strain Path, Shear Testing, AISI 430E steel, Orthogonal Sequence.

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1 Exposição do problema

Todo material estará submetido a uma combinação diversificada de esforços durante o processo produtivo. Em decorrência disso, seu comportamento mecânico será constantemente alterado, podendo ser previsível, mas, muitas vezes, sem que se saibam quais os reais motivos para tal comportamento. Conhecer e saber como as variáveis do processo interferem no comportamento mecânico de um dado material requer muita pesquisa e conhecimento, que juntos poderão ajudar a otimizar o processo produtivo através da escolha mais criteriosa do melhor material para determinada aplicação, reduzindo os trabalhos de reprocesso e evitando, com isso, desperdícios. Assim, estudar o comportamento mecânico dos materiais quando sua trajetória de deformação é alterada consiste no desafio inicial para se atingir tais objetivos.

Com a mudança na trajetória de deformação, dois tipos básicos de comportamento do material são identificados: tipo 1 e tipo 2 (efeitos transientes na curva tensão em função da deformação) conforme destacado por CHUNG e WAGONER (1986). Mas, embora seja muito utilizada, tal concepção não é aplicável em muitos materiais. Porém, a simples observância ou não desse comportamento não soluciona o problema: é necessário identificar as variáveis presentes e como elas atuam. Assim, é importante considerar aspectos tais como: estruturais, tamanho do grão e textura cristalográfica, como ressaltado por ZANDRAHIMI et al. (1989).

No caso específico da seqüência ortogonal, caracterizada por ser uma mudança severa na trajetória de deformação, conforme definição dada por SCHMITT, AERNOUDT e BAUDELET (1985) com uso do parâmetro  $\alpha$ , que caracteriza a severidade na mudança na trajetória de deformação, será investigada a possibilidade de formação das microbandas de cisalhamento no aço inoxidável 430E, comuns nesse tipo de solicitação, conforme registrado por RAUCH (1992) em estudos com aço baixo carbono, bem como períodos de amaciamento transiente.

A inovação presente neste trabalho, no âmbito nacional, consiste na utilização da técnica de ensaio de cisalhamento planar simples para chapas metálicas para alterar a

trajetória de deformação, ao contrário do procedimento mais comumente usado por meio de testes unidirecionais. Essa técnica, apesar de ser considerada simples e ter muitas vantagens com relação ao ensaio de tração uniaxial, conforme descrito por RAUCH (1988), foi um desafio enfrentado pelo fato de ter sido pela primeira vez utilizada com tal propósito. Pode-se citar ainda que embora essa técnica seja do conhecimento de muitos pesquisadores fora do Brasil, o material utilizado preponderantemente consiste no alumínio e suas ligas e aços baixo carbono. No entanto, apesar de HIGGINSON e SELLARS (2002) terem utilizado o aço inoxidável austenítico tipo 316L para estudo da trajetória de deformação, eles não empregaram a técnica do ensaio de cisalhamento simples para tal propósito.

## **1.2 Objetivos**

### **1.2.1 Gerais**

O objetivo deste trabalho consiste na análise do comportamento mecânico do aço inox 430E após alteração na trajetória de deformação mediante seqüência ortogonal obtida por meio de ensaio de tração seguido por cisalhamento na mesma direção.

### **1.2.2 Específicos**

- Caracterizar mecanicamente o aço 430E mediante ensaios de tração e cisalhamento planar abordando aspectos de resistência mecânica, ductilidade, anisotropia e aptidão para processos de conformação;
- Promover mudança na trajetória de deformação mediante seqüência ortogonal com emprego da técnica de cisalhamento planar simples;
- Escolha do fator de conversão da curva de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante em curvas de tensão e deformação efetivas;
- Avaliar a influência exercida pelo valor da pré-deformação em tração e direção de sollicitação no comportamento mecânico exibido pelo material após alteração na trajetória de deformação com relação ao encruamento e/ou amaciamento, resistência mecânica, ductilidade e anisotropia.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção serão abordados fundamentalmente aspectos relacionados à mudança na trajetória de deformação, sua caracterização mediante o parâmetro  $\alpha$ , descrição da seqüência ortogonal e formação das microbandas de cisalhamento, associadas a esse tipo de seqüência. A textura cristalográfica também será discutida; mesmo que não seja alvo de análise neste trabalho, constantemente será mencionada. Por fim, são apresentados os ensaios mecânicos aqui utilizados: ensaio de tração uniaxial para chapas e ensaio de cisalhamento planar simples.

### 2.1 Trajetória de deformação

#### 2.1.1 Conceito

Durante um processo de deformação plástica de metais, este pode ser submetido a seqüências bem diversificadas de carregamentos, podendo ser tracionado, comprimido, torcido, flexionado, dentre outros esforços, alterando assim o que se denominou de trajetória de deformação. Em decorrência dessa variação nos modos de carregamento, o material irá experimentar alterações nas características do encruamento, por exemplo. Considerando que essa propriedade é de fundamental importância para se avaliar diversos aspectos da conformação de um dado material, a inspeção do seu comportamento quando a trajetória de deformação é alterada torna-se um fator importante para a melhor seleção de um material para uma determinada aplicação.

Usualmente, a mudança na trajetória de deformação durante a deformação plástica ocasiona dois tipos básicos de efeitos transientes na curva tensão-deformação:

- a) Tipo 1: corresponde a uma tensão de fluxo inicial menor, acompanhada por um aumento do encruamento;
- b) Tipo 2: apresenta uma tensão de fluxo inicial maior e posteriormente um menor encruamento, segundo CHUNG e WAGONER (1986), conforme apresentado na FIG. 2.1:

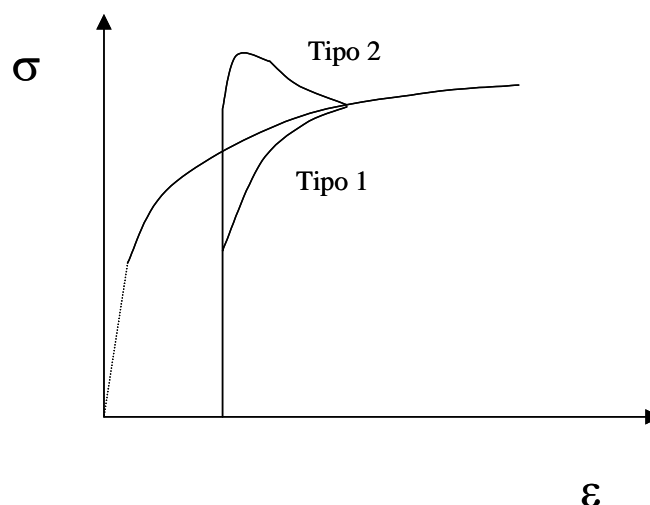


FIGURA 2.1 – Esquema representativo dos dois tipos de comportamento mecânico mediante alteração na trajetória de deformação.

Deve-se salientar que, embora esta seja uma definição aceitável e muito utilizada, ZANDRAHIMI et al. (1989) observaram que materiais como a liga de alumínio 1200, aço baixo carbono ferrítico e a liga de cobre OFHC (classificados como tipo 2), além dos aços inoxidáveis austeníticos 304 e 310 e do latão 70-30 (classificados como tipo 1), apresentam uma redução transiente na taxa de encruamento após mudança na trajetória de deformação. Essa constatação é mais sensível para aqueles materiais que possuem baixa energia de falha de empilhamento.

Contudo, mudanças como estas que ocorrem na taxa de encruamento estão associadas a um número elevado de variáveis de materiais além da energia de falha de empilhamento, (EDE), tais como aspectos estruturais, os quais influenciam o encruamento do material como o tamanho de grão (quanto menor for o tamanho do grão maior será o limite de escoamento e menor será a taxa de encruamento) e a textura cristalográfica, além de fatores que afetam principalmente a tensão de fluxo nos estágios iniciais da deformação plástica, como o amolecimento latente aparente e tensões internas residuais.

Para o tipo 1, típico em materiais sujeitos a testes com inversão do sentido da deformação, denominados testes Bauschinger, a deformação uniforme tem a tendência de aumentar. Já para o tipo 2, há a ocorrência de uma estricção precoce e posteriormente a ruptura do material, segundo CHUNG e WAGONER (1986).

Salientando que juntamente com as mudanças ocorridas no encruamento do material, serão afetados aspectos como ductilidade, expressa pelos alongamentos uniforme e total, analisados por testes de tração, ocasionando, em alguns casos, atraso no início da instabilidade plástica ou até mesmo uma limitação do alongamento uniforme,  $e_u$ , constituindo assim um fator limitante para a conformação do material. Destaca-se ainda que o comportamento exibido por um material quando se altera a trajetória de deformação depende principalmente do material empregado e à forma pela qual a trajetória de deformação é alterada, ou seja, qual o tipo de carregamento a que o material foi submetido, conforme destacado por RAUCH (1992).

O latão 70-30, apesar de algumas ligas com partículas precipitadas e endurecidas terem um comportamento diferente, exhibe o comportamento do tipo 1. Para uma pré-deformação de 0.04, ocorrerá uma queda na tensão e depois um aumento na taxa de encruamento, após mudança severa na trajetória de deformação. Esse tipo de comportamento é consequência das tensões internas geradas durante a pré-deformação. Porém, para deformação maior que 0.04, a taxa de encruamento pode até mesmo ser reduzida, como observado em testes de tração a 45°DL, Direção de Laminação, feitos por ZANDRAHIMI et al. (1989). Na FIG. 2.2 é apresentado o comportamento do latão 70-30 recozido a 550°C:

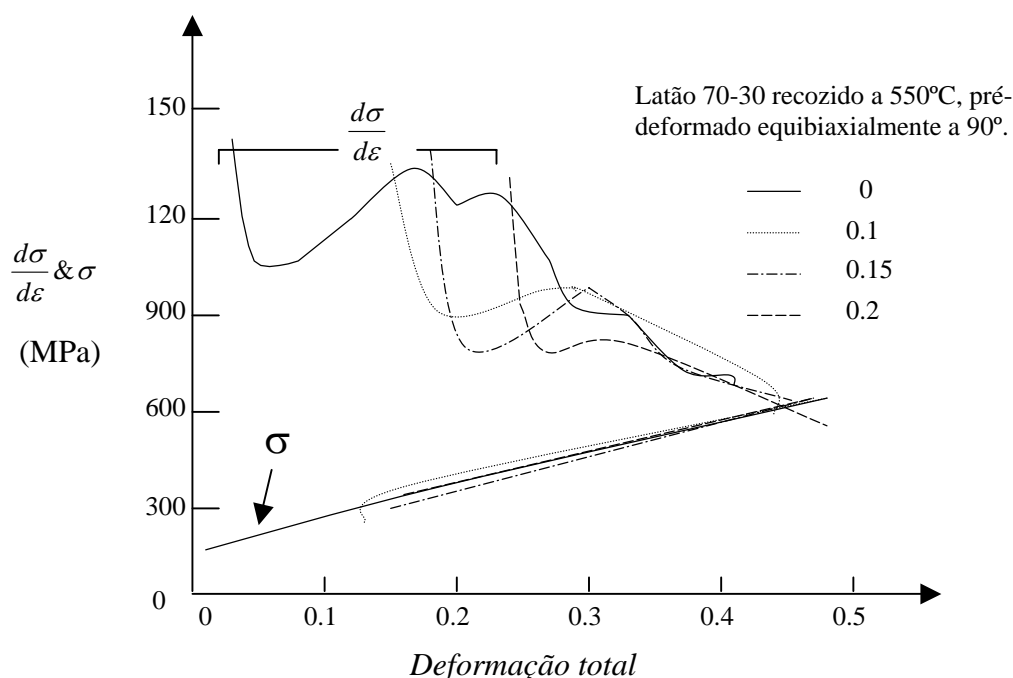


FIGURA 2.2 – Comportamento plástico de uma amostra de latão 70-30 com granulação fina. Testado numa direção a 90° com a direção de laminação após uma pré-deformação em tração equibiaxial. Fonte: ZANDRAHIMI et al. (1989), FIG. 9.b, p. 2478



Para materiais que apresentam o comportamento do tipo 1, poderá haver uma redução significativa no alongamento uniforme para o início da instabilidade plástica e sua amplitude pode ser suficiente para iniciar a localização da deformação plástica. Por exemplo, para um aço baixo carbono AK, com 0.08 de pré-deformação e em seguida solicitado em tração uniaxial a 45° e 90°DL, requer-se apenas 0.02 de deformação nesse segundo modo de carregamento para ocorrer o início da localização da deformação plástica. Entretanto, quando a pré-deformação não for tão severa, a recuperação da taxa de encruamento durante o segundo modo de deformação poderá ser o suficiente para restabelecer a condição de equilíbrio e eliminar a possibilidade de formação da estrição, segundo ZANDRAHIMI et al. (1989). Na FIG. 2.3, é avaliado o comportamento do aço baixo carbono ferrítico AK:

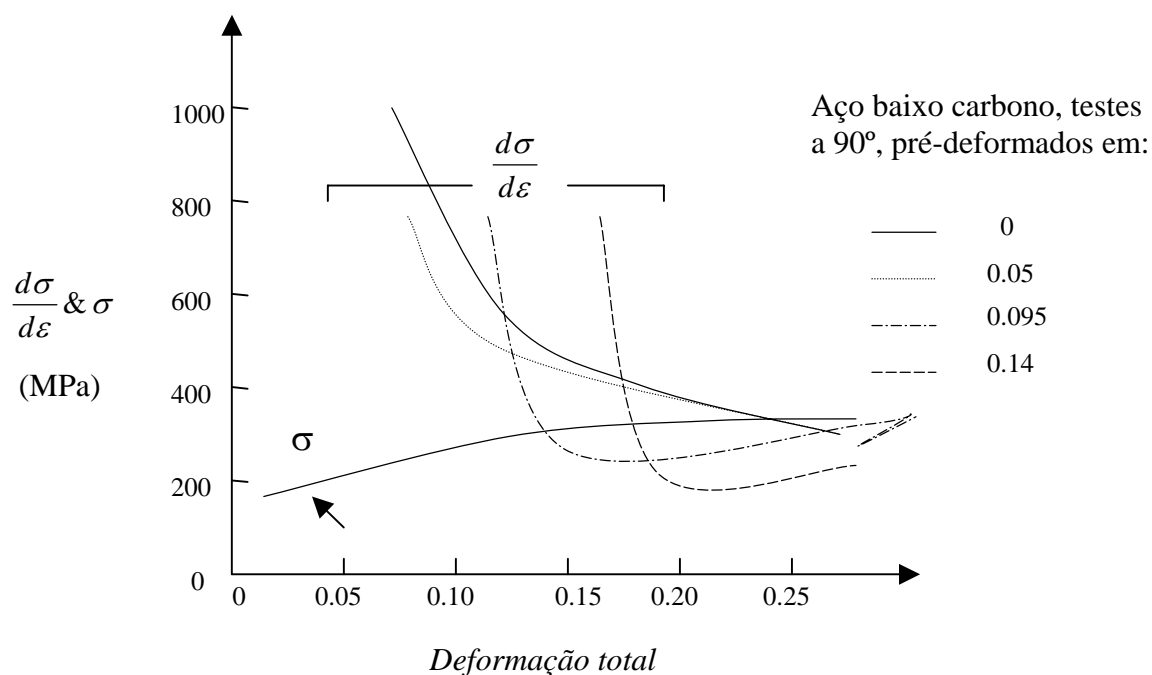


FIGURA 2.3 -  $\sigma$  e  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  como uma função da deformação efetiva total para uma amostra de aço pré-deformada em tração na direção de laminação. Testada após uma mudança de 90° na trajetória de deformação.

Fonte: ZANDRAHIMI et al. (1989), FIG. 1b, p. 2478

A taxa com que ocorre a recuperação do encruamento para os níveis verificados num carregamento monotônico pode variar muito de material para material. Essa taxa de recuperação é maior para o aço baixo carbono ferrítico e uma liga de alumínio CP, que

apresentam alta energia de falha de empilhamento (aproximadamente  $200 \text{ mJm}^{-2}$ ), do que para metais com baixa energia de falha de empilhamento, como o aço inox 304 (aproximadamente  $20 \text{ mJm}^{-2}$ ). Esse tipo de comportamento é ilustrado na FIG. 2.4:

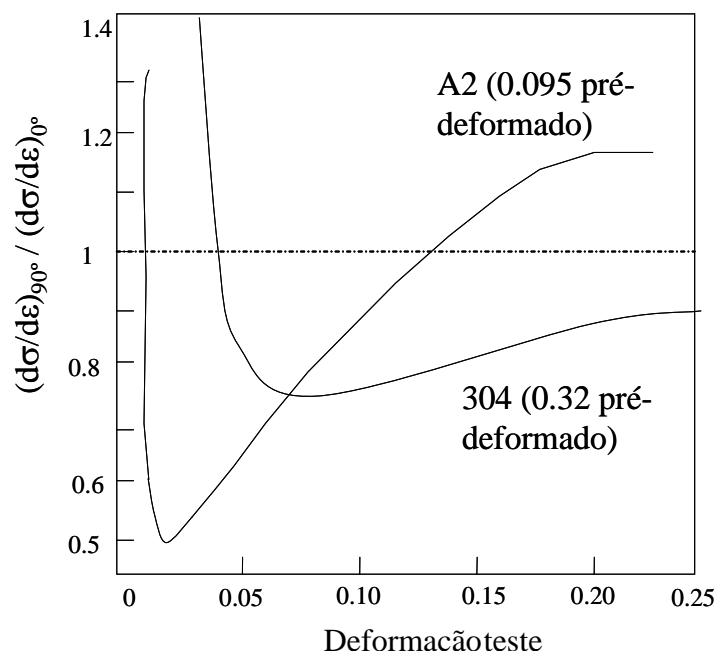


FIGURA 2.4 - Formas transientes do encruamento desenvolvidas no alumínio A2 e aço inox austenítico 304 após uma mudança de  $90^\circ$  na direção de deformação seguida por uma pré-deformação em tração na direção de laminação de 0.095 e 0.32 respectivamente. Mudanças relativas nas taxas de encruamento são apresentadas em termos da variação  $(d\sigma/d\varepsilon)_{90^\circ} / (d\sigma/d\varepsilon)_{0^\circ}$ , onde os índices 90 e  $0^\circ$  significam a relação entre as direções do primeiro e segundo estágios de deformação.

Fonte: ZANDRAHIMI et al. (1989), FIG. 12, p. 2481.

Para a liga de alumínio A2, a taxa de encruamento cai a um nível mais baixo. Porém, ela se recupera mais rapidamente que o aço inox 304. Conforme demonstrado por ZANDRAHIMI et al. (1989), pode-se afirmar que a localização da deformação plástica irá ocorrer quando houver  $\frac{d_\sigma}{d_\varepsilon} \cdot \frac{1}{\sigma} < 1$  e que o valor de deformação efetiva uniforme em

que isso ocorre pode ser identificado como sendo o limite do alongamento uniforme. Esse critério é útil por permitir comparações das influências das variáveis do material na susceptibilidade à ocorrência instabilidade plástica após a mudança na trajetória de deformação.

O alumínio comercialmente puro, o aço baixo carbono e algumas ligas de alumínio de baixa resistência também estão associadas ao comportamento do tipo 2, conforme experimentos realizados por ZANDRAHIMI et al. (1989). Para esses materiais, grandes alterações na trajetória de deformação desestabilizam a estrutura de deslocações estabelecida durante o primeiro modo de deformação. Nos estágios iniciais do segundo modo de deformação, a estrutura de células original é desarranjada e parcialmente dissolvida, e então, com a contínua deformação, uma nova estrutura de células é construída, possibilitando também a recuperação do encruamento.

A mudança que ocorre na tensão de fluxo inicial em relação àquela observada sob carregamento monotônico poderá ser tanto positiva quanto negativa, dependendo do material e do modo da mudança na trajetória de deformação. Para o aço AK, solicitado com 0.14 de pré-deformação e em seguida solicitado por meio de testes de tração a 45° e 90°, ficou demonstrado para ambas as direções um aumento na tensão de fluxo, mas houve uma diferença considerável entre elas conforme registrado na TAB. II.1:

TABELA II. 1 – Relação da tensão de fluxo com a mudança na trajetória de deformação  
Fonte: ZANDRAHIMI et al. (1989), p 2479.

Material: aço AK	Testes de tração	
Relação da tensão de fluxo após mudança na trajetória de deformação	45°	90°
	Acréscimo de 14%	Acréscimo de 7%

Assim, os valores assumidos pela tensão de fluxo mediante alteração na trajetória de deformação dependerão tanto das características direcionais da mudança da trajetória de deformação, conforme se pôde perceber pelos testes de tração realizados a 45° e 90°, quanto do modo de deformação assumido.

Analisando-se o efeito da estrutura das deslocações no comportamento mecânico do aço baixo carbono, RAUCH (1988) verificou que o efeito da distribuição do arranjo das deslocações tem um efeito limitado nesse material. Também foram realizados testes de reversão da deformação combinados com testes para diferentes temperaturas em aço baixo carbono. Concluiu-se que a distribuição das deslocações tem um efeito limitado no comportamento mecânico desse material, uma vez que, apesar da estrutura de deslocações ser diferente para os materiais ensaiados em seqüências Bauschinger, a taxa de encruamento desses materiais se manteve inalterada. Assim, por estudos que

necessitam ainda de maior aprofundamento, foi verificado que o maior efeito sobre o comportamento mecânico do material está relacionado com a densidade das deslocações, que exerce um papel mais importante que o exercido pela estrutura das deslocações.

WILSON E BATE (1994), realizaram estudos com aço IF para diferentes trajetórias de deformação e observaram a forte influência exercida pelas paredes de células com elevada densidade de deslocações criadas pelo segundo modo de deformação quando comparada com a pequena dependência exercida pelo tamanho do grão. Segundo eles, em decorrência da mudança na trajetória de deformação, é razoável esperar que exista uma diferença entre a atividade dos sistemas de escorregamento atuante durante a pré-deformação e no segundo modo de deformação. Em aços baixo carbono, sujeitos a testes a 90° com a direção do pré-carregamento, um segundo estágio de escoamento macroscópico é acompanhado pela formação de discretas microbandas de cisalhamento, as quais atravessam as paredes de células herdadas durante a pré-deformação. Inicialmente, essas paredes são rompidas localmente em grupos isolados e pequenos de grãos, os quais estão orientados de acordo com a tensão aplicada. Isto resulta em um amaciamento localizado que conduz à concentração da deformação plástica. Efeitos como esses, associados à ação das paredes de células com elevada densidade de deslocações, têm sido denominados de “efeitos das paredes de células com elevada densidade de deslocações”.

WILSON E BATE (1994) perceberam ainda que apesar da estrutura de células originais também sofrerem dissolução em testes similares realizados com Cu e Al, não foi observada a formação de bandas de cisalhamento em análises por meio de Microscopia Eletrônica de Transmissão, (MET). Quando uma estrutura de células com paredes de elevada densidade de deslocações for gerada durante a pré-deformação, a tensão requerida para escoar o material após a mudança na trajetória de deformação será aumentada um determinado percentual, o que dependerá da magnitude da pré-deformação e da mudança na trajetória de deformação. Isso possibilita concluir que as paredes de deslocações geradas na pré-deformação podem atuar como fortes barreiras ao movimento das deslocações nos sistemas de escorregamento que interceptam essas paredes. A resistência efetiva dessas barreiras será dependente da densidade local das deslocações e da severidade da mudança na trajetória de deformação.

LI E BATE (1991) também destacam que os efeitos da mudança na trajetória de deformação na tensão de fluxo e na taxa de encruamento são dependentes da quantidade da pré-deformação e de como se varia o modo de deformação. Nesse caso, foi avaliada a influência desses efeitos para o alumínio quando submetido a seqüências de deformação em tração para diferentes seqüências de carregamento:  $45^\circ / 90^\circ$  e  $90^\circ / 45^\circ$ , que apresentam comportamento distinto. Avaliando-se inicialmente a influência da pré-deformação, pode-se observar pela FIG. 2.5 que quanto maior for a pré-deformação, menor tende a ser o valor de  $\epsilon_u$ , e que esse efeito é maior quando o material é solicitado na seqüência  $45^\circ / 90^\circ$  do que a  $90^\circ / 45^\circ$ . Uma razão para parte desses efeitos consiste no fato do material ter maior encruamento na direção a  $45^\circ$ . Para materiais com baixa energia de falha de empilhamento, com um nível de pré-deformação de 0.15 a 0.40, foi possível observar uma redução no alongamento uniforme por meio de testes de tração uniaxial, enquanto que para materiais com alta energia de falha de empilhamento, tais como a liga de alumínio CP e o aço baixo carbono ferrítico, a pré-deformação requerida para reduzir o alongamento uniforme foi de 0,10.

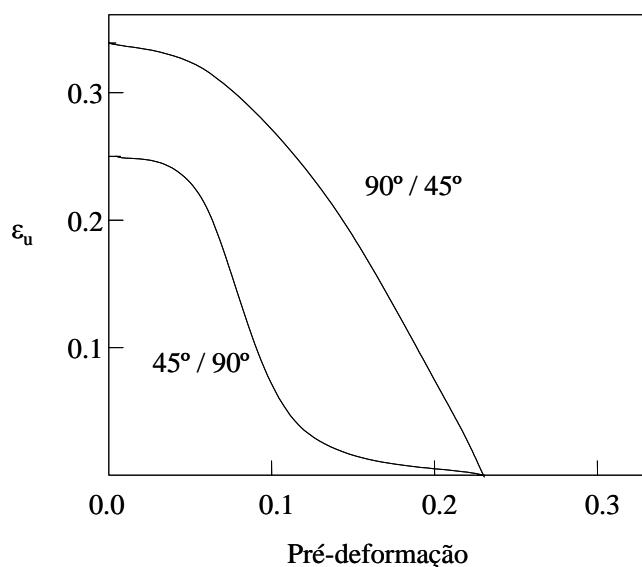


FIGURA 2.5 - Efeito da pré-deformação sobre o limite do alongamento uniforme mediante mudança na trajetória de deformação.

Fonte: LI e BATE (1991), FIG. 8, p. 2643

A maneira mais simples de mudar a trajetória de deformação é através da reversão do sentido da deformação. Para pré-deformações de pequeno percentual, existe como referência o chamado teste Bauschinger, no qual a curva de encruamento após a

reversão da deformação possuirá uma tensão de escoamento menor e uma taxa de encruamento inicial maior, quando comparada com a curva do carregamento monotônico. Quanto maior for a pré-deformação, maior será a flutuação da taxa de encruamento, que se estenderá acima de alguns décimos de percentual, RAUCH et al. (2002).

Na FIG. 2.6 é mostrada uma curva que demonstra o efeito Bauschinger:

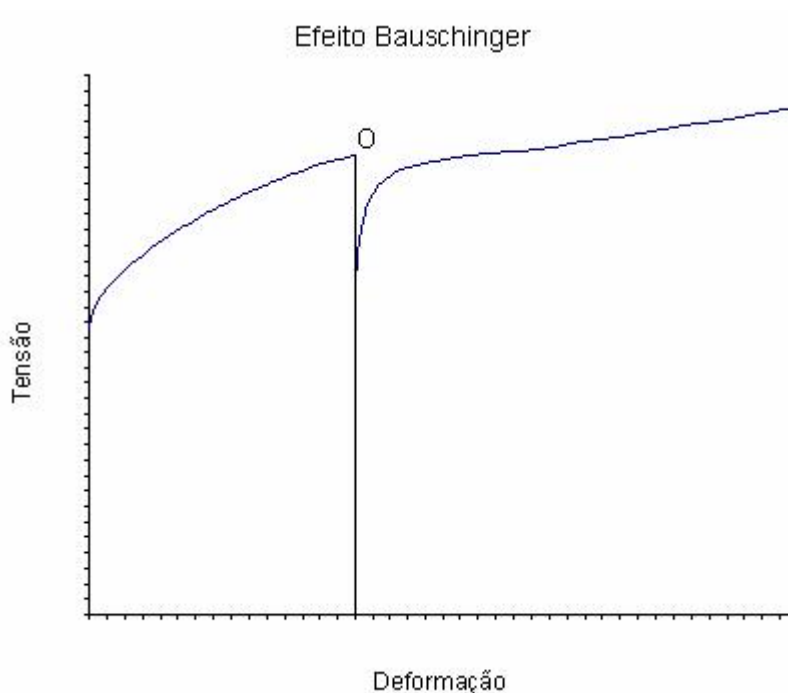


FIGURA 2.6 - Efeito da reversão completa da direção de deslizamento na curva tensão cisalhante em função da deformação cisalhante.

Quando o metal é deformado até o ponto O, descarregado e recarregado imediatamente na direção oposta, ou seja, tração uniaxial seguida por um ensaio de compressão, observa-se que o material escoá no recarregamento a uma tensão inferior àquela do primeiro modo de carregamento. Pode-se dizer que, em recarga, o valor da tensão limite de escoamento é função do valor da pré-deformação e do tipo de mudança na trajetória de deformação. Quando na segunda trajetória de deformação imposta se ativa em sentido contrário um sistema ativo da primeira, a tensão de recarga tem tendência a diminuir. Esta diminuição da tensão de escoamento após uma pré-deformação em uma dada direção oposta é chamada de Efeito Bauschinger.

As conseqüências desse fenômeno são importantes em processos de conformação de materiais, bem como para as propriedades mecânicas de elementos estruturais conformados, pois irão afetar não apenas o comportamento mecânico do material como também sua evolução microestrutural, DIETER (1981). Mesmo que diferentes materiais estejam sujeitos às mesmas trajetórias de deformação, as características apresentadas pelos mesmos irão variar. Apesar do encruamento por deformação ser um aspecto característico dos metais, podem ser observados transientes no encruamento do metal como um amaciamento do material à medida que a trajetória de deformação é alterada. Dessa forma, pode haver comprometimento da conformabilidade do material, segundo RAUCH (1997).

Existem diversas pesquisas sendo realizadas com o objetivo de avaliar o comportamento mecânico dos diversos materiais mediante alterações na trajetória de deformação. Pode-se citar como exemplo o caso da queda apresentada no encruamento decorrente do efeito Bauschinger, ora concebida somente em decorrência de haver uma dissolução geral da estrutura de células após a mudança na trajetória de deformação, mas NESTEROVA, BACROIX e TEODOSIU (2001) somaram esse efeito à aparência microestrutural fragmentada do material, no caso de um aço intersticial.

JUUL, JENSEN e HANSEN (1991) e LI e BATE (1991), ambos trabalhando com alumínio, propuseram que a orientação de uma densa estrutura de deslocações tinha efeito dominante, e uma analogia entre essas estruturas e os efeitos observados foi proposta.

RAUCH (1992), realizando ensaios com seqüência pseudo-Bauschinger,  $\alpha = -0.92$ , parâmetro que será descrito no próximo item, utilizou amostras de aço baixo carbono, pré-deformadas por cisalhamento em diversos valores de deformação, para em seguida serem recarregadas. Mediante análises via microscopia eletrônica de transmissão, mostrou-se que as deslocações se dissolvem quando a tensão aplicada é revertida. Entretanto, a subestrutura de deslocações não é completamente dissolvida. Essa dissolução é acompanhada por uma estagnação na taxa de encruamento, que cresce à medida que se aumenta o valor da pré-deformação. Essa região plana da curva consiste na propagação de uma zona localizada promovida por trabalho de amolecimento, trabalho esse indicado pela inclinação negativa da curva que deixa de ocorrer quando a deformação por cisalhamento se torna maior que 80%.

RAUCH et al. (2002), analisando o comportamento mecânico para duas ligas de alumínio, 1050-O e 6022-T4 em testes de carga reversa, verificaram que para a liga 6022-T4, devido ao efeito dos elementos de liga, houve uma preservação da estrutura de deslocação após a realização dos testes Bauschinger, enquanto que para a liga 1050-O (alumínio comercialmente puro) foi observado um processo de aniquilação da estrutura de deslocações existentes no primeiro modo de deformação, com a introdução do segundo modo de deformação. A liga 6022-T4 conseguirá manter sua estrutura de deslocação após um teste com reversão de carga porque o movimento relativo das deslocações não conseguirá vencer a barreira representada por solutos e partículas de segunda fase. Com isso, conforme análise das FIG. 2.7.1 e 2.7.2, a curva tensão em função da deformação da liga 1050-O exibe uma queda transiente da taxa de encruamento com a presença de pontos de inflexão, e a liga 6022-T4 apresentará uma queda contínua do encruamento para atingir o nível encontrado na seqüência monotônica. Pode-se afirmar então que a liga 6022-T4 é menos anisotrópica que a liga 1050-O.

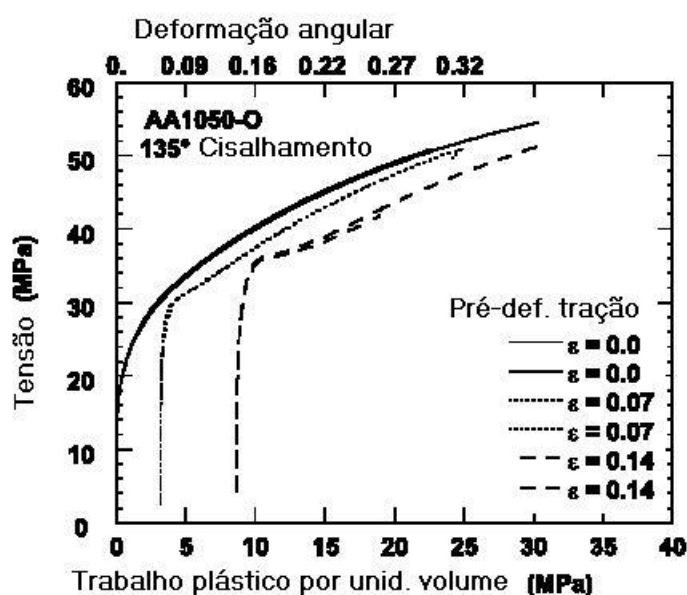


FIGURA 2.7.1 - Comportamento mecânico medido por cisalhamento simples no alumínio AA1050-O, como recebido ou pré-deformado em tração. O uso do trabalho plástico ao invés da deformação equivalente de von Mises (eixo superior) permite uma avaliação adequada dos desvios requeridos pelas amostras pré-deformadas.

Fonte: RAUCH et al. (2002) FIG. 1, p. 882.



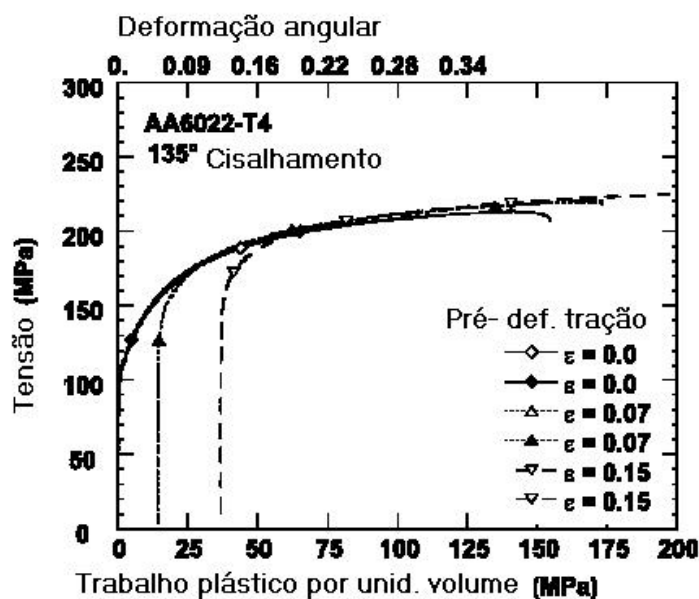


FIGURA 2.7.2 - Comportamento mecânico medido por cisalhamento simples no alumínio 6022-T4, como recebido ou pré-deformado em tração. Note o nível de tensão maior em decorrência dos precipitados em relação ao alumínio AA1050-O.

Fonte: RAUCH et al. (2002) FIG. 2, p. 883

Pode-se verificar pelas FIG 2.8.1 e 2.8.2 que a subestrutura da liga AA6022-T4 permanece aparentemente estável enquanto a subestrutura da liga AA1050-O é dissolvida após o recarregamento por cisalhamento.

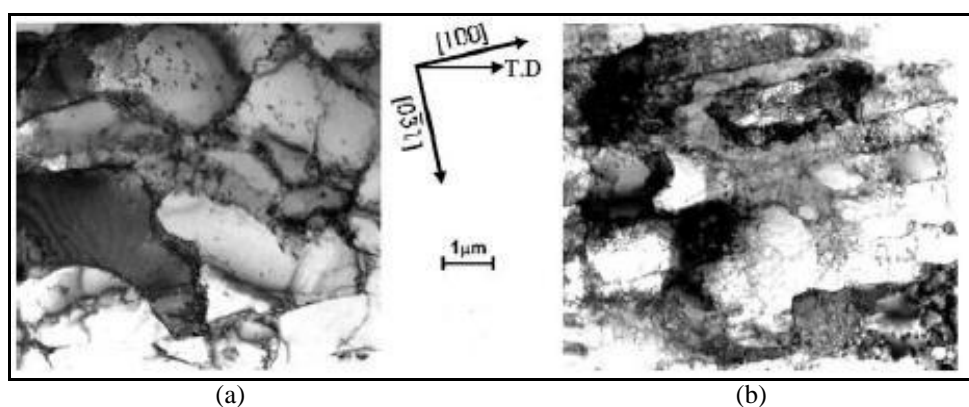


FIGURA 2.8.1 – Subestruturas observadas na liga AA1050-O antes e após o recarregamento: (a) estrutura de células típicas após 14% de pré-deformação em tração e (b) dissolução da estrutura de células após recarregamento por cisalhamento. As setas indicam a direção do ensaio de cisalhamento.

Fonte: RAUCH et al. (2002) FIG. 3, p. 883

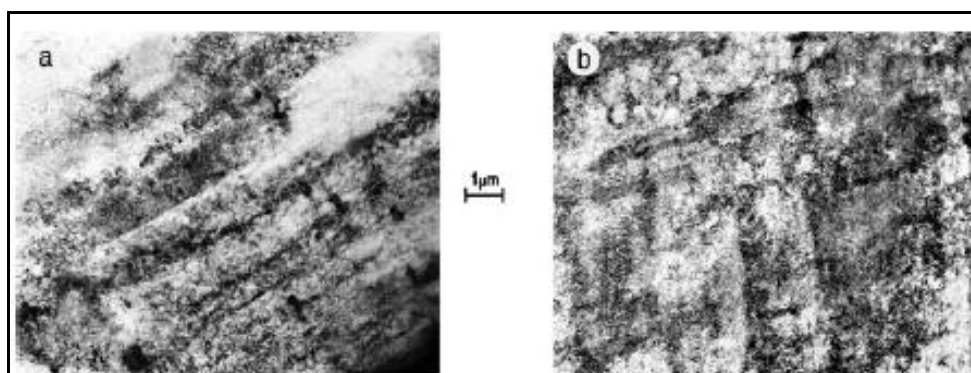


FIGURA 2.8.2 – Subestruturas observadas na liga 6022-T4 antes e após o recarregamento: (a) distribuição homogênea das deslocações após uma pré-deformação de 15% em tração e (b) a subestrutura é aparentemente estável após recarregamento por cisalhamento.

Fonte: RAUCH et al. (2002) FIG. 4, p. 884

VINCZE et al. (2005) realizaram testes com deformação reversa para avaliar a influência de processos físicos na flutuação da taxa de encruamento em uma liga de alumínio (1050-O) e num aço baixo carbono (aço IF). Pela análise da FIG. 2.9, pode-se afirmar que ambos os materiais apresentaram uma estagnação da taxa de encruamento após alteração na trajetória de deformação mesmo com a realização do ensaio em temperaturas diferentes (20°C e -120°C), ficando somente alterada a extensão do platô em função do material e da temperatura adotados nos ensaios.

Pouco se sabe acerca do processo que controla a estagnação transiente da taxa de encruamento. Têm sido feitas inúmeras tentativas para relacionar essa estagnação transiente com evoluções estruturais específicas. Como regra, quando uma estrutura de célula é bem desenvolvida, dissolução das paredes de deslocações é observada. Entretanto, a liga de alumínio, caracterizada por apresentar sempre uma estrutura de células de deslocação mesmo após as alterações feitas na temperatura e trajetória de deformação, também apresentará estagnação da taxa de encruamento. O aço IF, que por sua vez, só conseguirá manter uma estrutura homogênea quando for pré-deformado em temperatura baixa, também exibirá a estagnação da taxa de encruamento. Como a evolução da subestrutura de deslocação em deformação reversa é diferente para esses materiais, conclui-se que aspectos estruturais, como a desintegração das células, não são responsáveis, mas meramente correlacionados com a estagnação transiente da taxa de encruamento. A mesma indefinição foi obtida com a análise da evolução da textura,

pois o aço IF possui uma textura de fibra típica que praticamente não se altera com o cisalhamento monotônico.

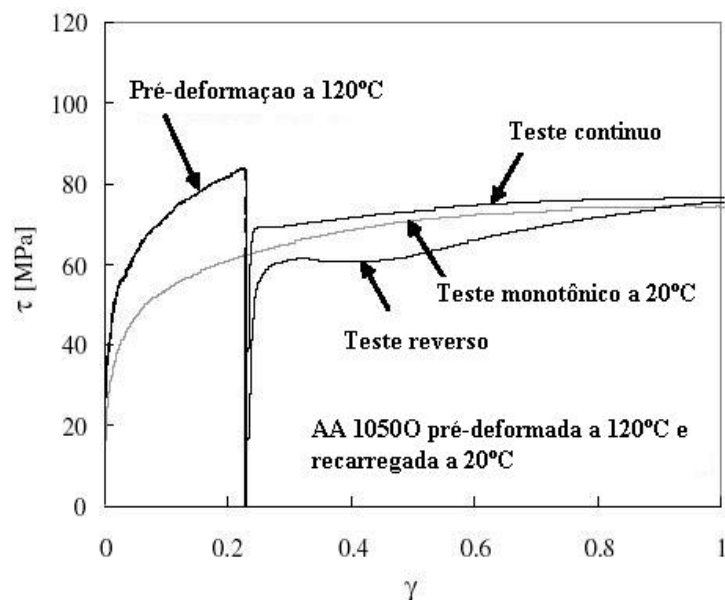


FIGURA 2.9 – Testes de cisalhamento direto e reverso realizados na liga AA 1050-O. Pré-deformação realizada a  $-120^{\circ}\text{C}$  e recarregado em temperatura ambiente. O teste monotônico em temperatura ambiente foi adicionado com propósito de comparação.

Fonte: VINCZE et al. (2005), FIG. 4, p. 1008

Foi concluído que o processo físico responsável pela estagnação transiente da taxa de encruamento está relacionado com a natureza das deslocações geradas durante a pré-deformação e com sua lei de evolução durante o recarregamento, ou seja, o comportamento mecânico é controlado por interações individuais entre o movimento das deslocações e os obstáculos deixados nos seus planos de escorregamento, como aqueles representados pelas barreiras de solutos e partículas de segunda fase na liga 6022-T4, conforme ressaltado por RAUCH et al. (2002).

### 2.1.2 Caracterização da mudança na trajetória de deformação

SCHMITT, AERNOUDT e BAUDELET (1985) propuseram a designação do parâmetro  $\alpha$  para referenciar o grau de severidade com a mudança na trajetória de deformação. Esse parâmetro consiste no produto escalar dos tensores de deformação

impostos respectivamente durante a pré-deformação e a deformação subsequente, sendo definido através da relação mostrada na EQ. (2.1):

$$\alpha = \frac{d_{ep} \cdot d_{\varepsilon}}{\|d_{ep}\| \|d_{\varepsilon}\|} \quad (2.1)$$

onde:  $d_{ep}$  e  $d_{\varepsilon}$  representam, na forma de vetor, os tensores de deformação plástica durante a pré-deformação e a deformação subsequente.

Por definição, esse parâmetro varia entre 1 (situação em que não existe alteração na trajetória de deformação) e -1 (situação em que o sentido de aplicação da carga é invertido, ou seja, conforme acontece nos testes Bauschinger). O valor de  $\alpha$  está relacionado com o nível de atividade dos sistemas de escorregamento em função da mudança na trajetória de deformação. Assim sendo, RAUCH (1992) organizou a TAB. II. 2 para compor os diversos valores assumidos por  $\alpha$ :

TABELA II. 2 - Variações na mudança da trajetória a partir de diferentes seqüências de deformação estimadas através do parâmetro  $\alpha$  para metais isotrópicos.

Fonte: RAUCH (1992), p 321.

Seqüências de deformação	Deformação reversa	Seqüência* ortogonal	Carregamento monotônico
	$\alpha = -1$	$\alpha = 0$	$\alpha = 1$
Cisalhamento + cisalhamento	(-1.....1)		
Tração + cisalhamento	(-0.87.....0.87)		
Laminação + cisalhamento	(-0.5.....0.5)		
Tração + tração	(-0.5.....1)		
(Laminação ou tração no plano) + tração	(0.....0.87)		
Laminação cruzada	(0.7.....1)		

\* Será discutida no item 2.1.3

A partir da definição do parâmetro  $\alpha$ , podem-se combinar diversos tipos de solicitação mecânica para variar a trajetória de deformação. Assim, os seguintes valores de  $\alpha$  podem ser obtidos:

$\alpha = 1$ , significa que os mesmos sistemas de escorregamento estão ativados antes e após a mudança da trajetória de deformação, como exemplo, o caso de carregamentos monotônicos;

$\alpha = -1$ , significa que os sistemas de escorregamento são reativados, mas na direção reversa, são os chamados testes Bauschinger, compreendendo, por exemplo, tração seguida de compressão, cisalhamento a  $0^\circ$  com a direção de laminação seguido de cisalhamento a  $180^\circ$  com a direção de laminação;

$\alpha = 0$ , significa que haverá atividade de sistemas de escorregamento que estavam latentes durante a pré-deformação, consiste nos testes denominados de seqüência ortogonal, como tração seguida de cisalhamento na mesma direção ou a  $90^\circ$  bem como cisalhamento na direção de laminação seguido por cisalhamento a  $135^\circ$  com a direção de laminação.

É valioso notar que como definido na EQ. (2.1),  $\alpha$  é um parâmetro muito simples que caracteriza a mudança na trajetória de deformação e parece estar relacionado com a mudança observada na microestrutura. Entretanto, existem casos onde  $\alpha$  sozinho parece não ser suficiente. Por exemplo, para um caso de estiramento biaxial seguido de tração uniaxial ou uma seqüência reversa no alumínio puro, seqüências nas quais os valores de  $\alpha$  são os mesmos, foi observado por SCHMITT, AERNOUDT e BAUDELET (1985), que a microestrutura foi preservada no primeiro tipo de solicitação citado, mas para a seqüência reversa, a microestrutura foi dissolvida. Finalmente, todas as observações das estruturas de deslocações realizadas acima foram feitas em um material com a consideração da seção reta com 2 dimensões. Entretanto, um trabalho recente feito por LOPES et al (in press) mostra que observações feitas em alguns materiais com seção reta em 3 dimensões podem apresentar aspectos diferentes.

No anexo A.I está demonstrado como realizar o cálculo do parâmetro  $\alpha$  em função do ângulo entre os carregamentos sucessivos segundo LOPES (2001) para duas seqüências de carregamento: tração seguida por cisalhamento e cisalhamento seguido por cisalhamento.

### 2.1.3 Seqüência ortogonal de deformação

O grau mais severo de mudança na trajetória de deformação será registrado quando o parâmetro  $\alpha$  se anula. Uma das formas de se conseguir esse tipo de carregamento consiste em realizar um ensaio de tração seguido por cisalhamento planar simples na mesma direção ou a  $90^\circ$  da direção de tração. Pode-se ainda obter essa seqüência com cisalhamento na direção de laminação seguido por cisalhamento a  $135^\circ$  com a direção de laminação. O percentual de pré-deformação, bem como a temperatura de realização do teste, tipo de material empregado e a velocidade de deformação adotada, exercerão forte impacto no comportamento do material após a mudança na trajetória de deformação, conforme descrito por RAUCH (1992).

BARLAT et al. (2003) utilizaram seqüências não-lineares de deformação usando tração uniaxial seguida por cisalhamento simples na liga de alumínio 1050-O em diferentes direções em relação à direção do ensaio de tração. Foram obtidas diversas seqüências: carregamento pseudo-monotônico ( $\alpha = 0.85$ , com pré-deformação de 0.07 e 0.14 em tração seguida por cisalhamento a  $45^\circ$  da direção de tração), carregamento cruzado ( $\alpha = 0$ , com pré-deformação de 0.07 e 0.14 em tração seguida por cisalhamento a  $90^\circ$  da direção de tração), carregamento pseudo-reverso ( $\alpha = -0.85$ , com pré-deformação de 0.07 e 0.14 em tração seguida por cisalhamento a  $135^\circ$  da direção de tração), além de cisalhamento direto e reverso.

Para o caso específico do carregamento cruzado ou seqüência ortogonal, ambos os valores de pré-deformação em tração, 0.07 e 0.14, escoaram num nível de tensão inferior e encruaram com uma taxa superior quando comparado ao cisalhamento monotônico realizado a  $90^\circ$ DL, conforme FIG. 2.10. Foram feitas comparações das microestruturas das amostras deformadas em tração e cisalhamento antes e após o carregamento cruzado.

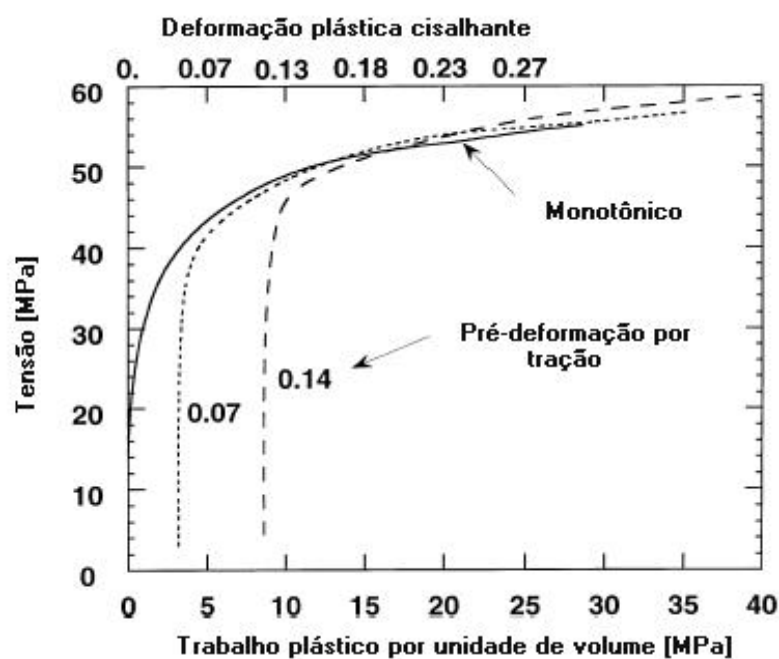


FIGURA 2.10 – Curvas tensão em função do trabalho plástico obtidas em tração uniaxial a 0.07 e 0.14 seguidas por cisalhamento a  $90^\circ$ . Eixo horizontal superior indica o valor aproximado da deformação cisalhante.

Fonte: BARLAT et al. (2003), FIG. 4, p. 1225

A FIG.2.11 mostra as micrografias típicas da estrutura de deslocações após carregamento monotônico em tração e cisalhamento. Após tração uniaxial, seguida por cisalhamento a  $90^\circ$  ( $\alpha = 0$ ) até deformação de 0.15, a estrutura de deslocação é formada pela superimposição da estrutura existente em tração uniaxial com uma nova estrutura que é típica do modo final de deformação (cisalhamento simples), requerendo a produção de deslocações com novos vetores Burgers, conforme demonstrado na FIG. 2.12.

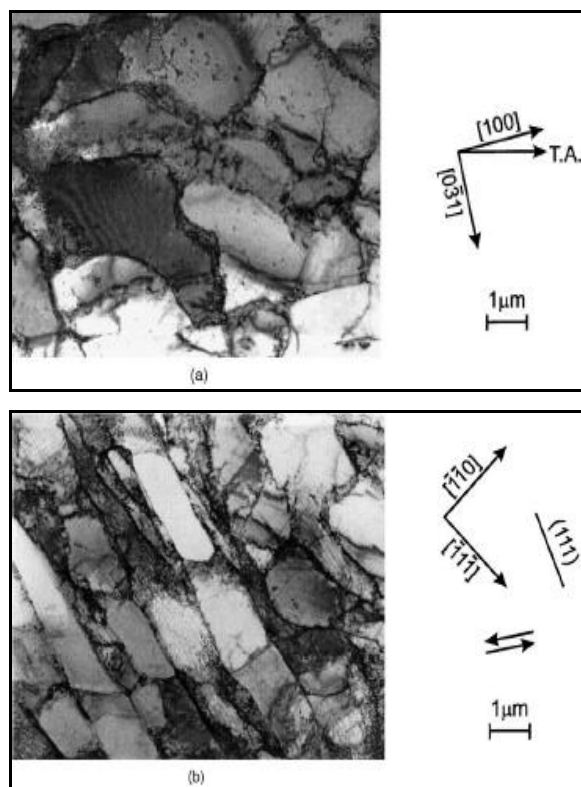


FIGURA 2.11 – Micrografias MET de estruturas de deslocação típicas desenvolvidas após deformação plástica em carregamento monotônico: (a) tração uniaxial com  $\epsilon = 0.12$ ; (b) cisalhamento simples com  $\epsilon = 0.30$ . As setas indicam a direção e o sentido dos ensaios.

Fonte: BARLAT et al. (2003), FIG. 8, p. 1229

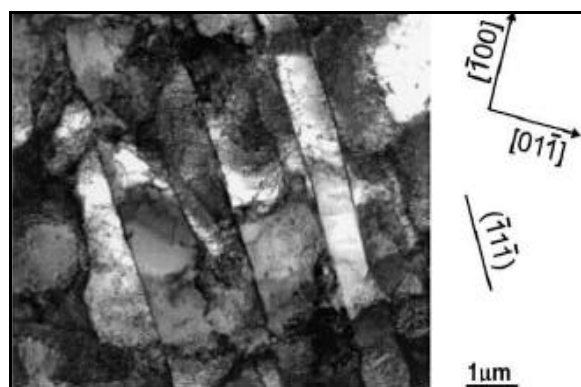


FIGURA 2.12 – Micrografias MET da seqüência de carregamento tração seguida por cisalhamento a  $90^\circ$  da direção de tração – Superimposição. As setas indicam a direção do ensaio.

Fonte: BARLAT et al. (2003), FIG. 9b, p. 1230

GRACIO, LOPES e RAUCH (2000) submeteram a liga de alumínio AA1050-O a seqüências de carregamento compreendidas por laminação seguida por cisalhamento em



três direções:  $0^\circ$  ( $\alpha = 0$ ),  $45^\circ$  ( $\alpha = 0.50$ ) e  $135^\circ$  ( $\alpha = -0.50$ ) em relação à direção de laminação. Pela FIG. 2.13, pode-se perceber que o comportamento da tensão de fluxo é fortemente influenciado pela severidade na mudança da trajetória de deformação. O menor valor do limite de escoamento é observado para o cisalhamento feito a  $0^\circ$ ,  $\alpha = 0$ . Nesse caso, o encruamento cresce até um nível de deformação cisalhante de até  $\gamma = 1.70$ ,  $\varepsilon = 0.89$ , para que a tensão comece a reduzir.

Esses resultados são inteiramente diferentes daqueles apresentados pelo cobre puro e aço baixo carbono. No aço e no cobre, o limite de escoamento será maior quando  $\alpha = 0$  e menor para seqüências do tipo Bauschinger,  $\alpha$  próximo de  $-1$ . Comportamentos como esses apontam que a tensão é controlada principalmente por processos físicos que ocorrem nos sistemas de escorregamento, ou seja, uma maior resistência é obtida quando o encruamento latente é ampliado, enquanto tensões reversas, resultantes, por exemplo, do acúmulo das deslocamentos, diminuem o limite de escoamento quando a carga é revertida. Já para a liga de alumínio AA1050-O, a estrutura de deslocação não depende da amplitude da mudança na trajetória de deformação, uma vez que as diferentes curvas de tensão em função da deformação cisalhante não estão conectadas com a evolução estrutural, o que significa afirmar que apesar do material apresentar comportamento mecânico diferenciado, eles têm a mesma subestrutura.

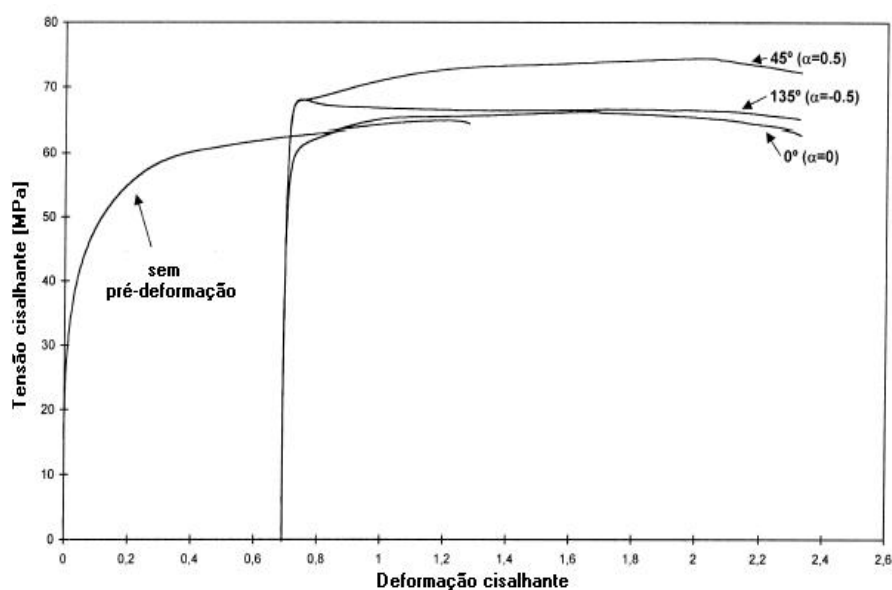


FIGURA 2.13 – Curvas tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para amostras com e sem pré-deformação em laminação.

Fonte: GRACIO, LOPES e RAUCH (2000), FIG.1, p. 161

Para as seqüências de laminação seguida por cisalhamento, é possível cobrir um amplo espectro de valor do parâmetro  $\alpha$ . Após uma pré-deformação de 0.40 em laminação, foi observado que, quando  $\alpha$  se anula, tem-se o menor valor do limite de escoamento. Nesse caso, o endurecimento é obtido até um valor de deformação cisalhante de 1.7 ( $\varepsilon = 0.89$ ) e então a tensão diminui.

Pela análise da FIG. 2.14 é confirmado o fato de que apesar dos materiais apresentarem a mesma subestrutura de deslocações, seu comportamento mecânico é diferenciado.

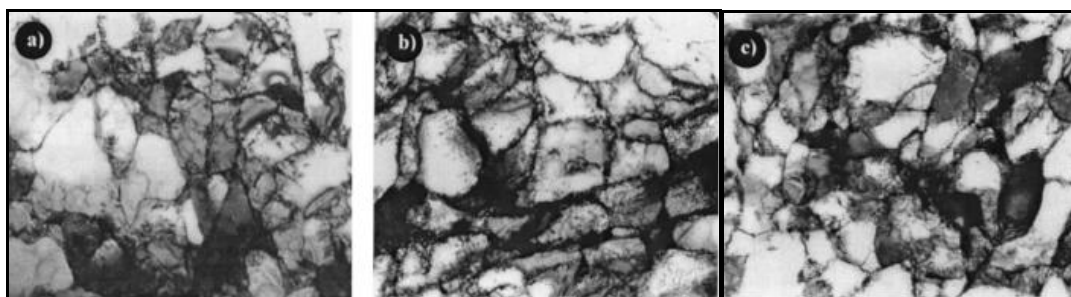


FIGURA 2.14 – Observações via MET de estrutura de deslocações desenvolvidas durante cisalhamento simples ( $\gamma = 1.1$ ) de amostras pré-deformadas em laminação: (a)  $\alpha = 0.50$ , (b)  $\alpha = 0$ , (c)  $\alpha = -0.50$ .

Fonte: GRACIO, LOPES e RAUCH (2000), FIG. 2, p. 162

O comportamento da tensão de fluxo de metais durante mudanças na trajetória de deformação tem sido objeto de muitas pesquisas no aço, alumínio, cobre e latão. A seqüência ortogonal costuma ser caracterizada por uma tensão de fluxo inicial relativamente alta seguida por uma queda na taxa de encruamento e dependendo do valor da pré-deformação, por uma redução da deformação plástica homogênea quando o recarregamento for feito em tração, FERNANDES et al. (1998). Dados experimentais mostram que o valor da tensão normalizada de escoamento no recarregamento sob tração, a qual corresponde à razão da tensão de escoamento no recarregamento pela tensão de fluxo durante o carregamento monotônico para o mesmo nível de deformação,  $LE/\sigma_f$ , pode assumir valores de 1, quando não há mudança na trajetória de deformação, à aproximadamente 1.15, para uma mudança drástica na trajetória de deformação. Pelo fato da taxa de encruamento após a mudança na trajetória de deformação ser menor que a registrada no carregamento monotônico, isso ocasionará a intercessão das curvas de

tensão–deformação num valor finito de deformação,  $\varepsilon_{\text{eff}} = \alpha' \cdot n$ , onde  $\alpha'$  é uma constante cujo valor está próximo de 1 e  $n$  é o expoente de encruamento do carregamento monotônico, ponto (A), da FIG.2.15. Esse parâmetro define a maneira pela qual a curva do recarregamento se aproxima da curva de referência e seu valor depende do ponto de coincidência dessas curvas. A determinação desse parâmetro é imprescindível para elaboração de equações capazes de descreverem o comportamento de um determinado material submetido à mudanças na trajetória de deformação.

Para comparar a resposta mecânica exibida por um dado material submetido à mudança na trajetória de deformação, a abordagem clássica adotada por SCHMITT et al. (1985), SCHMITT (1986) e RAPHANEL et al. (1987), consiste em avaliar, por exemplo, a resistência ao escoamento imediatamente antes e após a mudança na trajetória de deformação. No caso de uma seqüência ortogonal, que envolva pré-deformação em tração seguida por cisalhamento na mesma direção da tração, a resistência ao escoamento do material após a mudança na trajetória de deformação é comparada com a resistência ao escoamento imediatamente antes da mudança na trajetória de deformação. Entretanto, devido ao fato dos dois carregamentos envolverem estados de tensão diferenciados, tração e cisalhamento, na literatura, o procedimento comum consiste em utilizar um estado de tensão efetiva para níveis de resistência em diferentes estados de tensão, assumindo nesse caso que o material irá exibir um comportamento isotrópico.

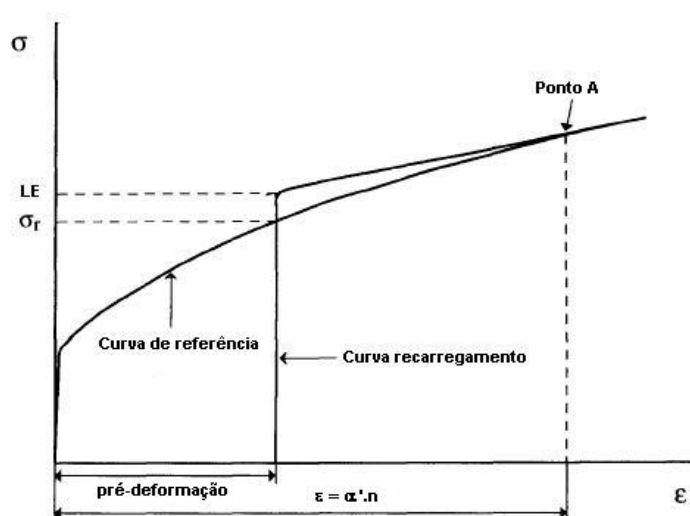


FIGURA 2.15 – Representação esquemática das curvas de tensão verdadeira em função da deformação verdadeira sob tração sem pré-deformação e após pré-deformação.

Fonte: FERNANDES et al. (1998), FIG.1, p 540

#### **2.1.4 Deformação localizada microscópica; microbandas**

A microestrutura de deslocamentos no início do segundo modo de deformação é caracterizada por um período transitório, durante o qual ocorre um rearranjo das estruturas das deslocamentos desenvolvidas durante a primeira trajetória de deformação. Durante essa etapa, as paredes de deslocamentos criadas durante a pré-deformação dissolvem-se, conforme observado em testes Bauschinger, e reorganizam-se progressivamente de acordo com a microestrutura típica do segundo modo de deformação, RAUCH et al. (2002).

Durante o carregamento em uma seqüência ortogonal, em muitos materiais como aços do tipo IF, baixo carbono e algumas ligas de alumínio e cobre, haverá uma localização microscópica da deformação, formando o que se denominou de microbandas. Essas estruturas têm o aspecto de longas e finas paredes duplas de deslocamentos, separadas por uma distância na ordem de  $0,2\mu\text{m}$  a  $0,4\mu\text{m}$ , orientadas segundo os traços de planos de escorregamento ativos, e com uma intensa deformação de cisalhamento no seu interior, evidenciada, muitas vezes, por cortes na estrutura previamente formada ou nas fronteiras de grão, que testemunha a ocorrência de um intenso escorregamento localizado de deslocamentos, conforme descrito por HUGHES (1993).

Nos materiais em que ocorre a formação dessas microbandas, deslocamentos móveis cruzam a estrutura pré-existente, (originária da primeira trajetória de deformação), deixando alguns canais chamados de microbandas. Essas microbandas são claramente distintas das subestruturas pré-deformadas em função da sua orientação, e são paralelas ou perpendiculares à direção de cisalhamento, seu espaçamento diminui rapidamente com a deformação em alguns microns e pelo seu aspecto, elas constituem canais livres, algumas vezes cercados por uma densa camada de deslocamentos (contornos de blocos de células), conforme descrito por RAUCH (1992).

FERNANDES, GRACIO E SCHMITT (1991,1993) e GRACIO, LOPES e VIEIRA (1996) afirmaram que as microbandas estarão ativas justamente após o recarregamento e estão correlacionadas com o amaciamento observado em macroescala, bem como pelo aspecto de rugosidade superficial. Para que haja a formação das microbandas, pode-se dizer que duas condições devem ser atendidas de forma simultânea:

- i) Durante a recarga, a atividade de um sistema de escorregamento deverá ser muito superior à de qualquer outro sistema não co-planar;
- ii) O sistema de forte atividade durante a recarga corresponde a um sistema latente (inativo) durante a primeira trajetória de deformação.

A primeira condição será favorecida quando existirem agregados cristalinos com grande tamanho de grão. Já a segunda condição deve-se à severidade na mudança na trajetória de deformação, sendo favorecida por seqüências de deformação caracterizadas por valores do parâmetro  $\alpha$  próximos de zero.

Cobre e aço exibem um comportamento mecânico similar após mudanças na trajetória de deformação, conforme descrito por RAUCH e SCHMITT (1989) e FERNANDES, GRACIO e SCHMITT (1993). Para uma seqüência ortogonal, o limite de escoamento após a mudança na trajetória de deformação é maior que o valor correspondente ao carregamento monotônico, e o encruamento posterior, menor. Em escala microestrutural, juntamente com a dissolução das deslocações, microbandas são observadas em ambos os materiais. Entretanto, a propagação das microbandas através dos contornos de grão parece ser mais freqüente nos aços, provavelmente porque esses materiais, de maneira geral possuem um maior número de sistemas de escorregamento. Isso pode facilitar a propagação das microbandas e fazer dos aços um material mais propício à localização microscópica da deformação. O alumínio parece ter um comportamento diferente, especialmente quando ele estiver ligado com outros elementos. Nesse caso, devido à interação com os átomos de soluto, a estrutura de deslocação não está bem definida, conforme demonstrado por HUGHES (1993).

NESTEROVA, BACROIX e TEODOSIU (2001) mostraram que a seqüência tração seguida de cisalhamento na mesma direção obteve os mesmos efeitos qualitativos obtidos pela seqüência cisalhamento seguido por cisalhamento à 135° com a direção de laminação. Isso veio confirmar que os efeitos observados são determinados principalmente pela mudança na trajetória de deformação e que eles são menos afetados pelos modos de deformação.

Com base em experimentos realizados com o auxílio de microscopia eletrônica de transmissão em aços baixo carbono, foi possível observar uma dissolução subestrutural e uma localização microscópica de deformação na forma de microbandas quando a

trajetória de deformação é fortemente alterada, conforme descrito por BATE (1993) em experimentos com alumínio.

FERNANDES et al. (1993), ao trabalharem com cobre, constataram o aparecimento das microbandas nesse material, sob certas condições. No caso do cobre de grande tamanho de grão (250 $\mu$ m), deformado em tração após laminação perpendicular até valores de pré-deformação de 10% e 17%, foi possível observar a formação das microbandas. Essa observação contrasta com o cobre com pequeno tamanho de grão (20 $\mu$ m), que quando é submetido ao mesmo tipo de trajetória de deformação, não se observa escorregamento localizado próprio das microbandas. A facilidade de acomodação em grãos de maior tamanho e o tipo de mudança de trajetória provocam a forte ativação de um único sistema de escorregamento (escorregamento simples), que foi inativo durante a pré-deformação (correspondente à mudança de trajetória ortogonal). Conseqüentemente, é induzido um intenso escorregamento no respectivo plano. Pelo contrário, a não observação de microbandas nos pequenos tamanhos de grão deve-se à uniformidade de deformação no interior dos grãos, necessária à acomodação, a qual se traduz na ativação simultânea de vários sistemas (escorregamento múltiplo) e na repartição homogênea de cada um deles.

Em experimentos realizados por NESTEROVA, BACROIX e TEODOSIU (2001), utilizando seqüência ortogonal em aços do tipo IF (livre de intersticiais), a deformação conduziu à formação de uma estrutura de deslocação de baixa energia como as representadas pelos contornos de deslocações, e em conseqüência, haverá o surgimento da localização de deformação, microbandas. A aparência dessas microbandas dependente fortemente da orientação do grão. Foi observado também que as microbandas não aparecem em todos os grãos, mas somente naqueles que possuem uma estrutura de parede de deslocações bem desenvolvida após a pré-deformação. Isso significa dizer que para esse material, a formação de tais microbandas e o amaciamento dependerão da quantidade de pré-deformação. Quanto maior for a pré-deformação, mais desenvolvida será a parede de deslocações dentro de todos os grãos.

Segundo LEWANDOWSKA (2003), em experimentos realizados com duas ligas de alumínio, 5182 e 6016, com 1mm de espessura, após mudança da trajetória de deformação em uma seqüência ortogonal, as paredes de deslocações formadas durante a primeira trajetória de deformação serão parcialmente destruídas, e como conseqüência,

uma distribuição mais homogênea das deslocações é visível assim como a formação de algumas microbandas nos grãos. LEWANDOWSKA (2003) destaca que com o aumento da quantidade de deformação por cisalhamento, o número de grãos contendo as microbandas também aumenta e que houve uma predominância de formação de tais bandas na liga 5182 devido ao fato de esta apresentar alto teor de magnésio, pois os átomos desse elemento fazem com que essa liga se torne uma liga com escorregamento planar, a qual localiza facilmente a deformação.

As microbandas de cisalhamento são antecessoras das chamadas bandas de cisalhamento, porém, existe muita dúvida com relação à formação de tais bandas e quais são os aspectos que mais as influenciam. Segundo KORBEL e MARTIN (1986), a formação das bandas de cisalhamento macroscópicas resulta da propagação (crescimento) das microbandas através do cristal. Assim, o mecanismo de formação das bandas pode ser considerado como sendo um processo autocatalítico de dois passes, que envolve a nucleação das microbandas (geração de uma primeira avalanche de deslocações) e a subsequente conversão dessas microbandas em bandas quando elas encontram barreiras como uma fronteira de grão ou se uma longa distância cristalográfica for um empecilho à movimentação das microbandas.

CIZEK (2002), em experimentos com aço inox austenítico por meio de torção a 900°C, fez uma análise da subestrutura das bandas de cisalhamento. Ele concluiu que essas bandas são formadas quando é empregada elevada deformação e se originam a partir de microbandas previamente existentes, sendo fortemente influenciadas pela geometria de deformação imposta. Essas bandas, na verdade, corresponderiam a uma etapa posterior às microbandas, sendo compostas por uma estrutura de células bem desenvolvidas e levemente alongadas, que têm como processo de nucleação, um processo cooperativo estabelecido entre as microbandas, e fazendo ainda com que elas se unam, tornando-se mais longas e espessas.

Na FIG. 2.16 é apresentada uma visualização via MET do processo de nucleação das bandas de cisalhamento, conforme apresentado por CIZEK (2002):



FIGURA 2.16 - Processo de nucleação de uma banda de cisalhamento a partir de pequenas microbandas.  
Fonte: CIZEK (2002), FIG. 1, p 215

Na FIG. 2.17 é mostrada a evolução das microbandas numa microestrutura de aço IF submetida a uma deformação de 1.0 e na FIG. 2.18 são mostradas microbandas desenvolvidas durante a recarga no aço.

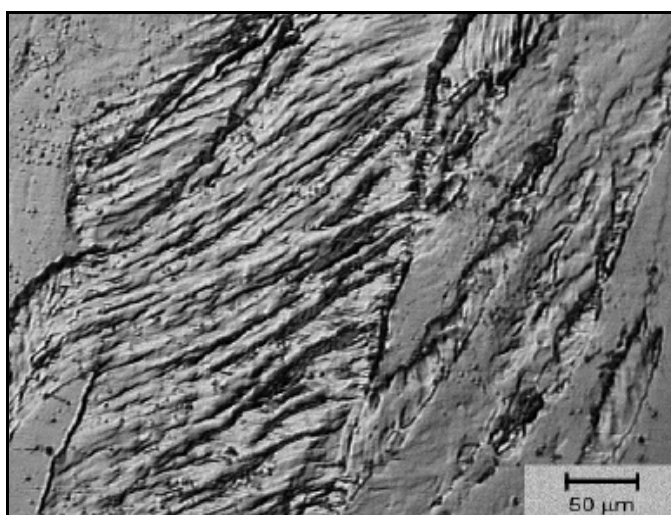


FIGURA 2.17 - Microestrutura de amostra de aço IF ensaiada a 800°C com deformação de 1.0 mostrando a evolução das microbandas na microestrutura ferrítica.

Fonte: Regone, Willian. Simulação da laminação a quente de um aço livre de intersticiais (IF) através de ensaios de torção. 2001. 174 f. FIG. 4.16, p. 72



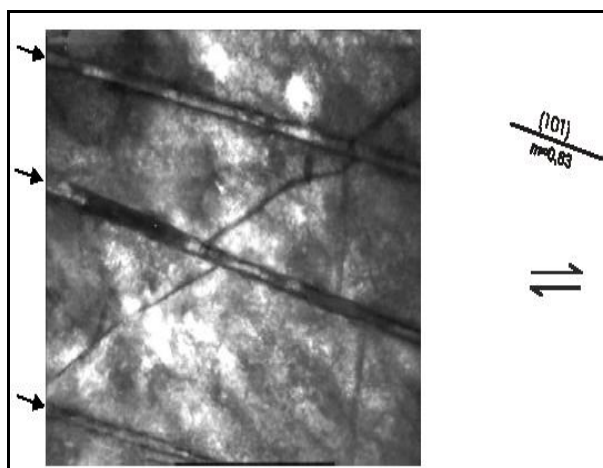


FIGURA 2.18 - Microbandas (assinaladas por setas) desenvolvidas durante a recarga do aço deformado em trajetórias de laminação-cisalhamento. A deformação cisalhante associada às microbandas é visível através de cortes na fronteira do grão. As setas indicam a direção e o sentido do ensaio de cisalhamento.

Fonte: Lopes, Augusto Luís Barros. Análise microestrutural das instabilidades plásticas em materiais metálicos. 2001. 264 f. FIG. II. 25, p. 41

As microbandas têm sido observadas em vários metais e ligas CFC quase estaticamente deformadas. Entretanto, a EDE parece não ter uma influência significativa na formação dessas microbandas.

## 2.2 Textura Cristalográfica

A textura cristalográfica deve ser considerada fator de projeto, pois uma orientação fortemente preferencial ocasionará uma anisotropia das propriedades mecânicas no plano da chapa fina, gerando respostas desiguais do material durante as operações de fabricação e conformação, DIETER (1981). De maneira geral, as propriedades físicas dos cristais dependem fortemente da direção em que são medidas. Se os cristais de uma amostra policristalina estão orientados aleatoriamente, então ela apresentará as mesmas propriedades em todas as direções; trata-se de uma amostra isotrópica. Entretanto, um arranjo cristalino verdadeiramente ao acaso raramente é atingido, porque os processos de fabricação tendem a alinhar os cristais no interior dos grãos, de forma que suas orientações não estão uniformemente distribuídas. O resultado é chamado de textura cristalográfica ou orientação preferencial, que pode simplesmente ser definida como

uma condição na qual a distribuição de orientações do cristal não é aleatória, REED-HILL (1982) e CULLITY (1978).

LOPES et al. (2003), ao analisarem o comportamento da liga de alumínio AA1050-O, realizaram ensaios de tração e cisalhamento em diferentes direções. Para a tração uniaxial, foram feitos testes a 0°, 45° e 90° com a direção de laminação, enquanto que para o cisalhamento simples foram feitos testes a 45° e 90° com a direção de laminação. Para os ensaios de tração, uma anisotropia forte foi observada, conduzindo a uma diferença de até 30% no alongamento uniforme. Para o cisalhamento simples, o encruamento também foi muito diferente. Esses resultados foram relacionados com análises que levaram em conta observações da subestrutura da deslocação e medições da textura cristalográfica.

A FIG. 2.19 mostra as curvas duplicadas de tensão em função da deformação plástica para testes de tração e cisalhamento. Para os ensaios de cisalhamento a 90°DL, o encruamento inicialmente é muito alto, mas ele satura rapidamente. Entretanto, a 45°DL os testes de cisalhamento exibem encruamento, o qual é menor inicialmente, mas se mantém por valores de deformação maiores. Novamente, como para tração uniaxial, isso indica que o encruamento é anisotrópico para a deformação por cisalhamento.

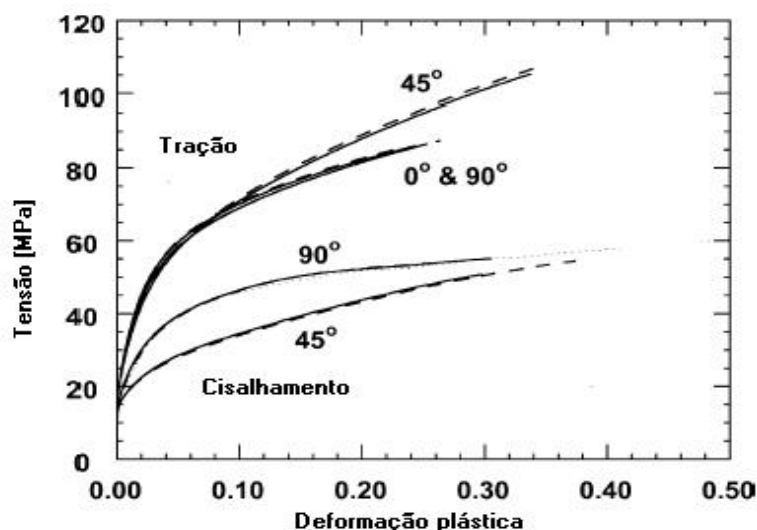


FIGURA 2.19 – Curvas duplicadas de tensão em função da deformação plástica em tração uniaxial e cisalhamento simples para AA1050-O. Tração na direção de laminação (0°), na direção transversal (90°) e a 45°DL. Cisalhamento simples a 45° e 90° em relação à direção de laminação.

Fonte: LOPES et al. (2003), FIG. 2, p. 6

Nesse trabalho, foi observado que a liga de alumínio AA1050-O exibe um forte comportamento anisotrópico durante tração uniaxial e cisalhamento simples. A anisotropia foi explicada pela evolução da textura cristalográfica com a deformação. A variação da microestrutura de deslocação tem um efeito menor e parece não influenciar na anisotropia. É mostrado que a microestrutura de deslocação depende fortemente do modo de carregamento. Para cisalhamento simples, a estrutura de deslocação foi idêntica, composta por paredes de deslocações, independente da direção ( $45^\circ$  e  $90^\circ$  com a direção de laminação), conforme mostrado na FIG. 2.20:

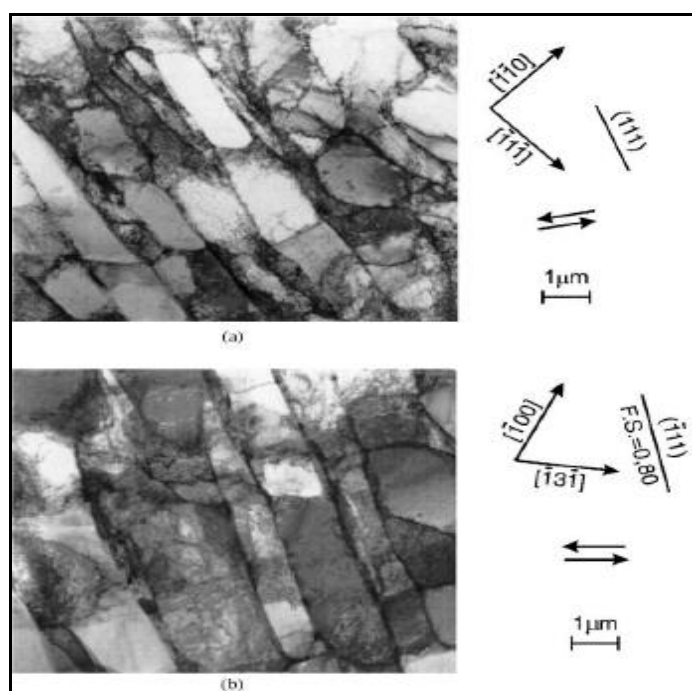


FIGURA 2.20 – Observações via MET de paredes de deslocações retas desenvolvidas após cisalhamento simples da liga AA1050-O para uma deformação cisalhante de aproximadamente 0.30 para (a)  $45^\circ$  e (b)  $90^\circ$ DL. As setas indicam a direção e o sentido do ensaio de cisalhamento.

Fonte: LOPES et al. (2003), FIG. 9, p. 15

Após tração uniaxial na direção de laminação ou na direção transversa, a estrutura de deslocação observada era composta por células equiaxiais em muitos dos grãos. Após tração a  $45^\circ$  com a direção de laminação, a estrutura de deslocação foi levemente diferente, conforme mostrado na FIG. 2.21. Como conclusão final, pode-se afirmar que a evolução da textura é o fator principal para o comportamento anisotrópico observado pela liga de alumínio AA1050-O.

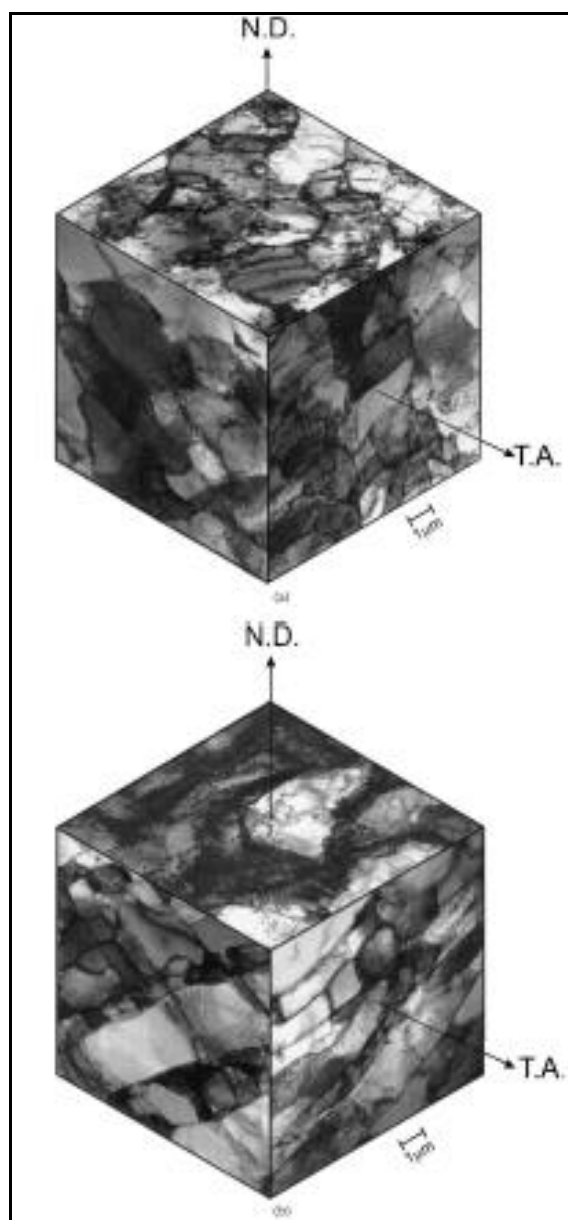


FIGURA 2.21 – Imagem composta da estrutura de deslocação em três planos de observação, RD-TD (RD = Rolling Direction - Direção de Laminação) e TD = Transverse Direction – Direção Transversal), TA-ND e WA-ND (TA e WA são eixos de tração e largura, respectivamente e ND = Normal Direction) após tração uniaxial da liga AA1050-O com uma deformação de aproximadamente 0.12. (a) Tração a 0°DL (b) Tração a 45°DL.

Fonte: LOPES et al. (2003), FIG. 8, p. 14

GRACIO, LOPES e RAUCH (2000) submeteram a liga de alumínio AA1050-O a seqüências de carregamento compreendidas por laminação seguida por cisalhamento em três direções: 0° ( $\alpha = 0$ ), 45° ( $\alpha = 0.50$ ) e 135° ( $\alpha = -0.50$ ) com a direção de laminação. É mostrado que o comportamento da tensão de fluxo é fortemente influenciado pela

severidade na mudança da trajetória de deformação. Por exemplo, quando cisalhado a 135°, esse material irá apresentar instabilidade plástica, o que está intimamente relacionado com a evolução da textura com a mudança na trajetória de deformação.

A partir de um ponto de vista estrutural, é observado que a instabilidade plástica e a localização correspondente da tensão de fluxo, ocorrerão somente quando amaciamento é notado. Avaliando-se a evolução da textura, que é diferente para os três casos pesquisados (0°, 45° e 135°), em função da evolução do fator de Taylor com a deformação, foi observado que ocorrerá amaciamento quando o fator de Taylor diminuir, propiciando assim, a instabilidade plástica. Então, pode-se dizer que a instabilidade plástica da liga AA1050-O ocorrerá para a direção de 135° porque é nessa direção que ocorrerá a queda no fator de Taylor, apesar da subestrutura de deslocação ser a mesma. A anisotropia mecânica apresentada pelo material está relacionada com a textura de deformação.

Um método muito usado para a avaliação da anisotropia plástica de chapas é aquele que usa o coeficiente R de Lankford, a partir do qual pode-se medir a anisotropia planar,  $\Delta R$ , e a normal,  $R_m$ . A resistência à deformação na espessura está relacionada ao coeficiente  $R_m$ , sendo tanto mais alta quanto maior for este parâmetro, permitindo assim, profundidades maiores nos estampos, segundo PIORKO e MELO (1990). Esses parâmetros serão descritos a seguir.

## **2.3 Ensaios mecânicos**

Nesta seção são apresentados os dois ensaios mecânicos utilizados neste trabalho: ensaio de tração uniaxial para chapas metálicas e ensaio de cisalhamento planar simples.

### **2.3.1 Ensaio de tração uniaxial**

Pela sua simplicidade, este é um dos ensaios mecânicos mais utilizados. Consiste em submeter um corpo de prova com dimensões padronizadas a esforços trativos uniaxiais até sua ruptura. Seu resultado é dependente de vários fatores, dentre os quais podem ser citados: composição do material ensaiado, tratamentos térmicos ou mecânicos aos quais

o mesmo tenha sido submetido anteriormente, temperatura do ensaio e taxa de deformação, como observado por AGUILAR e CORRÊA (2003).

A maneira mais usual de apresentar os dados deste ensaio é por meio de duas curvas, a primeira corresponde à curva tensão convencional em função da deformação de engenharia ou convencional, e a segunda refere-se à curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira. Assim, define-se a deformação e a tensão convencionais pelas EQ. (2.2) e (2.3):

$$e = \left( \frac{\Delta l}{l_0} \right) = \left( \frac{l_f - l_0}{l_0} \right) = \left( \frac{l_f}{l_0} - 1 \right) \quad (2.2)$$

$$\sigma_c = \frac{P}{A_0} \quad (2.3)$$

onde:

e = deformação convencional;

$\Delta l = l_f - l_0$ , alongamento

$l_f$  = comprimento final do corpo de prova, [mm];

$l_0$  = comprimento inicial do corpo de prova, [mm];

P = carga, [N];

$A_0$  = área inicial, [mm<sup>2</sup>]

$\sigma_c$  = tensão convencional ou de engenharia, [MPa]

Nesse caso, a tensão convencional será calculada considerando sempre as dimensões originais do corpo de prova, assim como a deformação convencional.

Porém, essa análise não reflete o comportamento real do material, porque as deformações, do modo como são definidas, não são aditivas, e como se sabe, a seção transversal do corpo de prova varia com a deformação. Uma representação mais fidedigna consiste na curva tensão em função da deformação verdadeira. Para isso, a tensão e a deformação serão calculadas levando-se em consideração as dimensões instantâneas do corpo de prova. Assim, define-se a tensão e a deformação verdadeiras pelas EQ. (2.4) e (2.5):

$$\varepsilon = \int_{l_0}^{l_f} \frac{d_l}{l} = \ln\left(\frac{l_f}{l_0}\right) = \ln(1+e) \quad (2.4)$$

$$\sigma_v = \frac{P}{A_i} \quad (2.5)$$

onde:

$\varepsilon$  = deformação verdadeira;

$A_i$  = área instantânea do corpo de prova, [mm<sup>2</sup>];

$\sigma_v$  = tensão verdadeira, [MPa].

Através das definições dadas acima, pode-se correlacionar a deformação verdadeira e de engenharia e a tensão verdadeira e de engenharia por meio das EQ. (2.6) e (2.7):

$$\varepsilon = \ln(1+e) \quad (2.6)$$

$$\sigma_v = \sigma_c \cdot (1+e) \quad (2.7)$$

A partir dos gráficos de tensão em função da deformação, é possível observar as regiões ou condições de comportamento de regime elástico e plástico do material, assim como associar a elas certos parâmetros ou grandezas relacionadas ao material, por exemplo, o módulo de Young, o endurecimento por deformação (encruamento), o limite de escoamento, o limite de resistência, a região de deformação elástica, a região de deformação plástica uniforme, a região de deformação plástica não-uniforme, a região de estricção e fratura. A parte do gráfico correspondente ao regime plástico é chamada de curva de escoamento ou de fluxo do material, como observado por DUARTE (1997). A análise dos efeitos da alteração na trajetória de deformação na ductilidade de um dado material é comumente avaliada mediante emprego da chamada deformação residual uniforme. A deformação uniforme,  $\varepsilon_u$ , de um dado material é indicada na curva de escoamento da FIG.2.22(a). Se uma amostra desse material é pré-deformada em tração de um determinado valor de deformação externa,  $\varepsilon_{et}$ , descarregada e novamente submetida ao teste de tração, a deformação neste segundo modo de deformação deverá

ser equivalente à deformação residual uniforme  $\epsilon_{ur}$ , conforme a equação mostrada no gráfico e representada através da curva da FIG. 2.22(b), conforme CORRÊA (2004).

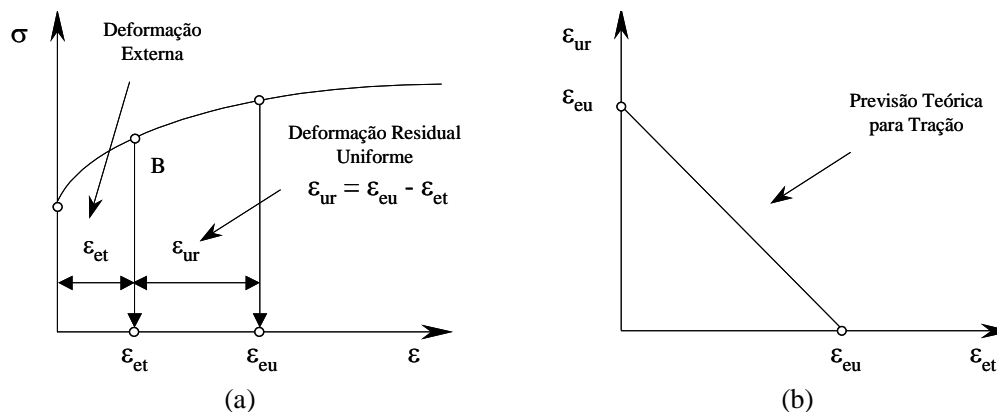


FIGURA 2.22 – Representação da análise da deformação residual uniforme: (a) curva tensão-deformação e (b) curva deformação residual uniforme-pré-deformação.

Fonte: CORRÊA (2004). FIG. 5.94, p 197

Deve-se salientar que os valores de  $\epsilon_{ur}$  estabelecidos de acordo com a FIG.2.22 estão associados à deformação de amostras através de um único tipo de operação. No caso de mudança na trajetória de deformação, os resultados não devem seguir a curva apresentada, teórica, a menos que o material mostre ser insensível ao fenômeno. LLOYD e SANG (1979), em pesquisas feitas anteriormente, mostraram que para as situações nas quais a alteração na trajetória de deformação conduzia a redução na resistência mecânica do metal era observado acréscimo nos resultados de  $\epsilon_{ur}$  e vice-versa.

Para analisar e comparar estados gerais de tensão e deformação, definem-se as chamadas tensão e deformação efetivas por meio de um parâmetro. Esse parâmetro será usado para servir de referência em ensaios diferentes, mas com um mesmo referencial de tensão e deformação. Dessa forma, pode-se a partir do ensaio de cisalhamento trabalhar com a tensão e deformação efetivas para comparar as respostas de um dado material mediante solicitações diferentes.

Para a realização do ensaio de tração é utilizado um corpo de prova com seus lados acuradamente paralelos ao longo do seu comprimento. A amostra é presa em ambas as extremidades e alongada em uma taxa constante de deformação em uma máquina de tração até ocorrer a fratura, como descrito na norma ASTM E 8. A carga aplicada e a



deformação são medidas por meio de uma célula de carga e um extensômetro, respectivamente, ASM METALS HANDBOOK (1988).

Durante o processo de laminação, usado para produzir metais em forma de chapas e posteriormente se fazer o recozimento, os cristais dentro dos grãos e qualquer inclusão presente se alongam na direção da laminação, e uma orientação cristalográfica preferencial se desenvolve. Isso causa uma variação das propriedades com a direção. Dessa forma, é comum que as amostras para o teste de tração sejam cortadas paralelas à direção de laminação, em 45° e em 90° em relação a essa direção. Essas amostras são conhecidas como longitudinal, diagonal e transversal, respectivamente. Devido ao fato de as propriedades mecânicas e o alongamento tenderem a ser menores na direção transversal, testes nessa direção são freqüentemente usados como base para uma especificação, ASM METALS HANDBOOK (1988).

Em um teste de tração, a carga aumenta até um valor máximo e então diminui antes de ocorrer a fratura. Essa redução acontece devido à deformação localizada, a qual causa uma redução da seção. Essa redução de seção tem efeito maior que o aumento da tensão de fluxo devido ao encruamento, ASM METALS HANDBOOK (1988).

Adicionalmente às medições da largura e espessuras iniciais da amostra, as quais são necessárias para se calcular a tensão, são feitas medições em intervalos durante o ensaio para determinar o valor de R, fator de anisotropia.

O valor de R é medido em um nível especificado de deformação, entre o ponto de escoamento e o alongamento uniforme (por exemplo, com 15% de alongamento). Ele pode ser medido interrompendo-se o teste nessa deformação e medindo-se a largura cuidadosamente ( $\pm 0,013\text{mm}$  ou  $\pm 0,0005\text{in}$ ), utilizando-se de no mínimo três pontos igualmente espaçados ao longo da amostra com 50,8mm (2,00in) de comprimento. Na prática, a espessura é calculada a partir da largura e comprimento da amostra, assumindo que não haverá mudança no volume, ASM METALS HANDBOOK (1988).

Várias são as propriedades mecânicas obtidas através da realização do ensaio de tração, entre elas, podem ser citadas: limite de escoamento, LE, limite de resistência à tração, LR, alongamento uniforme,  $e_u$ , alongamento não-uniforme,  $e_{nu}$ , alongamento total,  $e_{total}$ , expoente ou coeficiente de encruamento, n, razão elástica, LE/LR, e taxa de encruamento,  $d\sigma/d\varepsilon$ .

O valor de  $n$  ou expoente de encruamento é determinado pela dependência da tensão de fluxo com o nível de deformação. Em materiais com  $n$  elevado, as tensões de fluxo aumentam rapidamente com a deformação. Isso tende a distribuir melhor a deformação para regiões de menor deformação e tensão de fluxo. O  $n$  elevado também é uma indicação de boa conformabilidade em uma operação de estiramento, por exemplo. Na região de deformação uniforme, o valor  $n$  é definido pela EQ. (2.8), conforme ASM METALS HANDBOOK (1988):

$$n = \frac{d \ln(\sigma_v)}{d \ln(\varepsilon)} \quad (2.8)$$

onde  $\sigma_v$  é a tensão verdadeira (carga/área instantânea). Esta relação implica que a curva  $\sigma \times \varepsilon$  do material se aproxima de equação de potência proposta pela EQ. (2.9a):

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (2.9a)$$

$K$  é uma constante conhecida como coeficiente de resistência. A equação (2.9a) fornece uma boa aproximação para muitos aços, mas não é muito precisa para aços com duas fases e algumas ligas de alumínio. Para esses materiais, dois ou três valores de  $n$  podem ser necessários de se calcular para as regiões de baixa, intermediária e elevada deformação.

Quando a equação (2.9a) é uma representação segura do comportamento do material,  $n$  pode ser calculado pela equação (2.9b):

$$n = \ln(1 + e_u), \quad (2.9b)$$

onde  $e_u$  é o alongamento uniforme ou alongamento sob carga máxima num teste de tração. Por definição,  $\ln(1 + e_u)$  é idêntico a  $\varepsilon_u$  o qual é a deformação verdadeira no alongamento uniforme.

Muitos aços com limite de escoamento abaixo de 345 MPa (50 Ksi) e muitas ligas de alumínio possuem  $n$  variando de 0,2 a 0,3.

Para aços com maior limite de escoamento,  $n$  é dado pela EQ. (2.10), segundo BACKOFEN (1974):

$$n = 70 / \text{limite de escoamento em MPa} \quad (2.10)$$

Um elevado valor de  $n$  conduz a uma grande diferença entre o limite de escoamento e o limite de resistência, denominada razão elástica. Quanto menor for esse valor de  $n$ , maior será a capacidade de encruamento do material e maior será a sua ductilidade. A variação dessas propriedades fornece uma outra maneira de se mensurar a conformabilidade de um material.

A taxa de encruamento auxilia a estampabilidade no sentido de que, quanto mais elevada for a capacidade de encruamento da chapa, maior será a distribuição das deformações durante a deformação, retardando o aparecimento da estricção, como destacado por PIORKO e MELO (1990).

O valor de  $R$  ou variação da deformação plástica relata a embutibilidade e é conhecido como um fator de anisotropia. Ele é definido como a razão da deformação verdadeira da largura pela deformação verdadeira da espessura em uma região de alongamento uniforme de um teste de tração. Esse valor de  $R$  é uma medida da capacidade do material em resistir à perda da espessura e freqüentemente muda com a direção da chapa, sendo dependente do alongamento no qual ele é medido. A medição de  $R$  usualmente é feita num alongamento de 10%, 15% ou 20%, segundo ASM METALS HANDBOOK (1988).

O cálculo de  $R$  é feito a partir das medições da deformação na largura e no comprimento, EQ. (2.11) e (2.12), e depois relacionando-os pela EQ. (2.13):

$$\varepsilon_w = \ln\left(\frac{w}{w_0}\right) \quad (2.11)$$

$$\varepsilon_t = \ln\left(\frac{t}{t_0}\right) = \ln\left(\frac{L_0 \cdot w_0}{L \cdot w}\right) \quad (2.12)$$

Pela lei de conservação de volume tem-se que  $\varepsilon_l + \varepsilon_w + \varepsilon_t = 0$ , logo,  $\varepsilon_t = -(\varepsilon_l + \varepsilon_w)$

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = -\frac{\varepsilon_w}{(\varepsilon_l + \varepsilon_w)} \quad (2.13)$$

Em uma operação de estampagem de um copo cilíndrico, a variação de R com a direção conduz a um copo com uma parede que varia com a altura, fenômeno conhecido como “orelhamento” (*earing*). Por isso, é comum medir os valores da anisotropia normal média,  $R_m$ , e da anisotropia planar,  $\Delta R$ , definidas pelas EQ. (2.14) e (2.15):

$$R_m = (R_{0^\circ} + 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ}) / 4 \quad (2.14)$$

$$\Delta R = (R_{0^\circ} - 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ}) / 2 \quad (2.15)$$

Os índices subscritos referem-se ao ângulo entre a linha de centro do corpo de prova e a direção de laminação. O valor de  $\Delta R$  é uma medida da variação de R no plano da chapa e determina a extensão do fenômeno de orelhamento (*earing*). Já o valor  $R_m$  influencia a profundidade média possível de ser obtida em uma operação de estampagem profunda (*deep drawing*).

Há um consenso entre os autores segundo os quais, os parâmetros necessários para uma boa estampabilidade são: um elevado valor de  $R_m$  e um  $\Delta R$  o mais próximo possível de zero.

Os valores de  $R_m$  e de  $\Delta R$  podem ser calculados a partir dos valores de R em diferentes direções, utilizando-se as equações (2.2), (2.3), (2.11), (2.12) e (2.13).

### 2.3.2 Ensaio de cisalhamento planar simples

Conforme salientado por RAUCH (1998), o ensaio de cisalhamento planar simples possui inúmeras vantagens quando comparado com o ensaio de tração uniaxial. Permite a realização de ensaios mecânicos com grande percentual de deformação sem o desenvolvimento de uma zona de estricção. Também apresenta uma geometria extremamente simples da amostra e é um dos ensaios mais utilizados quando se deseja avaliar o efeito Bauschinger, pela facilidade de se efetuarem testes com carga reversa. Com essa técnica de ensaio pode-se obter várias seqüências de carregamento, tais como: carregamento monotônico, seqüência reversa (teste Bauschinger) e seqüência ortogonal,

que permitirão avaliar a influência da trajetória de deformação no comportamento mecânico do material. Na seqüência ortogonal, obtida, por exemplo, por uma seqüência de cisalhamento simples na direção da laminação seguida por cisalhamento a 135° com a direção da laminação, é possível avaliar a formação de regiões com uma localização microscópica da deformação, as chamadas microbandas. De fato, o equipamento para o ensaio de cisalhamento simples é projetado para amostras que são, a partir de um ponto de vista mecânico, simétricas com relação ao seu plano.

BACROIX e HU (1995) utilizaram uma seqüência de cisalhamento simples em amostras de aço baixo carbono para compreender como a evolução da textura durante a deformação do material afeta seu comportamento plástico, salientando que até então a influência da evolução da textura era freqüentemente desprezada em detrimento da evolução microestrutural. Nesse caso, o ensaio de cisalhamento mostrou ser um método simples e eficiente para se avaliar o papel das texturas iniciais e induzidas na curva tensão em função da deformação. Isso foi possível devido ao fato de a seqüência de carregamento por cisalhamento simples ser capaz de produzir tanto uma grande quantidade de deformação homogênea quanto rotações, especialmente nos aços. Com o uso dessa técnica de ensaio, foi possível identificar as respectivas contribuições das evoluções da textura e microestrutura no comportamento de encruamento do aço baixo carbono, ressaltando que tanto as contribuições intergranulares como as geométricas devem ser consideradas para explicar completamente as formas observadas nas curvas tensão em função da deformação após mudança na trajetória de deformação.

RAUCH (1992) destaca ainda que a qualidade do teste depende da homogeneidade do tensor tensão, devendo, para isso, respeitar algumas regras:

- O tensor tensão deve ser simétrico e a tensão cisalhante não pode ser imposta nas extremidades da amostra, próxima da superfície livre. Esse efeito é minimizado (mas não eliminado) ao se impor uma razão entre o comprimento e a largura efetiva da amostra, tão grande quanto possível ( $l/w_{efetiva} > 10$ );
- A flambagem é freqüente em amostras finas submetidas ao cisalhamento simples. O início da flambagem plástica depende dos níveis de tensão e deformação, módulo de elasticidade e rigidez da chapa. Empiricamente, não há flambagem para o aço baixo carbono quando a razão da largura efetiva e a espessura da amostra for menor que 10 ( $w_{efetiva} / t < 10$ ). BARLAT et al. (2003)

destacam ainda que a razão entre a largura efetiva e a espessura da chapa deve ser superior a três, em um ensaio de cisalhamento simples;

- Em adição a essas condições, um aperto eficiente requer uma tensão de compressão em ambas as partes laterais da amostra o suficiente para promover a indentação da superfície da amostra dentro da ferramenta. Essas perturbações se anulam na amostra em uma distância da ferramenta comparável à espessura da chapa. Para assegurar que a seção média do volume da amostra não será perturbada pela ferramenta, é necessário impor uma largura efetiva da amostra no mínimo duas vezes maior que a espessura da chapa. Essa última condição não é respeitada quando a tensão de cisalhamento é aplicada em amostras grossas.

Acredita-se que o estado impróprio de tensão resultante da violação desta regra conduza a resultados de difícil interpretação.

Com base nessas informações, pode-se concluir que o cisalhamento planar simples é idealmente aplicado em metais laminados com pequena espessura,  $t < 2$  mm. Assim, pode-se organizar as restrições geométricas listadas acima do seguinte modo:

$$\begin{aligned} l / w_{\text{efetiva}} &> 10; \\ 3t < w_{\text{efetiva}} < 10t \text{ e} \\ t < 2\text{mm} \end{aligned}$$

O fato de alguns materiais terem a capacidade de continuar a encruar e sustentar a deformação cisalhante elevada antes de ocorrer a fratura é típico do ensaio de cisalhamento. Assim, em uma seqüência ortogonal de deformação, com a formação das microbandas, se fosse utilizado um ensaio de tração uniaxial, haveria estrição rápida e ruptura dúctil da amostra dentro de poucos percentuais de deformação, conforme ressaltado por RAUCH (1992).

É possível ainda comparar os resultados obtidos por cisalhamento com aqueles previstos num ensaio de tração uniaxial. O primeiro, no entanto, tem a vantagem de se ter um percentual de deformação maior, com uso da correção de von Mises,  $\sigma = \sqrt{3} \tau$  e  $\gamma = \sqrt{3} \epsilon$ .

Segundo RAUCH (1992), ensaios realizados a  $0^\circ$  e  $90^\circ$  com a direção de laminação, apresentarão a mesma curva  $\tau \times \gamma$  devido à existência de um tensor tensão simétrico, sendo então estas duas direções,  $0^\circ$  e  $90^\circ$ DL, chamadas de direções duais, assim como as direções  $45^\circ$ DL e  $135^\circ$ DL. Outra similaridade diz respeito ao fato de se ter para essas seqüências, o mesmo valor do parâmetro  $\alpha$ , 1 e 0, respectivamente.

O equipamento é projetado de maneira a impor um deslocamento paralelo em duas garras laterais. A deformação cisalhante,  $\gamma$ , é obtida dividindo-se o deslocamento decorrente das marcações feitas no corpo de prova,  $\Delta L$ , pela largura efetivamente cisalhada,  $w_{efetiva}$ . Entretanto, segundo GRACIO et al. (2004), é necessária a correta marcação da amostra para que se possa medir efetivamente o valor da deformação final sofrida pelo material, conforme mostrado pela EQ. (2.16):

$$\gamma_{medida} = (\Delta L / w_{efetiva}) \quad (2.16)$$

A tensão cisalhante, ( $\tau$ ), é determinada dividindo-se a carga aplicada ( $P$ ) pela área cisalhada,  $A_{cis}$ , ( $l.t$ ). Já a deformação cisalhante,  $\gamma$ , é medida através dos deslocamentos do corpo de prova no sentido do comprimento,  $\Delta L$ , e horizontal,  $w_{efetiva}$ , conforme o esquema da FIG. 2.23:

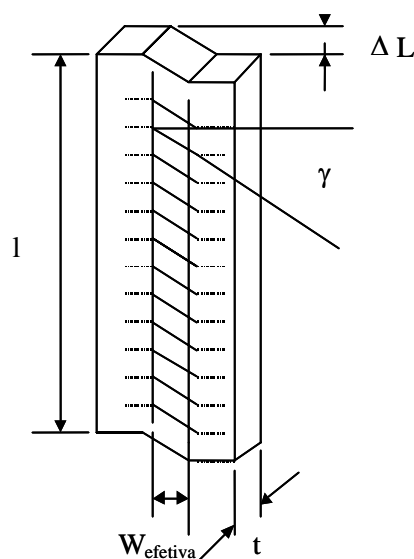


FIGURA 2.23: Esquema do corpo de prova cisalhado.

### 3. MATERIAL E METODOLOGIA

Nos estudos feitos, foi analisado o comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 430E laminado, no estado como recebido. Nesta seção são descritos os procedimentos adotados para a realização dos ensaios mecânicos de tração e cisalhamento.

#### 3.1 Material

Neste trabalho, o material estudado foi o aço inoxidável AISI 430E, processado industrialmente na forma de chapas, como recebido, ou seja, não foi aplicado ao mesmo nenhum tratamento posterior. Esse material, classificado como aço inoxidável ferrítico, pertence à série 400 da American Iron and Steel Institute, da sigla em inglês AISI, possui composição química típica 0,2% em peso de C e 16% a 30% de Cr. A estrutura de equilíbrio desses aços é compreendida totalmente de ferrita para temperatura ambiente e próxima do ponto de fusão. Desta forma, esses aços não apresentam mudança de estrutura cristalina e com isto não podem ser temperados e revenidos, apesar de que algumas análises apresentam resultados contrários a essa afirmação. Esses materiais são largamente utilizados na fabricação de baixelas e utensílios domésticos e industriais, GERDAU (2003).

Na TAB. III.1 são apresentadas as características mecânicas e de estampabilidade padrões do aço 430E (430 DDQ) processado industrialmente pela Acesita, conforme comunicação feita com essa empresa segundo NUNES (2005).

TABELA III. 1 – Propriedades mecânicas típicas aço P430E

Material	Dureza [HB]	LE [MPa]	LR [MPa]	$\epsilon_{total}$ [%]	$R_m$	$\Delta R$
P430E	79	330	480	30	1.7	0.5

Pelos dados fornecidos, pode-se concluir que a trabalhabilidade a frio deste material é favorecida pelo alongamento total superior a 30 % e dureza inferior a 80 HB além de valores de  $R_m$  e  $\Delta R$  melhores que os obtidos para o aço 430 comum.



### 3.2 Procedimento experimental

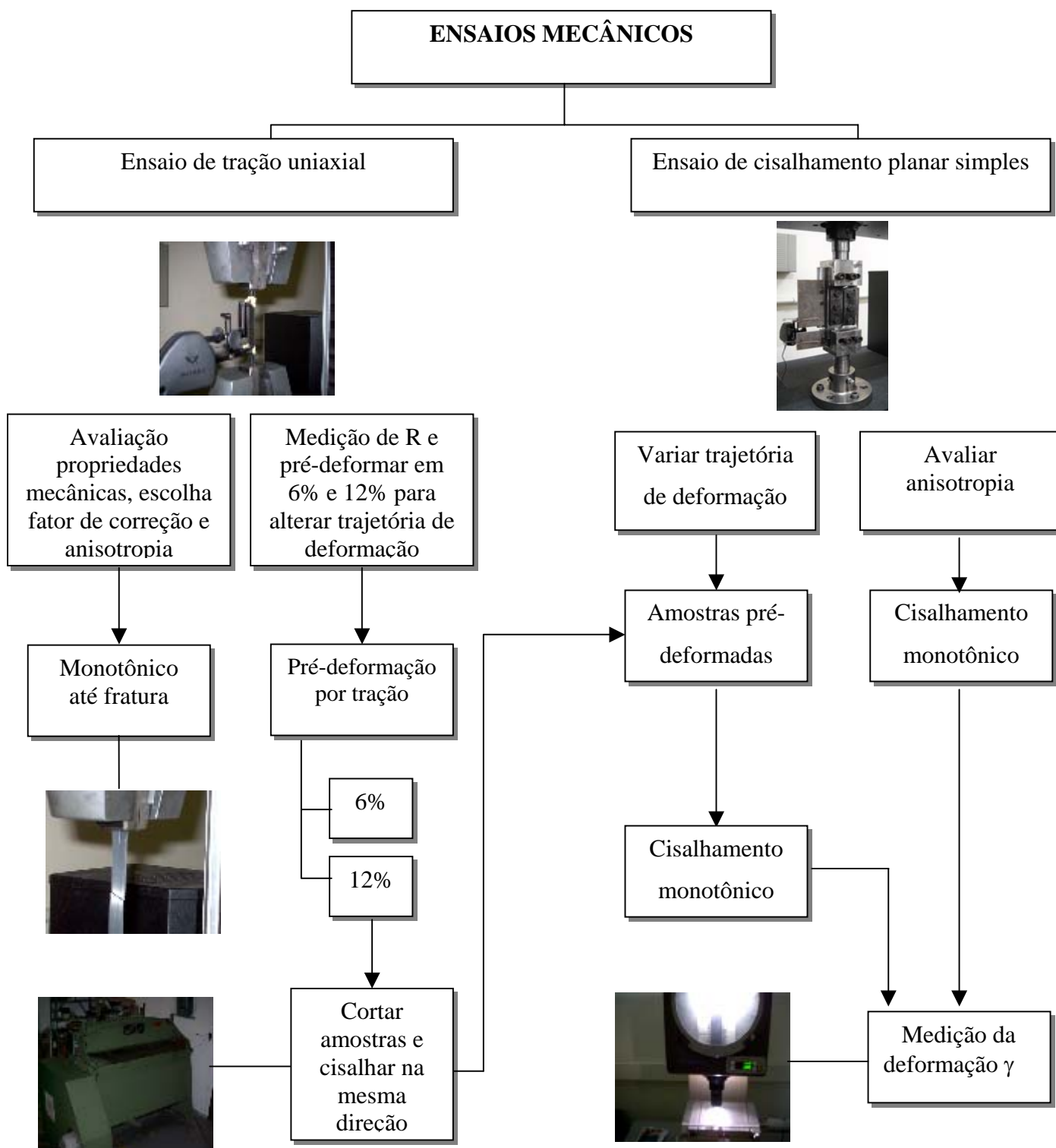


FIGURA 3.1 – Fluxograma do procedimento experimental.

### 3.3 Corpos de prova

Nesta seção será apresentada a metodologia empregada para a preparação dos corpos de prova para os ensaios de tração e cisalhamento, abordando a marcação feita neles para proceder ao cálculo das propriedades mecânicas.

#### 3.3.1 Corpo de prova para tração uniaxial

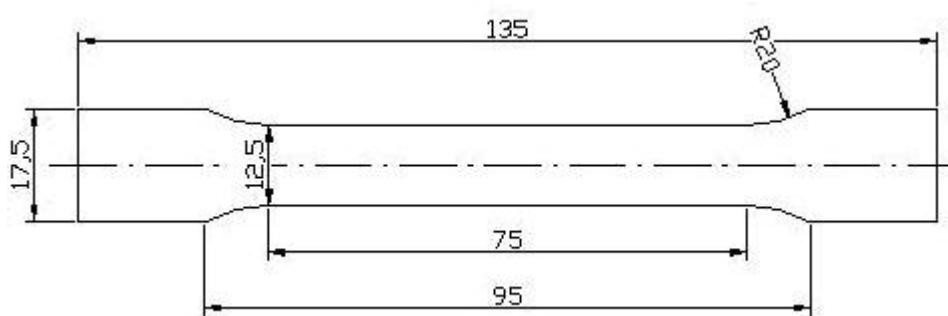
Neste ensaio foram utilizados corpos de prova não-entalhados conforme modelo da norma ISO 50 por meio de usinagem mecânica com uso de fresadora CNC, modelo ROCCOMATIC. As dimensões padronizadas do corpo de prova foram de 75mm para o comprimento útil, 12,50mm para a largura e 0,61mm para a espessura. Foram feitos corpos de prova para as três direções pesquisadas: 0°, 45° e 90° com a direção de laminação. A FIG. 3.2 mostra a fresadora utilizada para a confecção dos corpos de prova de tração. As FIG. 3.3a e b ilustram os corpos de prova confeccionados.



FIGURA 3.2 – Fresadora CNC Roccomatic.



(a)



(b)

FIGURA 3.3 – Corpo de prova para ensaio de tração. (a) Corpos de prova retirados a 0°, 45° e 90°DL, (b) Esquema corpo de prova para ensaio de tração, medidas em mm.

Todos os corpos de tração receberam marcação antes do início do ensaio para medição do alongamento total assumido pelo material ao término do ensaio. Para isso, foram feitas 11 marcações de referência equidistantes 5mm, utilizando o Traçador de Altura DIGIMESS, conforme FIG.3.4. Para medição das dimensões dos corpos de prova de tração foi utilizado o Paquímetro Digital Bocchi D/025. O comprimento final do corpo de prova foi calculado através da medição da distância entre o primeiro e o último traço, todos marcados previamente, pela justaposição do corpo de prova fraturado, conforme norma DIN 50125.

Os corpos de prova de tração pré-deformados em 12% de deformação convencional receberam também marcação para medição do fator de anisotropia, R, no verso da chapa.



FIGURA 3.4 – Traçagem do corpo de prova para ensaio de tração.

### 3.3.2 Corpo de prova para cisalhamento

Para confecção dos corpos de prova para o ensaio de cisalhamento foi utilizada uma chapa de aço inox 430E com 360mm de comprimento, 250mm de largura e 0,61mm de espessura, cortada na Guilhotina Newton modelo GMN 1203 n° 90417, a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação. As amostras cortadas tiveram como dimensão final padrão a seguinte especificação: 50mm de comprimento, 15mm de largura total e 0.61mm de espessura. Conforme será demonstrado a seguir, pode-se perceber que com essas dimensões foi possível atender às restrições geométricas, conforme relatado por RAUCH (1992) e BARLAT et al. (2003).

Os corpos de prova foram demarcados para medição da deformação cisalhante também por meio do Traçador de Altura DIGIMESS. Para isso, foi marcada a dimensão de 3.5mm para medição da largura efetiva do corpo de prova e 9 traços equidistantes 5mm para medição do deslocamento vertical,  $\Delta L$ , conforme esquema apresentado na FIG. 3.5a e b:

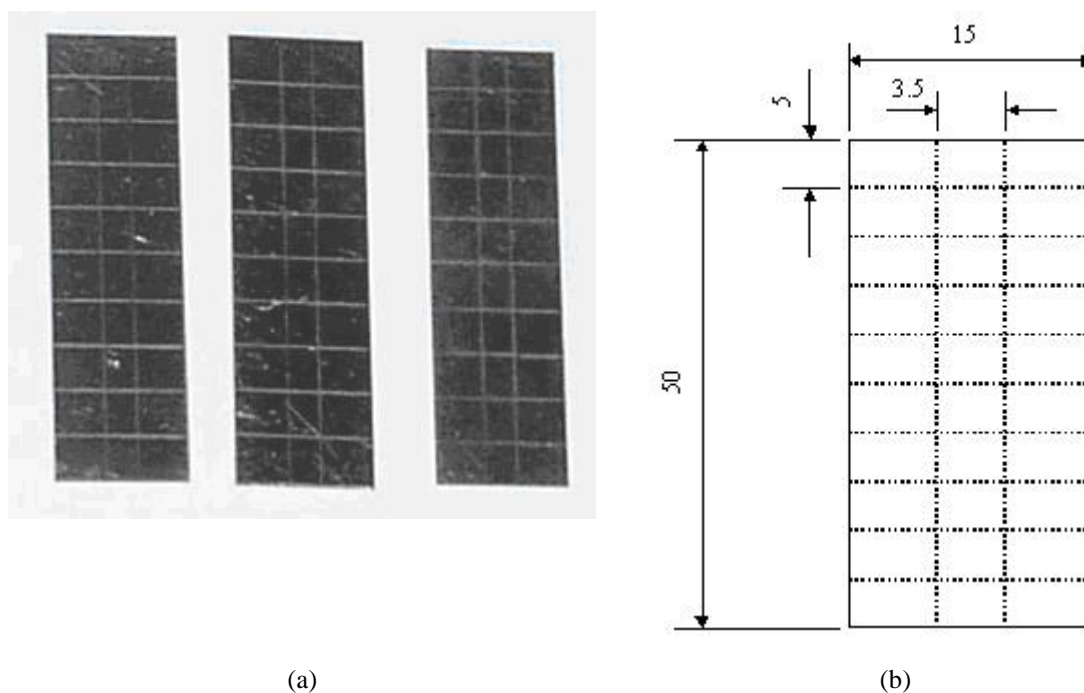


FIGURA 3.5 – Corpo de prova para ensaio de cisalhamento. (a) Corpos de prova retirados a 0°, 45° e 90°DL, (b) Esquema corpo de prova para ensaio de cisalhamento, medidas em mm.

Para calcular a deformação e tensão de cisalhamento, as dimensões efetivas da chapa que estarão sujeitas à deformação por cisalhamento foram:

Comprimento efetivo: 50mm;

Largura efetiva: 3,50mm;

Espessura: 0,61mm.

Área cisalhada:  $50 \times 0,61 = 30,5\text{mm}^2$

Essas são as dimensões efetivas que deverão atender às restrições geométricas segundo RAUCH (1992) e BARLAT et al. (2003):

a)  $l / w_{\text{efetiva}} > 10$ ?

$l = 50\text{mm}$ ,  $w_{\text{efetiva}} = 3,50\text{mm}$ , logo:  $l / w_{\text{efetiva}} = 50 / 3,50 = 14,28$  (OK);

b)  $3t < w_{\text{efetiva}} < 10t$ ?

$w_{\text{efetiva}} = 3,50\text{mm}$ ,  $t = 0,61\text{mm}$ , logo:  $w_{\text{efetiva}} = 3,50$ ;  $1,83 < 3,50 < 6,10$  (OK);

Da mesma forma, tem-se que  $t < 2\text{mm}$  ( $0,61 < 2\text{mm}$  (OK)).

### 3.4 Ensaio de tração uniaxial

Os ensaios de tração uniaxial foram feitos considerando as normas vigentes; foram realizados dois tipos de ensaio: monotônico até a fratura, para avaliação das propriedades mecânicas e pré-deformação de 6% e 12%, para posterior cisalhamento na mesma direção da tração, promovendo assim alteração da trajetória de deformação mediante seqüência ortogonal.

Foram confeccionadas um total de 15 amostras para realização do ensaio de tração de chapas, sendo 5 a 0°, 5 a 45° e 5 a 90° em relação à direção de laminação. Para todos os ensaios, foi adotada a velocidade de 4,50 mm/min para o cabeçote da máquina de ensaios e comprimento útil para o corpo de prova de 75mm. Dessa forma, utilizou-se uma taxa de deformação de  $1.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , conforme demonstrado pela EQ. (3.1).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{60.l} \frac{[mm/min]}{[mm]} = s^{-1} \quad (3.1)$$

onde:

v = velocidade do cabeçote da máquina de ensaios, [mm/min];

l = comprimento útil do corpo de prova, [mm];

O extensômetro, por motivos de segurança, não foi utilizado até o rompimento da amostra, sendo retirado assim que ocorria uma queda significativa da carga de ensaio. Foram feitos ensaios monotônicos até a fratura para as três direções e pré-deformação em tração de 6% e 12% para que em seguida as amostras fossem cortadas na guilhotina para obtenção de corpos de prova para ensaio de cisalhamento subsequente na mesma direção do ensaio de tração para se obter uma seqüência ortogonal. Os corpos de prova pré-deformados em 12% foram utilizados também para medir os valores de R nas três direções pesquisadas.

Primeiramente, foram obtidos dados de carga (N) e deformação (%) que posteriormente foram transformados em valores de tensão verdadeira (MPa) e deformação verdadeira. Foram levantadas as curvas de fluxo para todos os ensaios feitos, desprezando-se a região elástica. Para isso, o procedimento adotado consistiu em descontar da deformação total assumida pelo material a deformação elástica. Foram construídas

ainda curvas para a taxa de encruamento,  $(d\sigma / d\varepsilon) = (\sigma_{n+1} - \sigma_n) / (\varepsilon_{n+1} - \varepsilon_n)$ , em função da deformação,  $(\varepsilon)$ , com a média aritmética de 8 (oito) pontos consecutivos de tensão e deformação.

### 3.4.1 Equipamento

A máquina de ensaios INSTRON 5582 foi utilizada para realizar os ensaios de tração, possuindo ainda extensômetro (INSTRON) modelo 2630-100, com 50mm de abertura máxima, célula de carga de 100KN e sistema computadorizado de aquisição de dados MERLIN. Na FIG. 3.6 é mostrada a máquina de ensaios INSTRON 5582.



FIGURA 3.6 – Máquina de ensaios INSTRON 5582.

### 3.4.2 Tração monotônica até a fratura

Foram feitos 6 ensaios monotônicos até a fratura do corpo de prova, sendo dois para cada uma das direções: 0°, 45° e 90°DL. O objetivo consistia em avaliar as principais propriedades mecânicas do material, tais como: limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento uniforme, alongamento não-uniforme, alongamento total, razão elástica, expoente de encruamento e redução da área antes de se proceder à

mudança na trajetória de deformação. Para o cálculo de todas as propriedades mecânicas foram utilizados dois corpos de prova para cada direção, já que a reprodutibilidade dos ensaios foi considerada satisfatória.

A fixação do extensômetro no corpo de prova de tração foi reforçada com a utilização de uma goma plástica de borracha para evitar o escorregamento do corpo de prova, conforme disposto na FIG. 3.7a. Na FIG. 3.7b, é mostrado o momento da ruptura do corpo de prova.

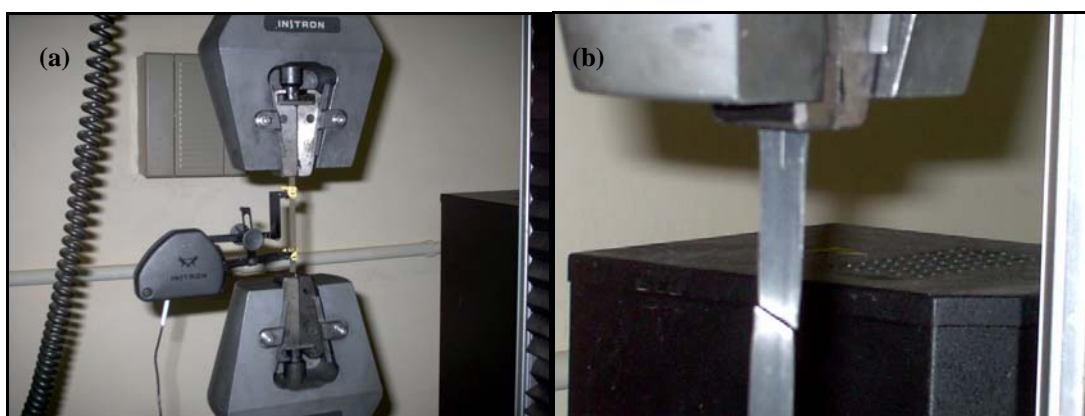


FIGURA 3.7- Ensaio de tração: (a) material em teste; (b) detalhe da fratura da chapa.

Todas as amostras receberam onze marcações no verso, equidistantes 5mm entre si. O alongamento total,  $e_{total}$ , foi calculado através da medição entre o primeiro e o último traço, todos marcados previamente, pela justaposição do corpo de prova fraturado, conforme descrição da norma DIN 50125, considerando comprimento inicial do corpo de prova de 75mm. O alongamento não-uniforme,  $e_{nu}$ , foi calculado subtraindo do alongamento total o valor encontrado para o alongamento uniforme. A FIG. 3.8 mostra o corpo de prova fraturado com a determinação do comprimento final do corpo de prova,  $l_f$ .



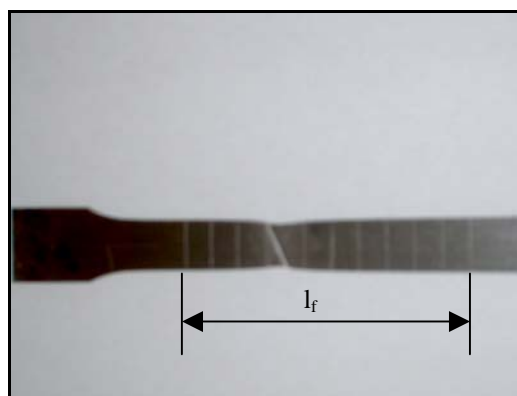


FIGURA 3.8 – Medição do alongamento total,  $\epsilon_{\text{total}}$ .

O alongamento uniforme,  $\epsilon_u$ , foi mensurado a partir do gráfico de tensão convencional em função da deformação convencional até o ponto de carga máxima, antes, portanto, do início da instabilidade plástica. No último ponto de tensão, foi traçada uma paralela à região elástica da curva e medido no eixo da abscissa o valor do alongamento uniforme. O limite de escoamento, LE, foi calculado considerando-se o valor da tensão na qual a curva tensão em função da deformação convencional desvia de um alongamento a partir da inclinação da região elástica por uma quantidade correspondente a 0.2%.

Para cada direção, foi feito o cálculo do limite de resistência à tração, LR, dividindo-se o valor da carga máxima, P, [N], pela área inicial do corpo de prova,  $A_0$ , ( $w_0 \cdot t_0$ ), [mm<sup>2</sup>]. Foi calculada a razão elástica para cada direção, dividindo-se o limite de escoamento pelo limite de resistência à tração.

O expoente de encruamento, n, foi calculado mediante o critério segundo o qual a instabilidade plástica terá início quando for registrado  $\frac{d\sigma}{d\epsilon} \cdot \frac{1}{\sigma} < 1$ . Para isso, inicialmente foi calculada a taxa de encruamento,  $(\sigma_{n+1} - \sigma_n) / (\epsilon_{n+1} - \epsilon_n)$ , e depois multiplicada pelo inverso da tensão,  $(1/\sigma)$ . Para a construção do gráfico  $\frac{d\sigma}{d\epsilon} \cdot \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva, foi levada em consideração a média aritmética de 8 pontos consecutivos de tensão e deformação. Assim, o primeiro valor de deformação onde for registrado  $\frac{d\sigma}{d\epsilon} \cdot \frac{1}{\sigma} < 1$ , será considerado como sendo o expoente de encruamento, n, segundo ZANDRAHIMI et al. (1989).

Para avaliação da anisotropia do material, foram comparados os valores encontrados do limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento uniforme e coeficiente de encruamento para cada uma das direções analisadas.

Foram levantadas curvas de fluxo para todos os ensaios de tração realizados, considerando somente a região plástica deles. Para isso, foi necessário descontar de cada valor de deformação calculado a deformação elástica correspondente, calculada através da subtração da deformação total menos a deformação plástica.

### **3.4.3 Pré-deformação de 6% e 12%**

Foram feitos 3 ensaios, 1 para cada direção, com pré-deformação de 6%, e 6 ensaios, 2 para cada direção, com pré-deformação de 12%. Assim, a máquina de ensaios foi programada para interromper o ensaio quando fosse atingido o valor de deformação informado pelo extensômetro, de 6% e 12%.

Ambas as pré-deformações foram utilizadas para avaliar a influência da pré-deformação e da direção da pré-deformação por tração ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ ) na mudança da trajetória de deformação. Os corpos de prova pré-deformados em 12% foram utilizados também para medição dos valores da variação da deformação plástica para cada direção,  $R_0$ ,  $R_{45^\circ}$  e  $R_{90^\circ}$ ; e em seguida,  $\Delta R$  e  $R_m$ . Para isso, o verso do corpo de prova de tração recebeu marcação para se aferir o comprimento e a largura da parte útil do corpo de prova antes e após a pré-deformação em tração de 12%. Assim, na parte útil do corpo de prova com comprimento de 75mm e largura de 12,50mm, foram feitas marcações verticais e horizontais para medição da deformação verdadeira no comprimento e largura para se calcular o valor de  $R$  em cada uma das direções, segundo a EQ. (2.15), e posteriormente o cálculo de  $R_m$  e  $\Delta R$ , utilizando-se as EQ. (2.11) e (2.12), respectivamente.

A marcação vertical, indicada no esquema da FIG. 3.9, com a cota de 6,25mm, corresponde à metade do valor nominal da largura do corpo de prova de tração, 12,50mm. Já as marcações horizontais, ambas indicadas no esquema pela cota de 20mm, foram feitas tendo-se como referência a metade do comprimento útil do corpo de prova, 37,5mm, equidistantes 20mm entre si. A cota de 2mm refere-se ao espaçamento dado entre a borda e o início da marcação vertical. Pode-se reparar, pelo esquema apresentado, a visualização de uma linha dupla entre as cotas A, B, D e E. Isto

decorre do fato de que a medição dessas cotas foi feita com o uso de um projetor de perfil, sendo, assim, possível distinguir o riscamento ao se demarcar o corpo de prova. Assim, com o auxílio do projetor de perfil, foi feita a medição das cotas A, B, C, D, E e F levando-se em conta sempre a medida interna delas, antes e após a pré-deformação de 12%.

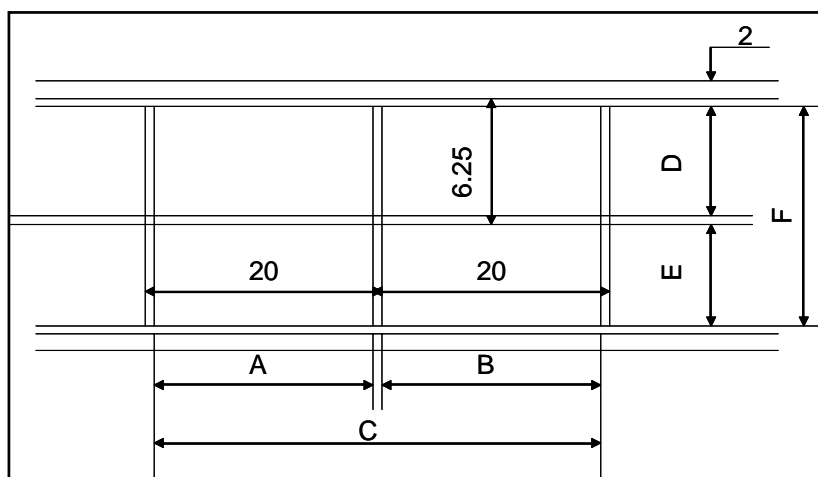


FIGURA 3.9 – Esquema corpo de prova de tração demarcado para medição do fator de anisotropia, R, medidas em mm.

Na FIG. 3.10 são mostrados corpos de prova pré-deformados em 6 e 12% para as três direções pesquisadas.

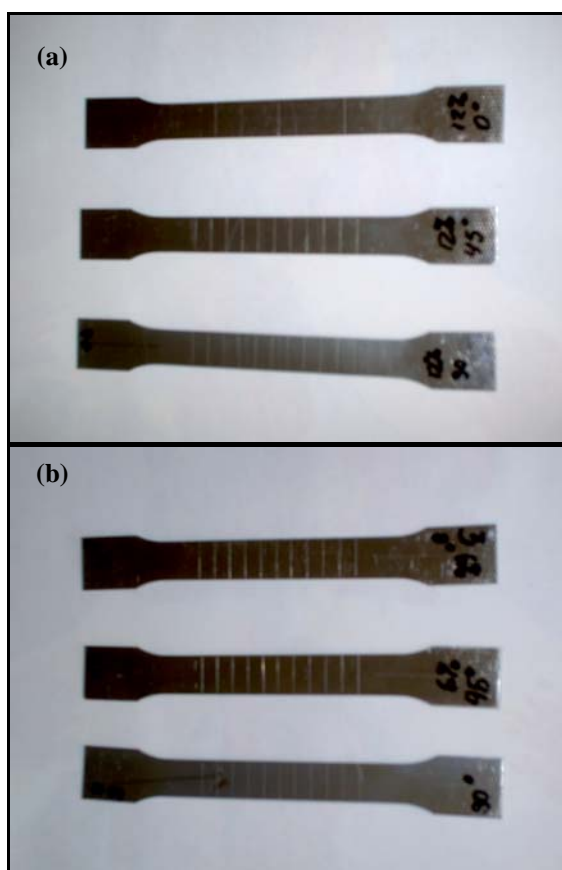


FIGURA 3.10 – Corpos de prova pré-deformados em tração a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação (A) Pré-deformado em 12% (B) Pré-deformado em 6%.

### 3.5 Ensaio de cisalhamento planar simples

De acordo com as orientações dadas em RAUCH (1992), foram confeccionados corpos de prova com dimensões capazes de atenderem aos critérios determinados pelo autor com intuito de se obter a homogeneidade do tensor tensão e a correta fixação do corpo de prova na garra de cisalhamento.

Foram feitos 18 ensaios de cisalhamento: sendo 6 a 0°, 6 a 45° e 6 a 90°, para avaliar a anisotropia do material, para se efetuar a escolha do fator para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva e para promover mudança na trajetória de deformação. Todos os ensaios feitos tiveram boa reprodutibilidade, sendo escolhidas curvas de referência para cada uma das direções pesquisadas.

A garra de cisalhamento foi acoplada à máquina de ensaios, e para todos os ensaios de cisalhamento realizados, a velocidade adotada para o cabeçote da máquina de ensaios

foi de 0,386 mm/min, o torque aferido pelo torquímetro, de 40N.m e a taxa de deformação, de  $1.10^{-3}s^{-1}$  conforme demonstrado pela EQ. (3.2):

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{60.1.84} \frac{[mm/min]}{[mm]} = s^{-1} \quad (3.2)$$

Nesse caso, conforme salientado anteriormente, foi utilizado 3,50mm como sendo o valor da largura efetiva,  $w_{efetiva}$ . A partir dos resultados de ensaios preliminares, foi escolhido o fator 1.84 para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva. As amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12%, bem como aquelas sem pré-deformação, foram submetidas ao cisalhamento direto com os ajustes dados acima. Após a realização do ensaio, todas as amostras foram levadas ao projetor de perfil para medição da deformação cisalhante assumida pelo corpo de prova.

A deformação cisalhante medida foi comparada com os dados coletados pela máquina de ensaios. A partir dos dados de carga (N) e da deformação fornecida pelo extensômetro em percentual, calcula-se o valor da deformação cisalhante assumida pelo corpo de prova com os dados da máquina. Vale ressaltar que a abertura máxima do extensômetro corresponde a 50mm. Assim, uma vez deslocado desse valor, a deformação informada pelo extensômetro seria de 100%. Dessa forma, para calcular o valor de  $\Delta L$ , basta multiplicar a deformação fornecida pelo extensômetro (em percentual) por 50, e em seguida, dividir por 100, como mostrado na EQ. (3.3):

$$\Delta L = \frac{\text{Deformação extensômetro } [\%] \cdot 50}{100} \quad (3.3)$$

A deformação cisalhante calculada com os dados da máquina de ensaios será dada pela EQ. (3.4):

$$\gamma_{maq} = \frac{\Delta L}{w_{efetiva}}, \text{ onde:} \quad (3.4)$$

$\gamma_{maq}$  = deformação cisalhante medida com os dados da máquina de ensaios.

O último valor calculado deverá coincidir com a deformação cisalhante medida no corpo de prova com o auxílio das marcações feitas previamente após medição com uso do projetor de perfil.

Assim, deve-se agora comparar as duas deformações, fazendo com que o último valor da deformação fornecida pela máquina seja igual ao valor medido diretamente no corpo de prova, conforme exposto pela EQ. (3.5):

$$\gamma_{medido} = \gamma_{final.maq.} \cdot F \quad (3.5)$$

onde:

$\gamma_{medido}$  = deformação cisalhante com uso do projetor de perfil;

$\gamma_{final.maq.}$  = último valor da deformação cisalhante medida com os dados da máquina de ensaios;

F = fator de correlação.

Dessa forma, os valores calculados da deformação cisalhante da máquina foram corrigidos com o auxílio do fator de correlação.

Para calcular a tensão cisalhante,  $\tau$  [MPa], foi necessário apenas dividir a carga, P [N], pela área cisalhada,  $l \cdot t$  [mm<sup>2</sup>]. Em seguida, foram confeccionadas as curvas de fluxo, descontando da deformação total a deformação elástica para construção das curvas de tensão cisalhante ( $\tau$ ) em função da deformação cisalhante ( $\gamma$ ).

### 3.5.1 Equipamentos

Para realização desse ensaio, é necessária a disponibilidade da máquina de ensaios INSTRON 5582 adaptada com a garra de cisalhamento. Essa última, por sua vez, requer para a fixação do corpo de prova o uso de um torquímetro, sendo necessário ainda que os corpos de prova pré-deformados em tração, para mudança na trajetória de deformação, fossem cortados na guilhotina para posterior cisalhamento. Por fim, todos os corpos de prova cisalhados foram examinados no projetor de perfil para medição da deformação cisalhante.

### a) Garra de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento planar simples foram realizados com uso da garra de cisalhamento, construída pelos alunos do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFMG sob a supervisão dos professores Haroldo Béria Campos (Engenharia Mecânica) e Paulo Roberto Cetlin (Engenharia Metalúrgica) da UFMG.

Nas FIG. 3.11 e 3.12, é mostrado o esquema para montagem desse dispositivo que será fixado na máquina de ensaios.

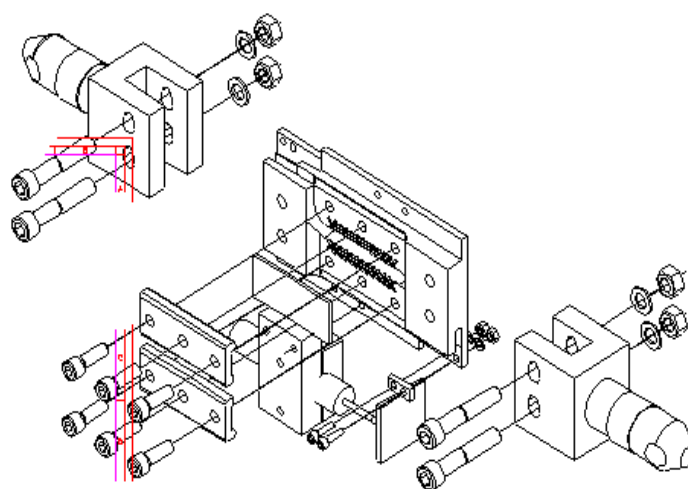


FIGURA 3.11 – Esquema de montagem da garra de cisalhamento.

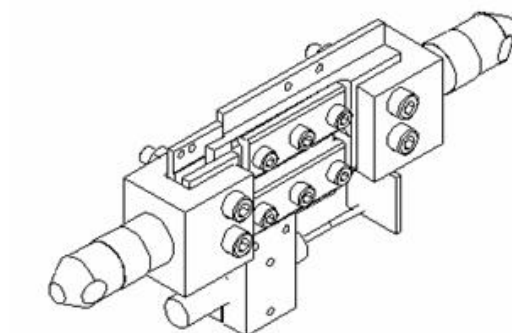


FIGURA 3.12 – Esquema da garra de cisalhamento montada.

A FIG. 3.13 mostra o mordente (A) e a garra (B) onde o corpo de prova é fixado.

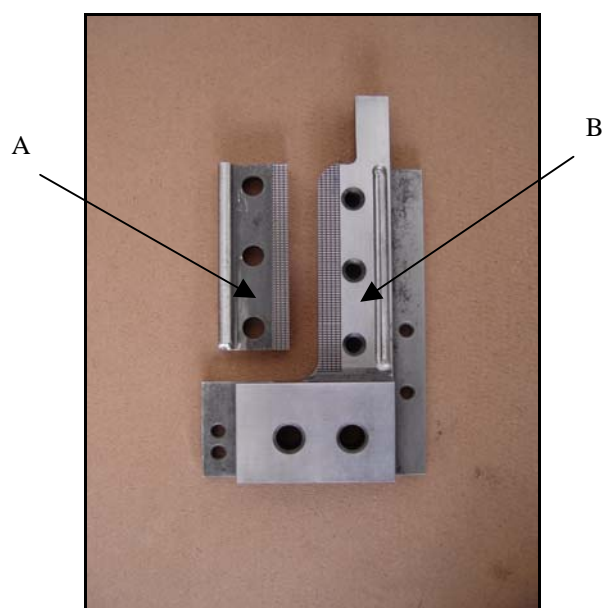


FIGURA 3.13 – Presilha da garra de cisalhamento.

A FIG.3.14 mostra a garra de cisalhamento montada na máquina de ensaios.



FIGURA 3.14 – Garra de cisalhamento montada na máquina de ensaios INSTRON 5582.



### b) Torquímetro

As amostras foram presas à garra de cisalhamento com uso do Torquímetro Gedore Torcofix-K Rahsol (20-200N.m), mostrado na FIG.3.15 com 40N.m de torque.



FIGURA 3.15: Torquímetro Gedore Torkofix-K.

### c) Guilhotina

As amostras pré-deformadas em tração foram levadas à Guilhotina Newton modelo GMN 1203 n° 90417, como mostra a FIG. 3.16, para serem cortadas. Foram obtidos corpos de prova para ensaio de cisalhamento posterior na mesma direção do ensaio de tração realizado, ou seja, o ângulo entre o cisalhamento subsequente ao ensaio de tração e o eixo de tração,  $\beta$ , foi de  $0^\circ$ , obtendo assim, a seqüência ortogonal, com  $\alpha = 0$ .



FIGURA 3.16 – Guilhotina Newton.

#### d) Projetor de perfil

Para medição da deformação cisalhante assumida pelo corpo de prova, foi necessária a medição dos deslocamentos vertical e horizontal,  $\Delta L$  e  $w_{efetiva}$ , respectivamente, com uso do Projetor de Perfil Mitutoyo modelo PJ 311, com lente de aumento de 10X, mostrado na FIG. 3.17 e detalhe da medição na FIG. 3.18b.

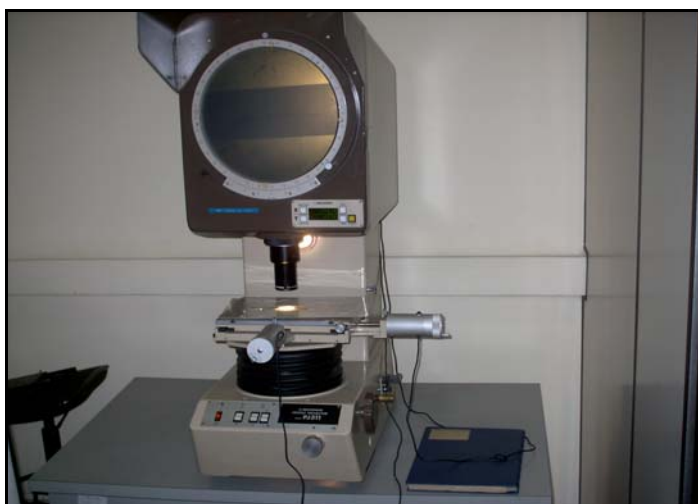
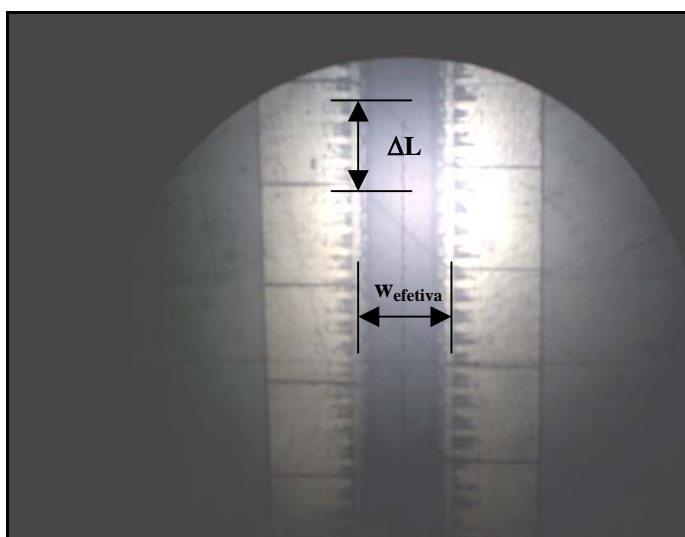


FIGURA 3.17 – Projetor de Perfil PJ 311.



(a)



(b)

FIGURA 3.18 – (a) Corpo de prova cisalhado (b) Medição da deformação cisalhante.

### 3.5.2 Cisalhamento monotônico

Foram feitos 9 (nove) ensaios monotônicos, sendo 3 para cada direção. O objetivo desses ensaios consistiu na avaliação da anisotropia do material, na escolha das curvas de referência para cisalhamento em função da direção e na escolha do fator para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva. Para avaliação da anisotropia foram feitos ensaios nas três direções, e plotadas, num gráfico de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante, as curvas correspondentes. Para escolha das curvas de referência para o cisalhamento em função da direção, os ensaios foram comparados, e escolhido aquele que mais se aproximou da tendência apresentada, uma vez que todos mostraram boa reprodutibilidade. Para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva, a curva de cisalhamento,  $(\tau.\gamma)$ , a 90°DL foi convertida numa curva de  $(\sigma.\epsilon)$ , corrigindo a tensão (multiplicando) e deformação (dividindo) cisalhantes com uso de três fatores: von Mises (1,73), Tresca (2,05) e 1,84 (fator que leva em consideração uma estimativa da razão entre os Fatores de Taylor para diferentes solicitações). Em seguida, essa curva convertida é comparada com a curva de tração monotônica a 90°DL. O fator escolhido será aquele que possibilitar à curva de cisalhamento convertida ficar mais próxima da curva de tração a 90°DL. O objetivo consiste em determinar apropriadamente, qual o melhor fator que possibilite o uso independente do ensaio de cisalhamento ou tração para avaliar a resposta mecânica dada pelo aço AISI 430E.

Assim como nos ensaios de tração, foram levantadas as curvas de fluxo para o cisalhamento. Para isso, foi necessário descontar de cada valor de deformação calculado, a deformação elástica correspondente.

### 3.5.3 Cisalhamento após pré-deformação em tração de 6% e 12%

As amostras pré-deformadas foram cortadas na região do comprimento útil para obtenção dos corpos de prova para ensaio de cisalhamento. As dimensões das chapas estão apresentadas na TAB.III.2, todas com largura efetiva de 3,50mm. Foram feitos 9 (nove) ensaios, sendo 3 com pré-deformação de 6% e 6 com pré-deformação 12%. Para

todos esses ensaios a velocidade do cabeçote da máquina de ensaios foi de 0,386 mm/min e a taxa de deformação, igual a  $1.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

TABELA III.2 – Dimensões dos corpos de prova pré-deformados em tração para posterior cisalhamento monotônico

Direção	Pré-deformação	Comprimento [mm]	Espessura [mm]
0°	6%	56,55	0,59
0°	12%	55,22	0,58
0°	12%	54,85	0,58
45°	6%	53,41	0,60
45°	12%	53,97	0,60
45°	12%	51,31	0,60
90°	6%	53,37	0,60
90°	12%	54,18	0,59
90°	12%	51,52	0,59

Após o corte dessas amostras, foi realizado cisalhamento direto na mesma direção do ensaio de tração. Assim, o ângulo entre o cisalhamento subsequente ao ensaio de tração foi de 0°. Em seguida, foi plotado o gráfico de tensão efetiva em função da deformação efetiva corrigindo a deformação e tensão cisalhante pelo fator 1,84. Para isso, foi necessário que a deformação cisalhante fosse dividida por 1,84 e a tensão cisalhante multiplicada por 1,84.

Para avaliar os efeitos da mudança na trajetória de deformação no comportamento mecânico do material, foram calculados os valores do limite de escoamento, do expoente de encruamento e do alongamento uniforme em função da pré-deformação adotada. Foi construída ainda a curva que compara o comportamento das amostras pré-tracionadas em relação ao carregamento monotônico em tração e cisalhamento, para as três direções, sendo que todas as curvas avaliadas foram de fluxo.

O cálculo do limite de escoamento foi feito a partir da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva, adotando-se o procedimento descrito no item 4.4.2, ou seja, considerando-se a inclinação da região elástica por uma quantidade correspondente a 0,2%. Em seguida, foi adotado o procedimento descrito no item 2.1.3 para comparar a resistência ao escoamento do material antes e após a mudança na trajetória de

deformação. Dessa forma, o limite de escoamento calculado foi comparado com a tensão de fluxo existente no nível de pré-deformação de 6% e 12%. Como análise final da influência da trajetória de deformação na ductilidade do material, foi calculada a deformação residual uniforme para os dois níveis de pré-deformação nas três direções pesquisadas, de acordo com a descrição feita no item 2.3.1.

O expoente de encruamento para as amostras cisalhadas com pré-deformação foi calculado da mesma forma descrita no item 3.4.2, tendo-se como referência a curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva para a referida direção.

O cálculo do alongamento uniforme após a mudança na trajetória de deformação foi feito com o desenvolvimento da EQ. (2.9b) para resultar na EQ. (3.6):

$$e_u = (e^n - 1) \quad (3.6)$$

n = expoente de encruamento;

e = exponencial.

O ângulo entre o primeiro e o segundo modos de carregamento, tração e cisalhamento, respectivamente, foi de  $0^\circ$ , ou seja,  $\beta = 0^\circ$ , o que possibilita a obtenção de uma seqüência ortogonal,  $\alpha = 0$ . Nesse caso, o interesse consiste em avaliar a influência da pré-deformação e da direção da tração,  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ DL, no comportamento do material após alteração na trajetória de deformação.

O comportamento mecânico desse material após a mudança na trajetória de deformação foi comparado com os dados obtidos por carregamento monotônico em tração e cisalhamento. Para isso, foram escolhidas curvas de referência para o carregamento monotônico em tração e cisalhamento. As propriedades mecânicas antes da mudança na trajetória de deformação foram baseadas nos valores médios obtidos nos ensaios de tração para as três direções pesquisadas.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção são analisados os resultados obtidos nos ensaios de tração e cisalhamento. Os ensaios de tração foram utilizados basicamente para avaliar as propriedades mecânicas, enquanto os ensaios de cisalhamento foram feitos para analisar o comportamento mecânico do aço 430E após alteração na trajetória de deformação.

### 4.1 Comportamento do aço inox 430E deformado em tração uniaxial

Nesta seção serão apresentados os resultados relativos à caracterização das propriedades mecânicas e anisotropia do aço 430E.

#### 4.1.1 Propriedades mecânicas avaliadas

Na TAB.IV.1 são mostrados os valores das propriedades mecânicas calculadas para as duas amostras ensaiadas em cada uma das três direções pesquisadas: limite de escoamento, LE, limite de resistência, LR, razão elástica, LE/LR, alongamento uniforme,  $e_u$ , alongamento não-uniforme,  $e_{nu}$ , alongamento total,  $e_{total}$  e expoente de encruamento,  $n$ .

TABELA IV.1 – Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio de tração

Propriedades	Amostra 1			Amostra 2		
	Direção			Direção		
	0°DL	45°DL	90°DL	0°DL	45°DL	90°DL
LE [MPa]	337	357	342	335	355	336
LR [MPa]	464	475	465	460	476	461
LE/LR	0,736	0,752	0,735	0,728	0,746	0,729
$e_u$ [%]	19,182	18,284	18,973	19,272	18,091	18,818
$e_{nu}$ [%]	17,131	14,058	16,351	15,269	14,271	14,696
$e_{total}$ [%]	36,313	32,342	35,324	34,541	32,362	33,514
$n$	0,181	0,176	0,180	0,180	0,171	0,175

Na TAB.IV.2 estão registradas as mesmas propriedades mecânicas em função da direção, mas com os seus valores médios e com desvio padrão.

TABELA IV.2 – Valores médios das propriedades mecânicas calculadas

Propriedades	Valores médios		
	Direção		
	0°DL	45°DL	90°DL
LE [Mpa]	336 ± 1,414	356 ± 1,414	339 ± 2,43
LR [MPa]	462 ± 2,828	475 ± 0,707	463 ± 2,828
LE/LR	0,727 ± 0,001	0,749 ± 0,004	0,732 ± 0,005
e <sub>u</sub> [%]	19,227 ± 0,064	18,188 ± 0,136	18,896 ± 0,110
e <sub>nu</sub> [%]	16,200 ± 1,317	14,165 ± 0,151	15,524 ± 1,170
e <sub>total</sub> [%]	34,432 ± 1,250	32,352 ± 0,017	34,414 ± 1,278
n	0,180 ± 0,001	0,172 ± 0,001	0,178 ± 0,004

Os limites de escoamento das amostras retiradas a 0°, 45° e 90°DL mostram a seguinte tendência:

$$LE_{45^\circ} > LE_{90^\circ} > LE_{0^\circ}$$

Essa tendência será explicada considerando-se a variação da anisotropia planar,  $\Delta R$  no item 4.1.2, página 90.

Considerando como referência os valores médios apurados, contidos na TAB.IV.2, a direção a 0°DL foi a que apresentou menor valor para a razão elástica, renunciando maior capacidade de encruamento e ductilidade. Esses fatores contribuem para um melhor desempenho na conformação, conforme ressaltado por PIORKO e MELO (1990). O alongamento uniforme foi maior a 0° e menor a 45°, algo esperado em função de essas direções terem apresentado o menor e o maior valores de limites de escoamento, respectivamente. O material possui boa ductilidade, com e<sub>total</sub> superior a 30%, assim como encruamento pouco diferenciado entre as direções pesquisadas mediante análise do expoente de encruamento, n.

Nas FIG.4.1 a 4.3, são apresentadas as curvas de tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas em cada uma das três direções pesquisadas. Essas curvas serviram de referência para a apuração das propriedades mecânicas citadas.

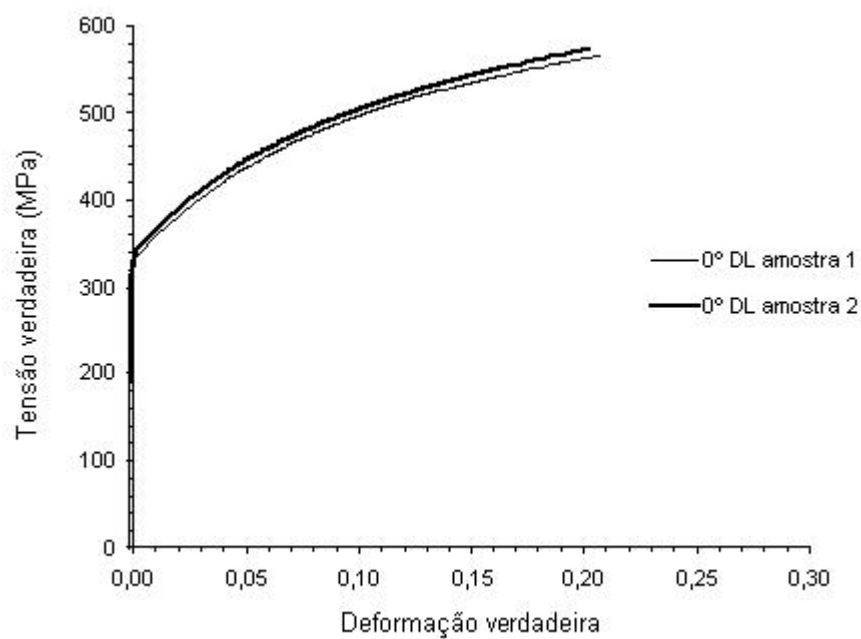


FIGURA 4.1 – Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 0°DL.

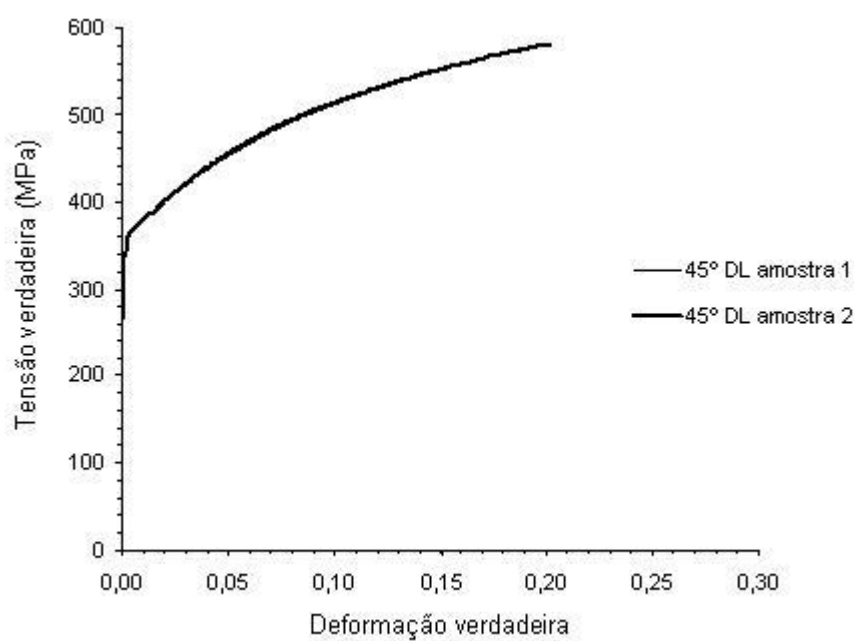


FIGURA 4.2 – Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 45°DL.



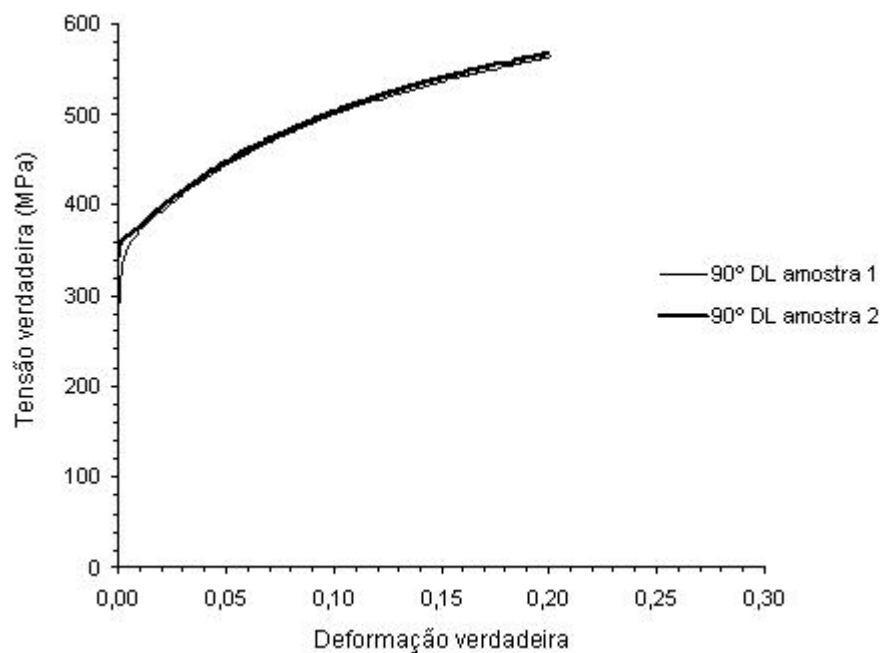


FIGURA 4.3 – Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 90°DL.

Nas FIG.4.4 a 4.6, são apresentadas as curvas  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas em cada uma das três direções pesquisadas. Essas curvas serviram de referência para análise da taxa de encruamento e do expoente de encruamento em função da direção. Nota-se que a direção a 0° foi a que apresentou maior encruamento.

Pelos resultados apresentados, pode-se observar a boa reprodutibilidade dos ensaios feitos, de maneira que as amostras classificadas como 1 foram as escolhidas para representar o comportamento do material em cada uma das direções pesquisadas.

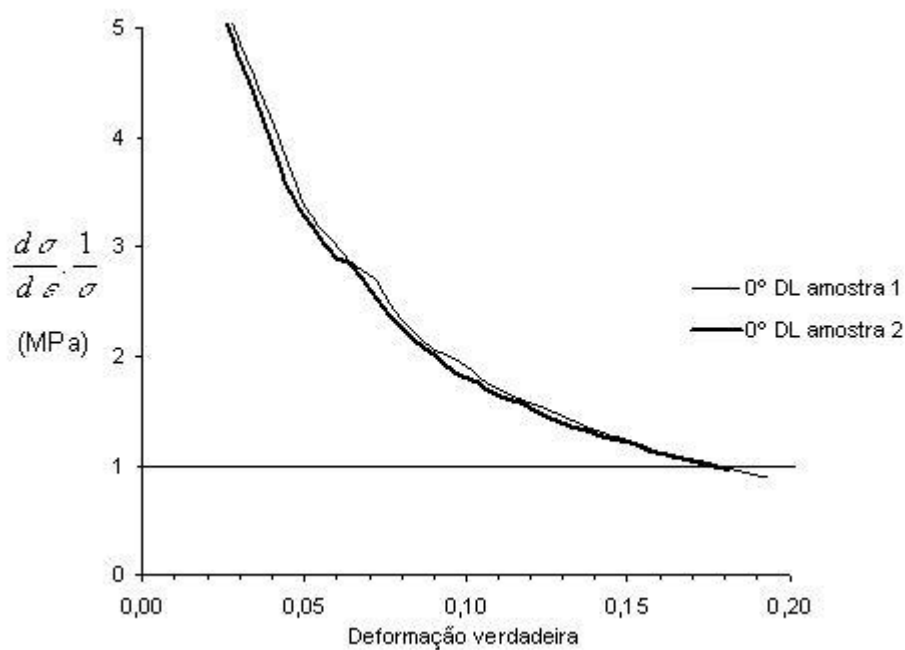


FIGURA 4.4 – Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 0°DL.

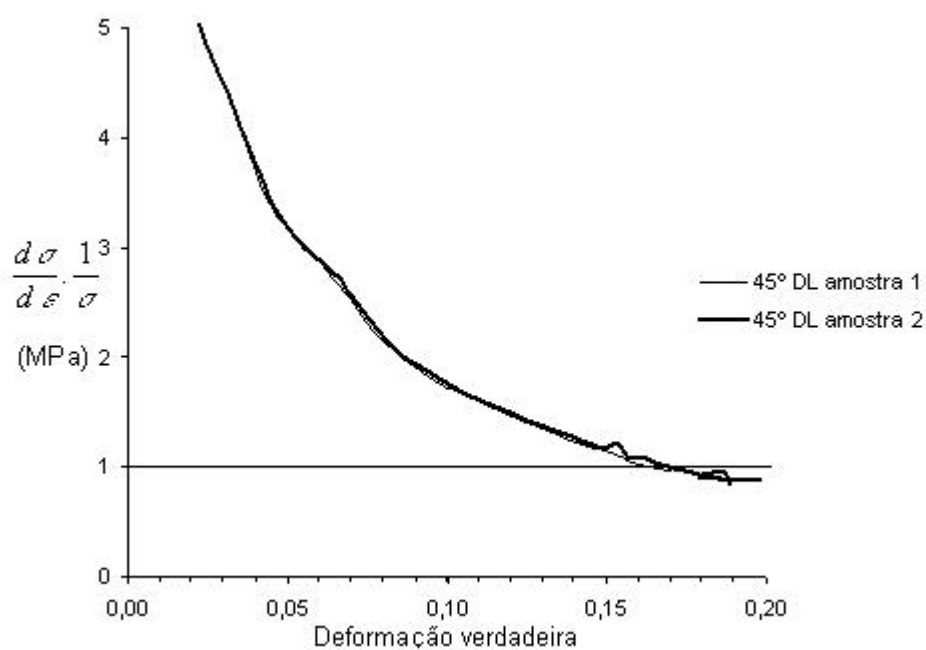


FIGURA 4.5 – Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 45°DL.

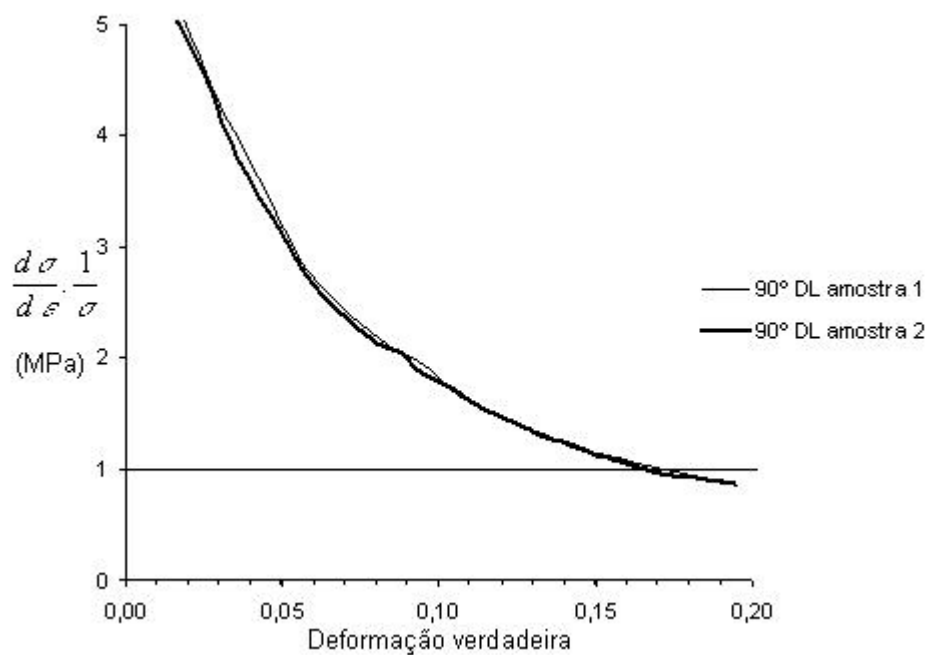


FIGURA 4.6 – Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação verdadeira para as duas amostras ensaiadas a 90°DL.

#### 4.1.2 Avaliação da anisotropia do material

Para avaliação da anisotropia do material foi feita uma comparação entre as principais propriedades mecânicas: limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento uniforme, coeficiente de encruamento e fator de anisotropia para cada uma das direções pesquisadas.

Pela exposição dos dados da TAB.IV.3, pode-se perceber que o fator de anisotropia apresentou variação em relação à direção da chapa, (com isso,  $\Delta R \neq 0$ ), favorecendo com que a parede de um copo cilíndrico varie com a altura, no caso de uma operação de estampagem profunda.

TABELA IV.3 – Valores calculados para os fatores de anisotropia, anisotropia planar e anisotropia normal média.

Amostra	$R_{0^\circ}$	$R_{45^\circ}$	$R_{90^\circ}$	$\Delta R$	$R_m$
1	1,533	1,220	2,002	0,547	1,494
2	1,531	1,221	1,955	0,522	1,482
Valor médio	$1,532 \pm 0,001$	$1,221 \pm 0,001$	$1,978 \pm 0,033$	$0,534 \pm 0,017$	$1,488 \pm 0,009$

Para análise da estampabilidade do material por meio do parâmetro  $\Delta R$ , pode-se verificar que, sendo  $\Delta R > 0$ , haverá tendência para formação de orelhas a  $0^\circ$  e  $90^\circ$ DL. Isso indica maior facilidade para a deformação nessas direções. Como consequência, esperava-se que o limite de escoamento a  $45^\circ$ DL fosse maior do que nas outras direções do plano da chapa e que os limites de escoamento a  $0^\circ$  e a  $90^\circ$  não fossem muito diferentes entre si, o que de fato ocorreu, uma vez que o limite de escoamento entre essas direções variou apenas 1.18%.

Um dos parâmetros necessários para uma boa estampabilidade consiste num alto valor de  $R_m$  e um valor de  $\Delta R$  próximo de zero. Pela análise dos dados expostos na TAB.IV.3 pode-se concluir que o aço 430E apresenta boa aptidão à estampagem. Na FIG. 4.7 é mostrado o perfil característico de variação do fator de anisotropia com a direção da chapa.

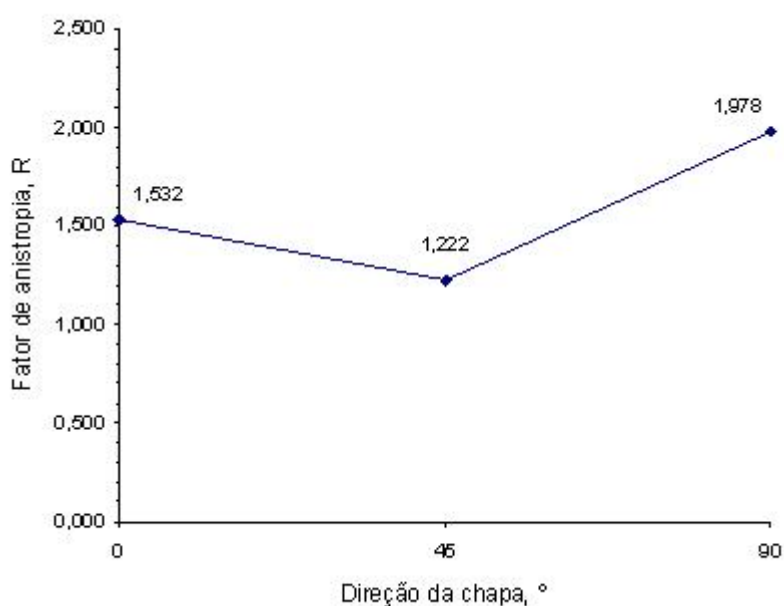


FIGURA 4.7 – Gráfico da variação do fator de anisotropia com a direção da chapa.

As propriedades mecânicas relatadas neste trabalho apresentaram pequena variação com a direção da chapa. Pelos resultados apurados (calculados com base nos valores médios), pode-se observar que as direções a 0° e 90° apresentaram resultados muito semelhantes, diferindo de apenas +1,75% no alongamento uniforme,  $e_{u0^\circ}/e_{u90^\circ}$ , de +1,60% no expoente de encruamento,  $n_{0^\circ}/n_{90^\circ}$  e redução de 0.88% no limite de escoamento,  $LE_{0^\circ}/LE_{90^\circ}$ . A maior diferença foi encontrada na direção a 45° com relação às outras direções.

A maior variação do alongamento uniforme com a direção da chapa foi encontrada entre as direções de 0° e 45°DL, sendo igual a + 5.71%:

$$\frac{e_{u0^\circ}}{e_{u45^\circ}} = \frac{0,19227}{0,18188} = +5,71\%$$

O fato de a direção 45° apresentar menor valor do limite do alongamento uniforme indica que o expoente de encruamento nessa direção também será o menor.

$$\frac{n_{0^\circ}}{n_{45^\circ}} = \frac{0,180}{0,172} = +4,65\%$$

Pelo fato de o expoente de encruamento ser o menor na direção a 45°, os valores dos seus limites de escoamento e limites de resistência à tração serão os maiores e com pequena diferença entre si, fazendo com que a razão elástica nessa direção seja a maior possível, conforme descrito anteriormente.

Como resultado final, pode-se afirmar que esse material, como recebido, apresenta pequena anisotropia e que as direções 0° e 90°DL são as melhores para a conformabilidade, com destaque para a direção 0°DL pelo fato dessa apresentar maior ductilidade e encruamento. Agora, será avaliado se houve mudança significativa desse comportamento com alteração na trajetória de deformação.

#### **4.2 Comportamento do aço inox 430E deformado por cisalhamento planar simples**

Nesta seção, são apresentados os resultados obtidos no ensaio de cisalhamento planar simples que serviram para avaliar a anisotropia do material, escolher o fator para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva e finalmente,

analisar o comportamento mecânico do material após mudança na trajetória de deformação mediante emprego da seqüência ortogonal.

#### 4.2.1 Anisotropia

A variação da tensão de fluxo com a direção mediante carregamento por cisalhamento é correspondente às observações iniciais feitas em tração, segundo FJELDLY e ROVEN (1996). O aço 430E exibe maior limite de escoamento sob tração a 45°DL e menor a 0° e 90°DL, segundo análise da FIG.4.8. No carregamento sob cisalhamento, esse estado de tensão corresponderá à existência de maior limite de escoamento sob cisalhamento a 0° e 90°DL e menor, a 45°DL, conforme demonstrado pela FIG.4.9. RAUCH (1992) ressalta ainda que sendo o tensor tensão simétrico, o cisalhamento da amostra a 0° ou a 90°DL conduzirá ao mesmo estado de tensão, sendo as duas direções denominadas direções duais. Esse comportamento pôde ser observado na FIG. 4.9 com pequena dispersão no estágio inicial de deformação, devido ao movimento relativo das partes móveis da garra de cisalhamento e a fixação da amostra, conforme destacado por FJELDLY et al. (1998).

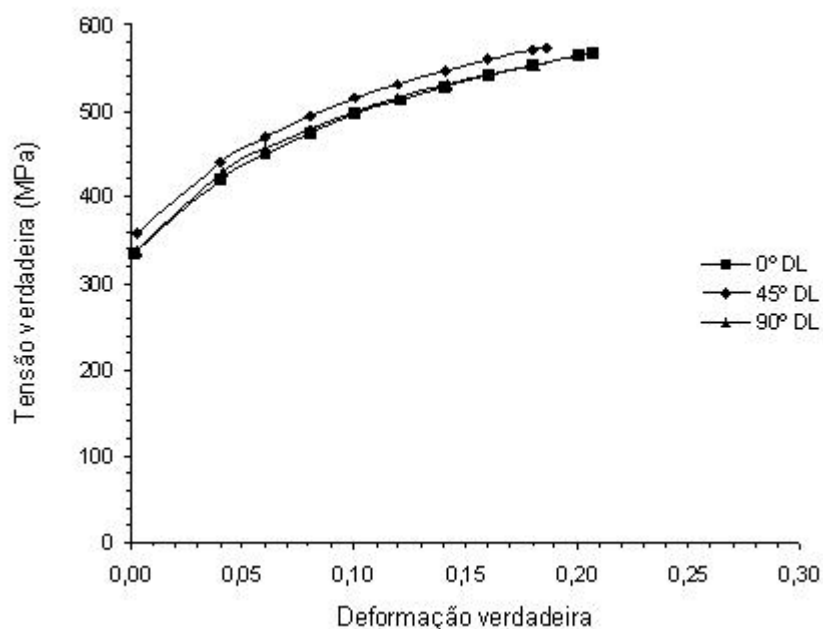


FIGURA 4.8 – Curva tensão verdadeira em função da deformação verdadeira a 0°, 45° e 90°DL obtida por ensaio de tração.

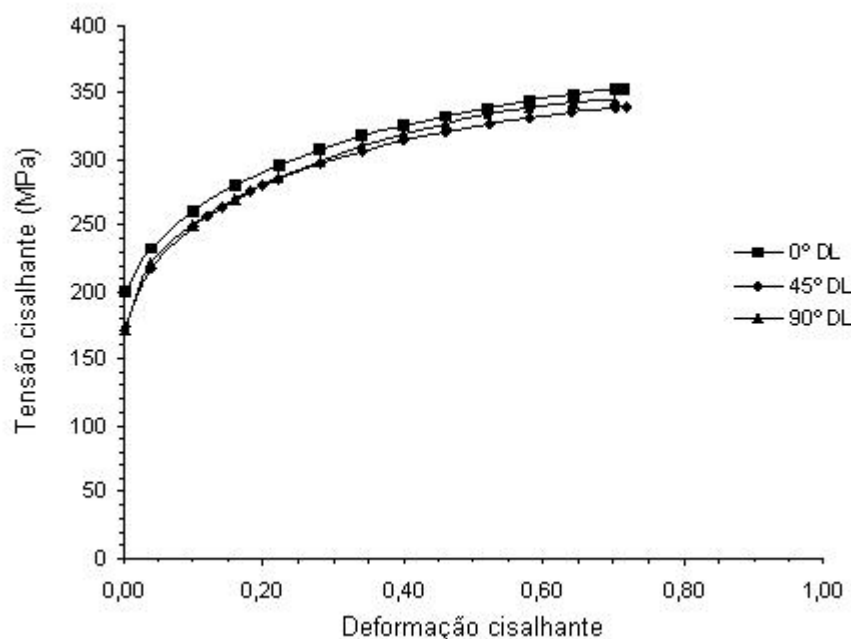


FIGURA 4.9 – Curva tensão cisalhante em função da deformação cisalhante a 0°, 45° e 90°DL.

#### 4.2.2 Escolha do fator para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva

Pela análise da FIG. 4.10, o fator 1.84 foi o escolhido para construção das curvas de tensão efetiva em função da deformação efetiva, pois a curva de cisalhamento a 90°DL reduzida por esse fator foi a que mais se aproximou da curva de tração monotônica a 90°DL. Isso significa que a lei de fluxo desse material pesquisado pode ser investigada indiferentemente por cisalhamento ou tração com uso desse fator, possuindo o ensaio de cisalhamento a vantagem de possuir um elevado nível de deformação quando comparado ao ensaio de tração. É importante destacar que essa capacidade está diretamente relacionada com a manutenção da seção da amostra, o que impede o desenvolvimento de uma deformação localizada, em contraste à estrição presente no ensaio de tração. Esse fator será utilizado para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva, quando for analisada alteração na trajetória de deformação.

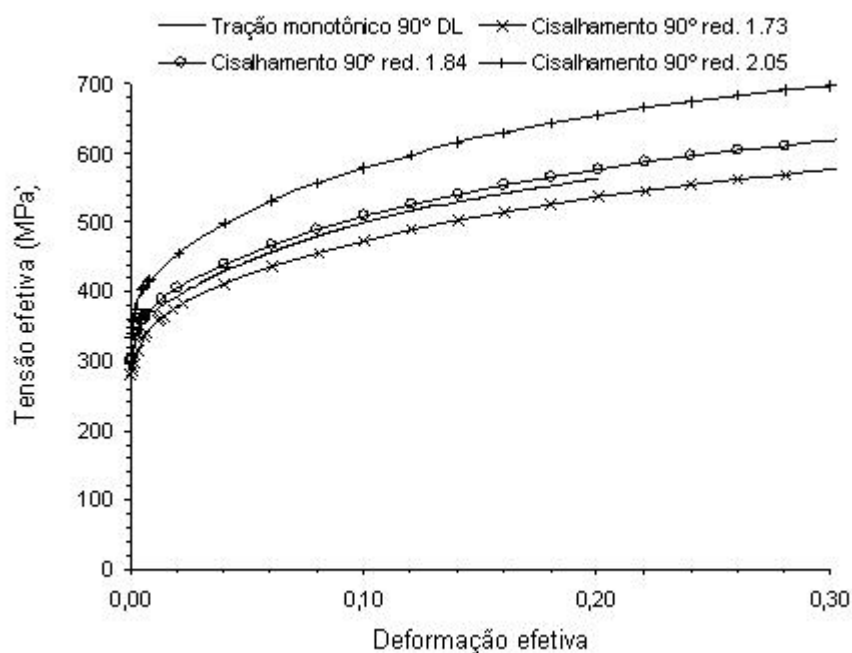


FIGURA 4.10 - Comparação entre as curvas de cisalhamento e os dados de tração. A lei de fluxo de cisalhamento é estendida por um fator indicado.

#### 4.2.3 Seqüência ortogonal de deformação

A TAB.IV.4 mostra os valores da tensão de fluxo imediatamente antes da mudança na trajetória de deformação para os dois níveis de pré-deformação, o limite de escoamento das amostras pré-deformadas em tração e a tensão de escoamento normalizada no recarregamento,  $LE/\sigma_f$ . Notadamente, a direção a 90° foi a que apresentou o efeito mais severo da mudança na trajetória de deformação pelo fato de esse índice ter atingido valor próximo de 1,15 na amostra pré-deformada em 12%, enquanto a outra amostra teve valor maior a 0°DL, porém diferindo apenas 0,94% maior que o valor registrado a 90°DL, provavelmente devido a erros de medição.

Ambos os valores de pré-deformação exibiram basicamente o mesmo comportamento mecânico após alteração na trajetória de deformação, ou seja, aumento da resistência ao escoamento devido à seqüência ortogonal, sendo pouco maior para a amostra pré-deformada em 12% pelo fato do acréscimo da deformação possibilitar maior desenvolvimento de paredes de alta densidade de deslocações – *dense dislocations walls DDWs*, segundo WILSON e BATE (1994). Durante o cisalhamento subsequente, na mesma direção do ensaio de tração, muitas das deslocações móveis irão se mover



paralelas à direção de cisalhamento, segundo RAUCH e SCHMITT (1989). As DDWs desenvolvidas durante a pré-deformação serão o principal obstáculo para as deslocções móveis, o que resultará no aumento da resistência ao escoamento observado após alteração na trajetória de deformação. Com a progressão da deformação, esse efeito ficará menor e irá desaparecer. Isso acontece devido à aniquilação das DDWs formadas durante o primeiro modo de deformação e à criação de novas, correspondendo ao atual modo de deformação, como afirmado por RAUCH e THULLER (1993).

TABELA IV.4 – Variação da resistência ao escoamento após alteração na trajetória de deformação.

Direção	$\sigma_f$ [MPa] monotônico		LE [MPa] após mudança		LE/ $\sigma_f$	
	6%	12%	6%	12%	6%	12%
0°DL	447	510	475	543	1,063	1,065
45°DL	468	531	473	540	1,011	1,017
90°DL	454	514	478	569	1,053	1,107

A influência da mudança na trajetória de deformação na ductilidade do material foi analisada mediante cálculo da deformação residual uniforme,  $\epsilon_{ur}$ . A FIG.4.11 mostra que, conforme destacado por LLOYD e SANG (1979), o aumento na resistência mecânica após a mudança na trajetória de deformação ocasionou redução na ductilidade do material, já que as curvas reais ficaram abaixo das curvas teóricas, indicando a influência da mudança na trajetória de deformação no comportamento mecânico desse material. Com o acréscimo no valor da pré-deformação, a ductilidade do material foi reduzida em todas as direções, ou seja, a ductilidade da amostra pré-deformada em 12% foi sempre inferior à registrada pela amostra pré-deformada em 6%. Com relação ao comportamento em função da direção, a direção a 45°DL apresentou os menores valores para ductilidade e expoente de encruamento, conforme destacado pela FIG.4.12, que mostra a evolução do expoente de encruamento em função da direção para os dois valores de pré-deformação. Já a direção a 0°DL apresentou os melhores resultados para essas propriedades para ambos os valores de pré-deformação.

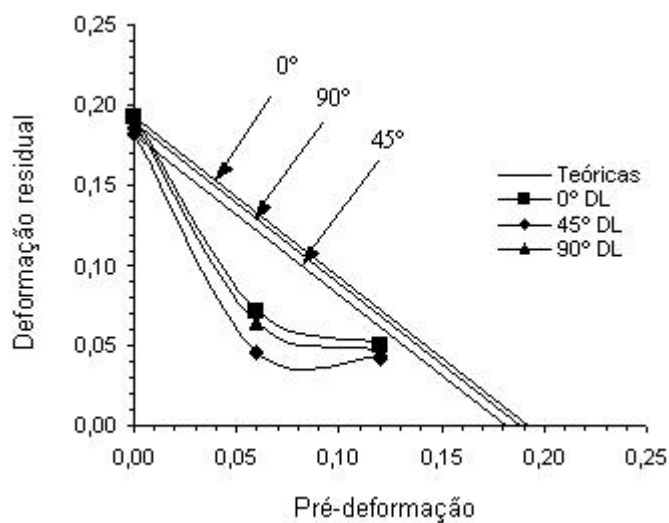


FIGURA 4.11 – Análise da ductilidade do aço 430E mediante cálculo da deformação residual uniforme.

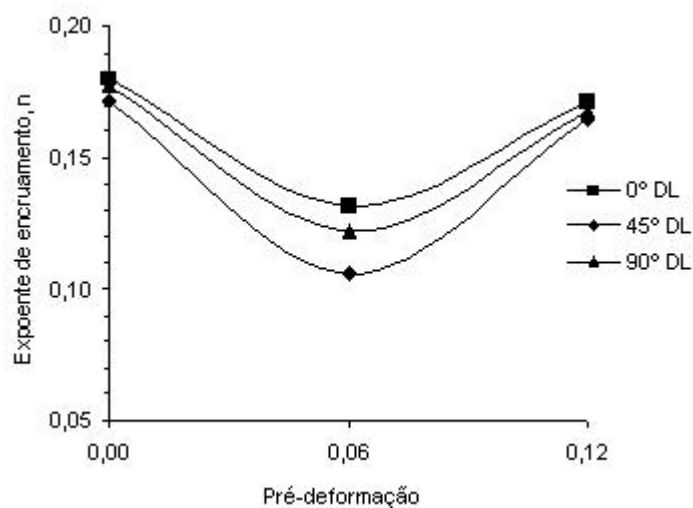


FIGURA 4.12 – Avaliação do expoente de encruamento do aço 430E submetido à seqüência ortogonal.

A TAB.IV.5 mostra os valores encontrados para a deformação residual uniforme e expoente de encruamento em função da pré-deformação:

TABELA IV.5 – Variação das propriedades mecânicas após mudança na trajetória de deformação.

Direção	Pré-deformado 6%		Pré-deformado 12%		Monotônico	
	n	$\epsilon_{ur}$	N	$\epsilon_{ur}$	n	$e_u$
0°DL	0,13168	0,07251	0,17154	0,05127	0,18041	0,19227
45°DL	0,10625	0,04603	0,16461	0,04276	0,17164	0,18188
90°DL	0,12187	0,06449	0,16769	0,04734	0,17757	0,18896

### 4.2.3.1 Influência da direção

A FIG. 4.13 mostra a variação da tensão de fluxo em função da direção para a amostra pré-deformada em tração de 6% para as três direções pesquisadas. A disposição das curvas de fluxo foi praticamente igual ao carregamento monotônico em cisalhamento, ou seja, as direções a 0° e 90°DL coincidiram, enquanto a 45° DL, por apresentar menor encruamento, apresentou uma curva de fluxo mais baixa em relação às demais direções.

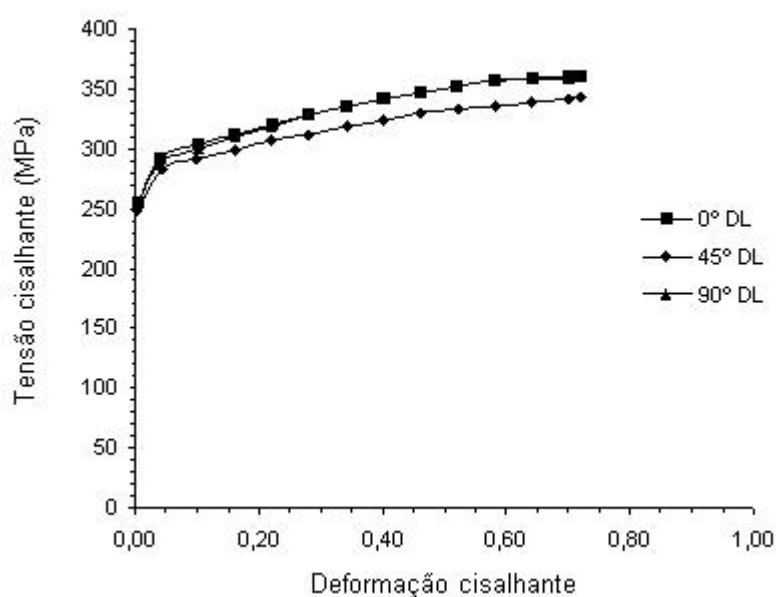


FIGURA 4.13 – Curva tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para amostras pré-deformadas em tração de 6%.

A FIG. 4.14 mostra como variou a taxa de encruamento em função da direção para as amostras pré-deformadas em 6%. Em todas as direções, foi observada queda lenta e contínua na taxa de encruamento com o acréscimo da deformação, sem registro de períodos transientes no encruamento.

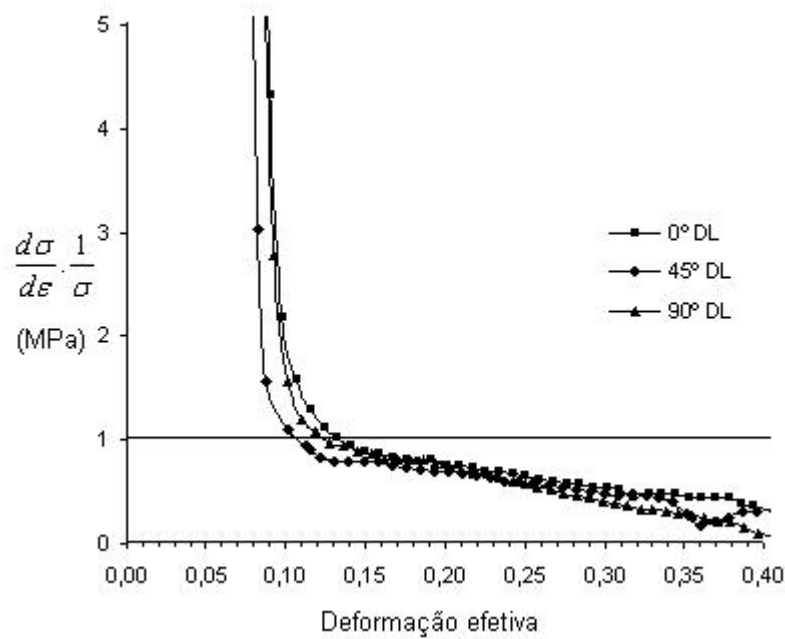


FIGURA 4.14 – Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 6%.

Na FIG. 4.15 é apresentada a curva de tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para a amostra pré-deformada em tração de 12%. Nessa condição, a direção a 90°DL apresentou maior aumento da resistência mecânica após alteração na trajetória de deformação. No entanto, quando foi atingido nível de deformação cisalhante  $\gamma = 0.55$ , ocorreu nova queda na taxa de encruamento. As curvas de fluxo das direções a 0° e 45°DL se interceptaram porque a capacidade de recuperação do encruamento a 45°DL é superior em relação às outras direções.

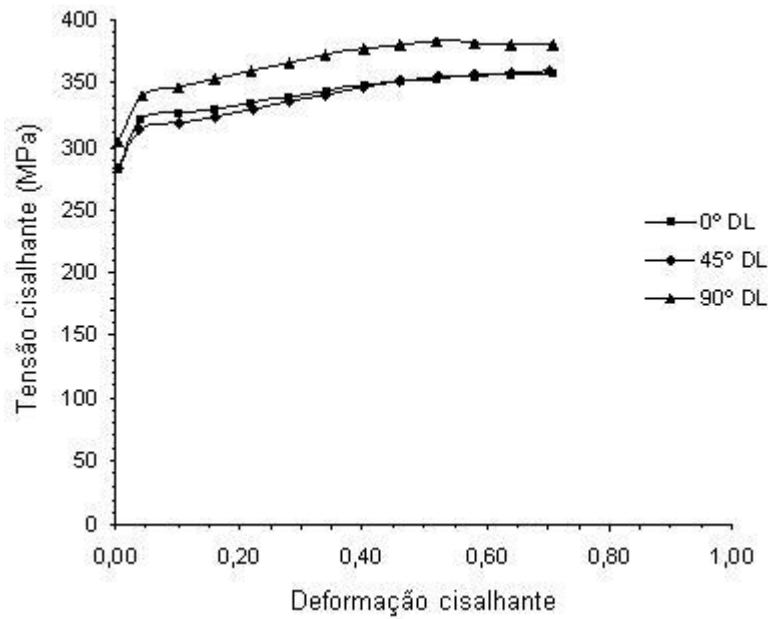


FIGURA 4.15 – Curva tensão cisalhante em função da deformação cisalhante para amostras pré-deformadas em tração de 12%.

A FIG. 4.16 mostra a variação da taxa de encruamento para diferentes direções para a amostra pré-deformada em 12%. Em todas as direções foi registrada queda transiente na taxa de encruamento com posterior recuperação. A maior queda ocorreu a 0°DL, seguida pela direção a 45°DL e por último, 90°DL. A direção a 90°DL apresentou apenas um pequeno período de recuperação na taxa de encruamento para em seguida, ter nova queda, o que prejudicou sua capacidade de recuperação.

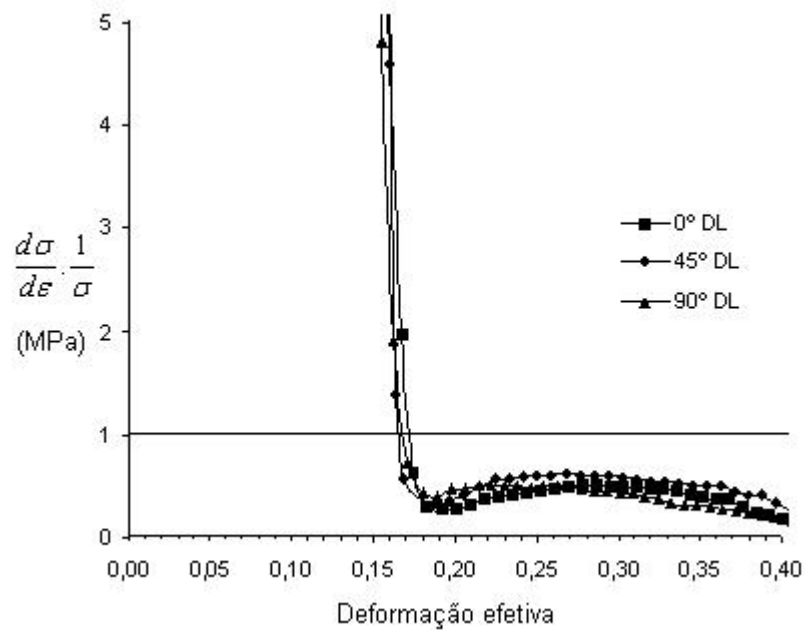


FIGURA 4.16 – Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 12%.

Conforme destacado por WILSON e BATE (1994), com relação à ação das paredes de células com elevada densidade de deslocações formadas durante a pré-deformação de atuarem como fortes barreiras ao movimento das deslocações, foi verificado em ambas as direções, aumento da resistência ao escoamento após alteração na trajetória de deformação. Como a resistência efetiva dessas paredes depende da densidade local das deslocações e da severidade na mudança da trajetória de deformação, pode-se concluir que a pré-deformação de 12% foi a que possibilitou a formação de um número maior de células com paredes de elevada densidade de deslocações, uma vez que a severidade na mudança da trajetória de deformação foi a mesma para os dois valores de pré-deformação.

### 4.2.3.2 Influência da pré-deformação em tração

#### a) Amostra pré-tracionada a 0° DL

A FIG. 4.17 mostra que ambos os valores de pré-deformação, 6% e 12%, apresentaram aumento da resistência mecânica com a mudança na trajetória de deformação, e conforme discutido na TAB.IV.4, a resistência ao escoamento foi maior com o acréscimo da pré-deformação por propiciar maior desenvolvimento das paredes de células com elevada densidade de deslocações, responsáveis por restringirem o movimento das deslocações móveis. As curvas de fluxo dos dois valores de pré-deformação se interceptam quando se atinge nível de deformação efetiva de  $\varepsilon_{\text{eff}} = 0,23$  ou  $\gamma = 0,42$  (corrigida pelo fator 1,84), FIG.4.17 ponto (A). Isso ocorre porque o aumento percentual da resistência mecânica após a mudança na trajetória de deformação foi o mesmo para os dois valores de pré-deformação, aproximadamente 6%, e pelo fato da amostra pré-deformada em 12% ter apresentado a 0°DL, a segunda maior queda na taxa de encruamento, inferior apenas ao valor registrado a 45°DL.

Pela análise da FIG. 4.18, que compara a curva de  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para o carregamento monotônico em tração, e após a alteração na trajetória de deformação para as amostras pré-deformadas a 0°DL, foi observado que ambos os valores de pré-deformação tiveram queda na taxa de encruamento após a mudança na trajetória de deformação. A amostra pré-deformada em 6% apresentou queda contínua, porém, sempre com taxa de encruamento superior à registrada na amostra pré-deformada em 12%. Essa última, assim como será observado para as demais direções, apresentou transiente no encruamento, ou seja, queda seguida por posterior recuperação.

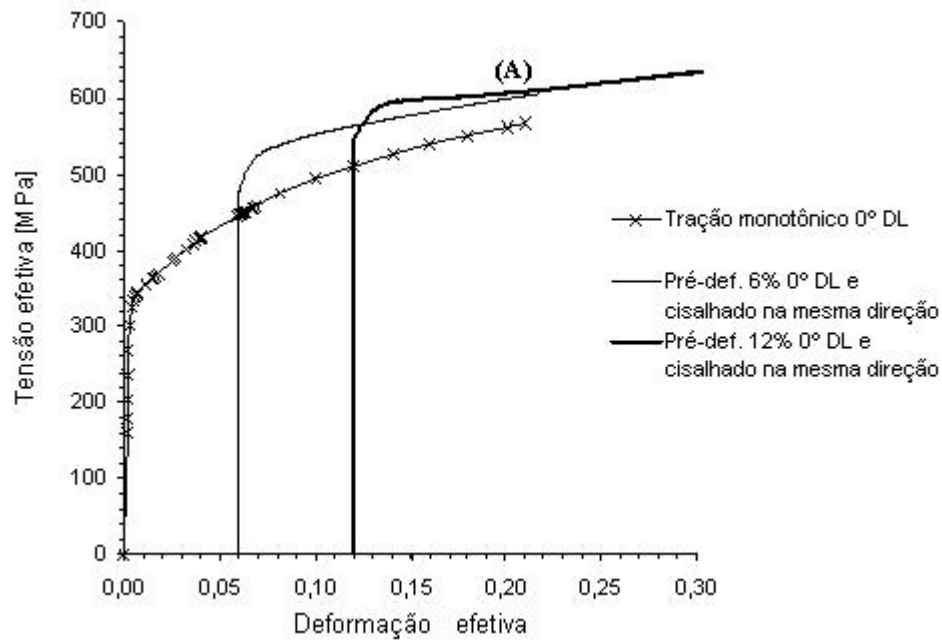


FIGURA 4.17 – Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 0°DL e cisalhadas na mesma direção. Neste caso,  $\beta = 0$ ,  $\alpha = 0$ .

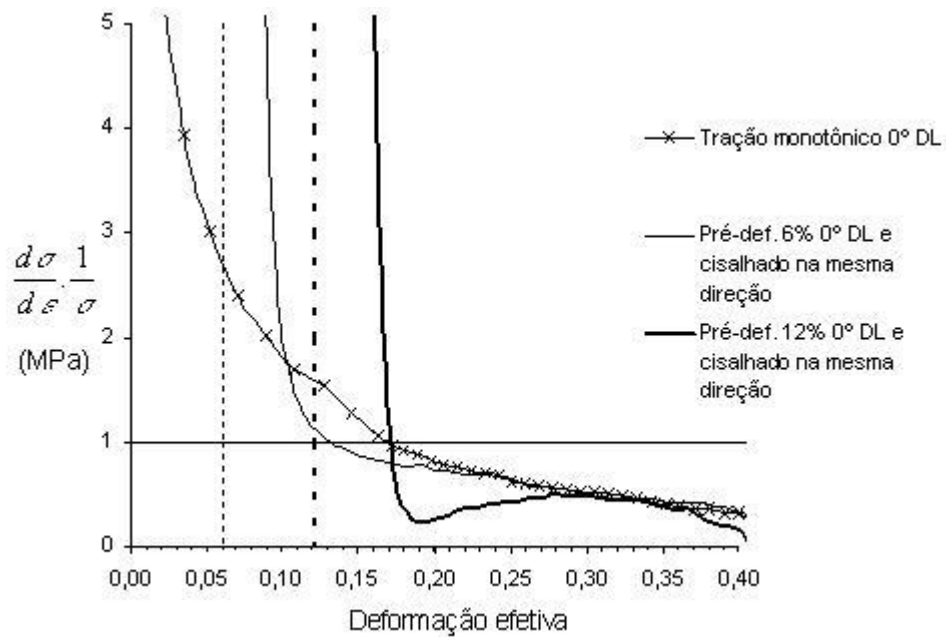


FIGURA 4.18 – Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para carregamento monotônico em tração a 0°DL e das amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 0°DL e cisalhadas na mesma direção.



## b) Amostra pré-tracionada a 45°DL

A FIG. 4.19 mostra que nesta direção o aumento da resistência ao escoamento após alteração na trajetória de deformação teve impacto menor para ambos os valores de pré-deformação, sendo pouco maior que 1% quando comparado com o carregamento monotônico imediatamente antes da mudança na trajetória de deformação. A curva de fluxo da amostra pré-deformada em 6% intercepta com a curva do carregamento monotônico em um valor de deformação efetiva de 0,15, definido na FIG.4.19 pelo ponto (A). Elas coincidem nessa direção, 45°DL, porque foi a direção em que houve o menor aumento da resistência mecânica e principalmente porque o encruamento diminui após a mudança na trajetória de deformação. Conforme FERNANDES et al. (1998), a intercessão das curvas permite o cálculo do parâmetro  $\alpha'$ , definido pela segundo a equação  $\epsilon_{\text{eff}} = \alpha' \cdot n$ . O valor encontrado para  $\alpha'$  foi de 0,872; sabendo-se que  $\epsilon_{\text{eff}}$  e  $n$  valem 0,150 e 0,172, respectivamente. Esse parâmetro pode ser utilizado em equações que descrevem o comportamento dos materiais submetidos a mudanças na trajetória de deformação.

A FIG.4.20 mostra que nessa direção, ambos os valores de pré-deformação apresentaram queda na taxa de encruamento, sendo que a amostra pré-deformada em 12% conseguiu se recuperar mais rapidamente.

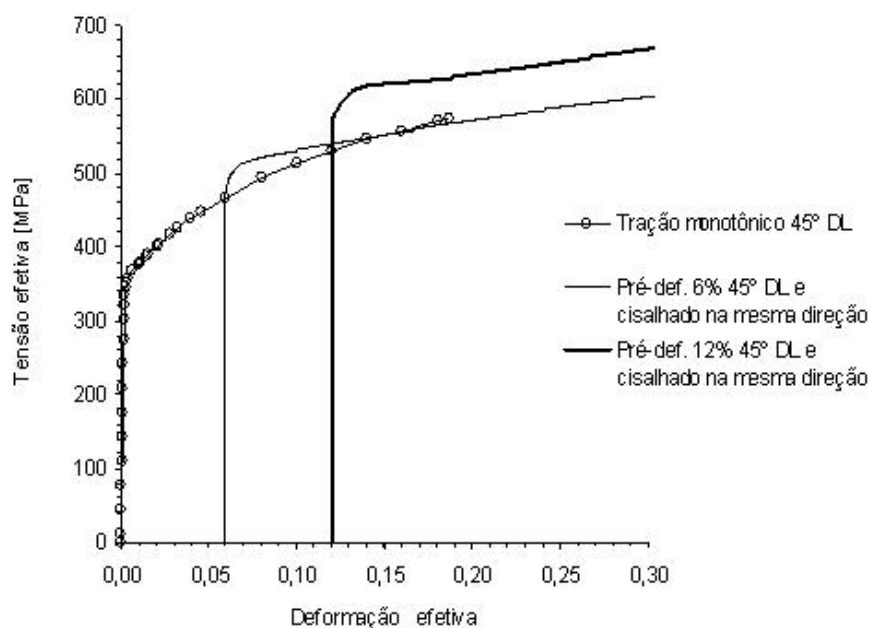


FIGURA 4.19 – Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 45°DL e cisalhadas na mesma direção.

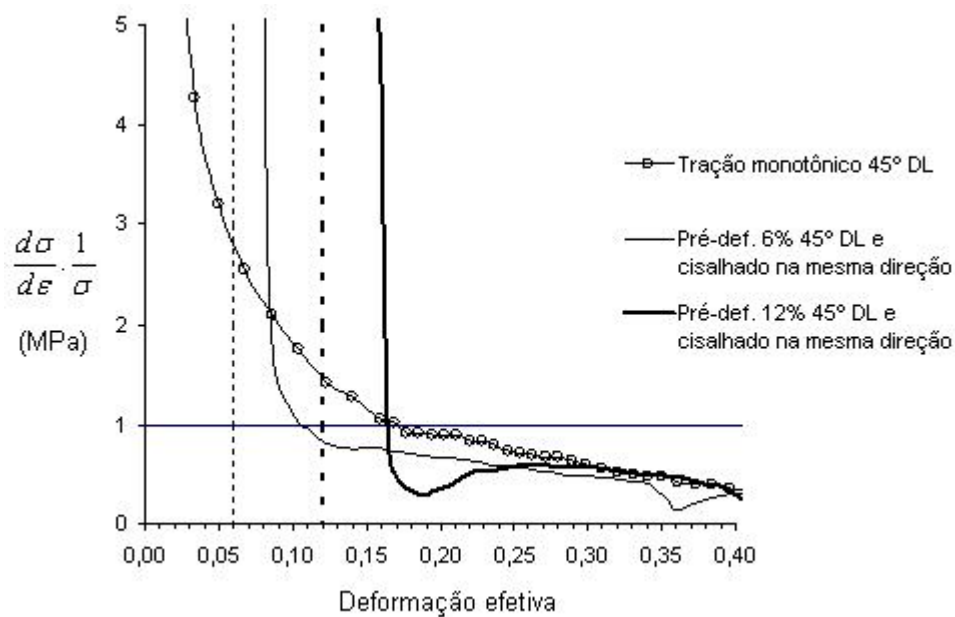


FIGURA 4.20 – Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para carregamento monotônico em tração a 45°DL e das amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 45°DL e cisalhadas na mesma direção.

### c) Amostra pré-tracionada a 90°DL

Pela FIG.4.21, observa-se que essa direção apresentou a maior resistência ao escoamento após a mudança na trajetória de deformação para a amostra pré-deformada em 12%. Para a amostra pré-deformada em 6%, o maior aumento da resistência ocorreu a 0°DL, no entanto, apenas 0.94% maior que o registrado a 90°DL.

A FIG. 4.22 mostra que nessa direção, apesar da amostra pré-deformada em 12% ter registrado a menor queda na taxa de encruamento, sua capacidade de recuperação foi pequena em decorrência de ter ocorrido dois transientes de queda na taxa de encruamento. Já a amostra pré-deformada em 6% manteve a tendência de queda contínua e lenta no encruamento, porém, sempre superior ao observado na outra amostra.

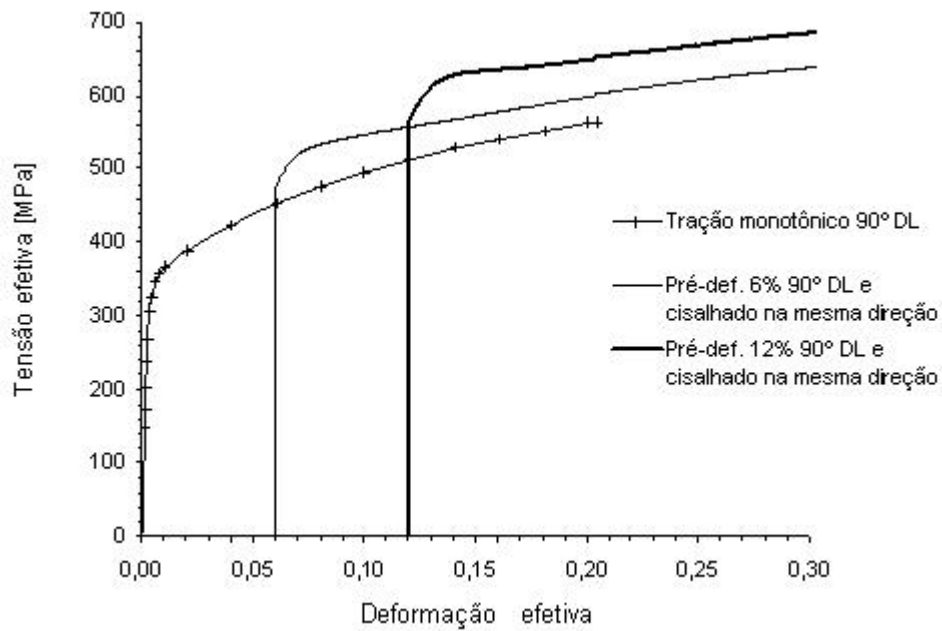


FIGURA 4.21 – Curva tensão efetiva em função da deformação efetiva para amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 90°DL e cisalhadas na mesma direção.

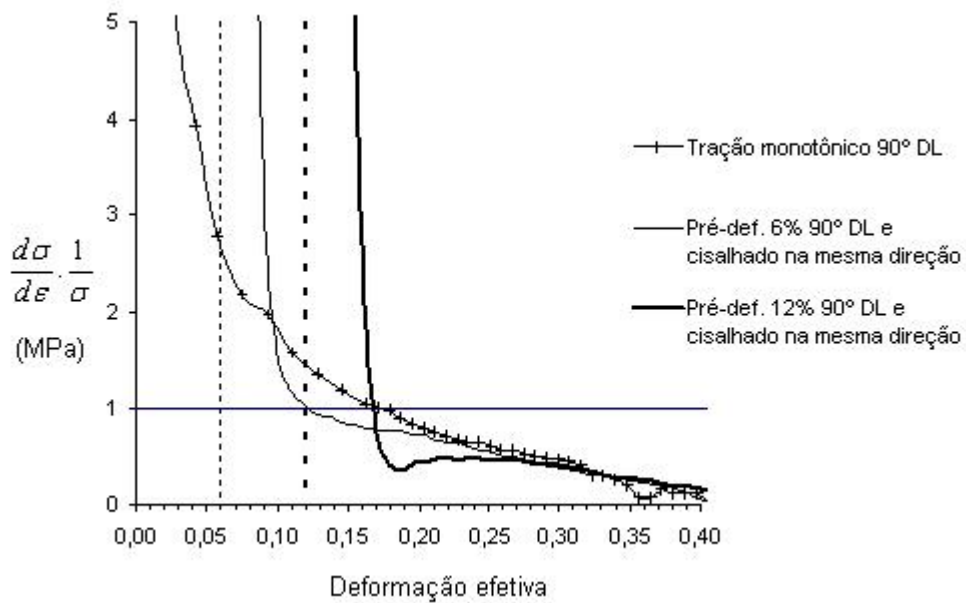


FIGURA 4.22 – Curva  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \times \frac{1}{\sigma}$  em função da deformação efetiva para carregamento monotônico em tração a 90°DL e das amostras pré-deformadas em tração de 6% e 12% a 90°DL e cisalhadas na mesma direção.

### 4.3 Considerações finais

Com alteração na trajetória de deformação, o comportamento mecânico do material é modificado, algo que antecipadamente já era esperado. Porém, o maior interesse consiste em descobrir quais as variáveis responsáveis por essa alteração e como elas atuam. Neste trabalho, foi decidido que as variáveis que seriam introduzidas para análise consistiriam no valor da pré-deformação, 6% e 12% de deformação convencional, por meio do ensaio de tração uniaxial e na direção de solicitação durante esse primeiro carregamento, ou seja, foram cortadas amostras em três direções em relação à direção de laminação: 0°, 45° e 90°. As demais variáveis foram todas mantidas: temperatura de realização do teste (temperatura ambiente), material (aço inoxidável AISI 430E), taxa de deformação ( $1.10^{-3}\text{s}^{-1}$ ) e seqüência de carregamento (seqüência ortogonal obtida por tração seguida por cisalhamento na mesma direção, obtendo-se assim  $\alpha = 0$ ).

Pelos dados apresentados, foi possível inicialmente caracterizar o material por meio do ensaio de tração uniaxial, destacando-se nessa parte sua aptidão para estampabilidade, com  $\Delta R = 0,534$  e  $R_m = 1,488$ . Os dados apontam ainda que a 0°DL é a melhor direção para conformabilidade do material pelo fato de apresentar o menor valor para a razão elástica. Apesar de existir anisotropia na chapa, ela é pequena, sendo maior entre as direções 0° e 45°, direções de maior e menor encruamento, respectivamente. Nessas direções, a diferença entre o alongamento uniforme e o expoente de encruamento foi de:

$$\frac{e_{u0^\circ}}{e_{u45^\circ}} = \frac{0,19227}{0,18188} = +5,71\% \quad \text{e} \quad \frac{n_{0^\circ}}{n_{45^\circ}} = \frac{0,18041}{0,17164} = +5,11\%$$

Em seguida, o material foi ensaiado empregando-se cisalhamento planar simples com observação das chamadas direções duais, 0° e 90°, conforme demonstrado por RAUCH (1992) no aço baixo carbono, com tensor tensão simétrico e coincidência das curvas de fluxo com pequena dispersão no estágio inicial de deformação devido ao movimento relativo das partes móveis da garra de cisalhamento e a fixação da amostra, conforme salientado por FJELDLY et al. (1998). FJELDLY e ROVEN (1996) destacam ainda que a variação da tensão de fluxo com a direção mediante carregamento por cisalhamento é correspondente às observações iniciais feitas em tração. Enquanto sob tração, na direção a 45°DL, o limite de escoamento foi o maior, e a 0° e 90° seus valores foram os menores

e praticamente os mesmos, sob cisalhamento, as direções a 0° e 90° também tiveram praticamente os mesmos valores de resistência ao escoamento, porém maiores que o observado a 45°.

A curva monotônica de cisalhamento a 90°DL foi reduzida por três fatores: von Mises (1,73), Tresca (2,05) e o fator que considera uma estimativa da razão entre os Fatores de Taylor para diferentes sollicitações, (1,84). Com a redução da curva pelo fator 1.84, conforme demonstrado na FIG.4.10, ela se aproximou da curva correspondente ao carregamento monotônico em tração na mesma direção. Assim, esse fator foi escolhido para construção da curva de tensão efetiva em função da deformação efetiva. Dessa forma, o comportamento mecânico do aço 430E pode ser analisado independentemente por tração ou cisalhamento com a vantagem de o ensaio de cisalhamento permitir um nível de deformação superior quando comparado com o ensaio de tração.

Após a mudança na trajetória de deformação, a melhor condição para conformabilidade do material sofreu pouca alteração, ou seja, a direção a 0°DL continuou sendo a direção com maior encruamento e ductilidade. Já o menor valor de pré-deformação, 6%, apresentou maior ductilidade, e apesar de possuir encruamento inicial inferior ao registrado na amostra pré-deformada em 12%, não teve queda acentuada na taxa de encruamento, ao contrário da outra amostra. Assim, em todas as direções, quando se atingiu nível de deformação efetiva superior a 0,17; a taxa de encruamento da amostra pré-deformada em 6% foi sempre maior, exceto na direção a 45°DL.

A direção a 45°DL, após mudança na trajetória de deformação, foi a que apresentou os menores valores do expoente de encruamento e tensão de fluxo inicial, possibilitando que as curvas de tensão-deformação do carregamento monotônico e após a mudança na trajetória de deformação se encontrassem quando se atingiu valor de 0.15 de deformação efetiva, disponibilizando o valor de  $\alpha' = 0,872$ , parâmetro a ser utilizado em equações que descrevem o comportamento do material submetido à mudança na trajetória de deformação, conforme FERNANDES et al (1998).

A tensão de fluxo inicial das amostras pré-deformadas em 12% foi sempre superior ao registrado nas amostras pré-deformadas em 6%. Esse aumento observado nas amostras pré-deformadas em 12% possivelmente ocorreu em função da ação das paredes de células com elevada densidade de deslocações que se formaram durante a pré-deformação do material e que atuaram como barreiras ao movimento das deslocações

móveis. Com a pré-deformação de 6%, apesar de ter havido atuação dessas barreiras, seu efeito foi menos intenso quando comparado com o outro valor de pré-deformação. Nota-se assim, a importância do valor da pré-deformação em tração para a resposta dada pelo material após alteração na trajetória de deformação, uma vez que, segundo WILSON e BATE (1994), a resistência efetiva dessas barreiras é dependente da densidade local das deslocções e da severidade na mudança da trajetória de deformação.

Pelos dados apresentados, possivelmente ocorreu a formação de microbandas de cisalhamento para as amostras pré-deformadas em 12% em função do amaciamento transiente observado no estágio inicial do segundo modo de carregamento, e em seguida, uma taxa de encruamento positiva. Esse amaciamento, segundo observações feitas por RAUCH (1992) com aço baixo carbono e WILSON e BATE (1994) com aço IF, está intimamente relacionado com a formação de microbandas de cisalhamento que estarão ativas logo após o recarregamento. Essas microbandas irão atravessar as paredes de células com elevada densidade de deslocções, herdadas durante a pré-deformação conduzindo a um amaciamento localizado. Na seqüência ortogonal esse aspecto é algo característico para aços baixo carbono, sendo que após algum percentual de deformação, as microbandas tornam-se mais flutuantes, permitindo assim a recuperação do material, mas, em escala reduzida. No entanto, tais afirmações precisam de melhor avaliação por técnicas adequadas de ensaio que permitam identificar a subestrutura do material, como, por exemplo, o uso da análise via microscopia eletrônica de transmissão.

Como avaliação final, é importante destacar a importância do uso do ensaio de cisalhamento para as análises feitas neste trabalho. Vários fenômenos puderam ser observados, como a provável formação das microbandas de cisalhamento e a constatação de que os procedimentos adotados para realização desse ensaio atenderam satisfatoriamente às restrições geométricas dos corpos de prova ditadas por RAUCH (1992), pois foi possível observar as chamadas direções duais, 0° e 90°. Essa técnica de ensaio permite ainda a mudança da trajetória de deformação por meio de procedimentos simples, como apenas inverter o sentido de deslocamento da garra para que o chamado Efeito Bauschinger possa ser investigado.

## 5. CONCLUSÕES

- O ensaio de cisalhamento planar simples mostrou ser uma técnica eficiente e confiável para alterar a trajetória de deformação do aço inox AISI 430E;
- Antes da mudança na trajetória de deformação, a amostra de aço 430E solicitada a 0°, 45° e 90°DL por meio de ensaio de tração apresenta a seguinte tendência para o limite de escoamento, expoente de encruamento e alongamento uniforme:

$$LE_{0^\circ} < LE_{90^\circ} < LE_{45^\circ}$$

$$n_{45^\circ} < n_{90^\circ} < n_{0^\circ}$$

$$e_{u90^\circ} < e_{u0^\circ} < e_{u45^\circ}$$

- A chapa é anisotrópica,  $\Delta R \neq 0$ ,  $\Delta R = 0,534$  e  $R_m = 1,488$ , com boa aptidão para estampagem e tendência para formação de orelhas a 0° e 90°, pois  $\Delta R > 0$ ;
- A melhor direção para conformabilidade do material antes da mudança na trajetória de deformação é a 0°, direção de maior encruamento e ductilidade;
- O comportamento do material quando submetido ao ensaio de tração apresentou a 45°DL o maior valor para a tensão de fluxo enquanto as direções 0°DL e 90°DL com valores praticamente iguais, mas menores. Já sob cisalhamento, ocorreu o inverso;
- Foi escolhido o fator 1,84 para converter as curvas de cisalhamento em curvas de tensão efetiva em função da deformação efetiva. Assim, o aço 430E pode ser investigado independentemente por tração ou cisalhamento com uso desse fator;
- Ensaio de cisalhamento planar simples apresentou homogeneidade do tensor tensão, sendo observadas as direções duais, 0° e 90°DL;
- Em todas as direções das amostras pré-deformadas em 6% e 12%, houve redução no encruamento e ductilidade; e aumento da resistência ao escoamento após a mudança na trajetória de deformação. O aumento maior ocorreu para a amostra pré-deformada em 12%. Esse aumento da resistência ao escoamento indica a provável ação das paredes de células com elevada densidade de deslocamentos em atuarem como barreiras ao movimento das deslocamentos. O fato de esse efeito ser maior com pré-deformação de 12% indica que esse valor de pré-deformação foi capaz de gerar um número maior de células com elevada densidade de deslocamentos;

- Quanto menor o valor da pré-deformação, menor a redução da ductilidade do material após a mudança na trajetória de deformação;
- Após alteração na trajetória de deformação, obtida por meio de seqüência ortogonal, foi observado que a melhor condição para conformabilidade do material ocorreu com a amostra pré-deformada em 6% a 0°DL, condição em que, embora tenha apresentado ductilidade inferior quando comparada com o carregamento monotônico para ambos os valores de pré-deformação, não se observou transientes na taxa de encruamento;
- A direção a 45°DL, dentre as direções pesquisadas, foi a que apresentou os menores valores do expoente de encruamento e resistência ao escoamento, para ambos os valores de pré-deformação. Nessa direção, houve intercessão das curvas tensão-deformação da amostra pré-deformada em 6% com a curva do carregamento monotônico, em um ara valor de deformação efetiva de 0,15;
- A provável formação das microbandas de cisalhamento possibilitou a observação, em todas as direções da amostra pré-deformada em 12%, de amaciamento transiente no estágio inicial do segundo modo de carregamento, seguido por uma taxa de encruamento positiva.



## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A análise do comportamento mecânico de um determinado material quando ocorre alteração na sua trajetória de deformação depende de muitas variáveis, dentre elas o tipo de carregamento, pré-deformação adotada, taxa de deformação e severidade na mudança da trajetória. Assim, sugere-se ampliar o número de variáveis a serem analisadas tais como: valores de pré-deformação e condições do material em diferentes estados como recozido, normalizado e envelhecido.

Este trabalho apesar de ter considerado a influência da direção de solitação e dos valores de pré-deformação em tração, não fez uma correlação entre o comportamento mecânico observado com a evolução da textura e subestrutura, por exemplo. Pois, conforme relatado por muitos autores, a real influência de cada variável constitui fonte de muita incerteza, o que requer pesquisa para que se possa afirmar com critério, qual a real parcela de contribuição de cada variável no comportamento mecânico apresentado por determinado material após alteração na trajetória de deformação. Assim, considerar tais influências seria justificável.

Dessa forma, seria importante analisar um número maior de seqüências de carregamento, como exemplo, o uso da seqüência reversa (análise efeito Bauschinger), cisalhamento após tração em diferentes direções que não a 0°, fonte deste trabalho, bem como análise da subestrutura do material, mediante emprego de microscopia eletrônica de transmissão, antes, durante e após a mudança na trajetória de deformação para que se possam definir melhor as reais influências para o comportamento mecânico apresentado por um dado material com alteração na trajetória de deformação.

Por fim, a maior parte dos dados disponíveis atualmente refere-se a materiais como alumínio e suas ligas comerciais, cobre, latão e alguns tipos de aços inoxidáveis, notadamente o aço AISI 304, fato esse que justifica o estudo em outros materiais, já que o tipo de material empregado constitui uma variável importante a ser considerada.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BACKOFEN (1974)

- 1) W.A. Backofen, Massachusetts Institute of Technology Industrial Liaison Symposium, Chicago, March 1974;

BACROIX e HU (1995)

- 2) B. Bacroix e Z. Hu. "Texture evolution induced by strain path changes in low carbon steel sheets". Metallurgical and Materials Transactions, v. 26A, p 601-613, March 1995;

BARLAT et al. (2003)

- 3) F. Barlat, J.M. Ferreira Duarte, J.J. Gracio, A.B. Lopes e E.F. Rauch. "Plastic flow for non-monotonic loading conditions of an aluminum alloy sheet sample". International Journal of Plasticity, v. 19, p 1215-1244, (2003);

BATE (1993)

- 4) P.S. Bate. "The effects of combined strain-path and strain-rate changes in aluminum". Metallurgical Transactions, v. 24A, p 2679-2689, December 1993;

CIZEK (2002)

- 5) P. Cizek. "Characteristics of shear bands formed in an austenitic stainless steel during hot deformation". Materials Science & Engineering, v. 324A, p 214-218, (2002);

CHUNG e WAGONER (1986)

- 6) K. Chung e R.H. Wagoner. "Effect of stress-strain-law transients on formability." Metallurgical Transactions, v.17A, p 1001-1009, June (1986);

FERNANDES et al. (1998)

- 7) J.V. Fernandes, D.M. Rodrigues, L.F. Menezes e M.F. Vieira. "A modified Swift law for prestrained materials". International Journal of Plasticity, v.14, n°6, p 537-550, (1998);

FERNANDES, GRACIO E SCHMITT (1993)

- 8) J.V. Fernandes, J.J. Gracio e J.H. Schmitt. "Size effect on the microstructural evolution of copper deformed in rolling-tension. In: C., Teodosiu; J.L., Raphanel and F., Sidoroff (Eds), Proceedings of the MECAMAT'91

Symposium on Large Plastic Deformations: Fundamental Aspects and Applications to Metal Forming. Balkema, Rotterdam, p 219, (1993);

FERNANDES et al. (1993)

- 9) J.V. Fernandes, J.J. Gracio, J.H. Schmitt e E.F. Rauch. Scripta Metallurgica Materialia., v. 28, p. 1335-1340, 1993;

FERNANDES, GRACIO e SCHMITT (1991)

- 10) J.V. Fernandes, J.J. Gracio e J.H. Schmitt. Proc. International Seminar MECAMAT'91, Eds. C. Teodosiu, J.L. Raphanel e F. Sidoroff, Fontainebleu, p. 219, France, 1991;

FJELDLY e ROVEN (1996)

- 11) A. Fjeldly e H.J. Roven. "Proc.5th Int. Conf. on aluminum alloys (ICAA5), v.4, Grenoble, France, (1996);

FJELDLY et al (1998)

- 12) A. Fjeldly, H.J. Roven e E.F. Rauch. "Shear deformation properties of extruded AlZnMg alloys". Scripta Materialia, v.38, n° 5, p 709-714, (1998);

GRACIO et al. (2004)

- 13) J.J. Gracio, F. Barlat, E.F. Rauch, P.T. Jones, V.F. Neto e A.B., Lopes. "Artificial aging and shear deformation behavior of 6022 aluminium alloy". International Journal of Plasticity, v.20, p 427-445, (2004);

GRACIO, LOPES e RAUCH (2000)

- 14) J.J. Gracio, A.B. Lopes e E.F. Rauch. "Analysis of plastic instability in commercially pure Al alloys". Materials Processing Technology, v. 103, p 160-164, (2000);

GRACIO, LOPES e VIEIRA (1996)

- 15) J.J. Gracio, A.B. Lopes e M.F. Vieira. Proc. International Conference of Sheet Metal, Eds. B. Shirvani, U.P. Singh e H.J.J. Kals, Birmingham, p. 333, England, 1996;

HIGGINSON e SELLARS (2002)

- 16) R.L. Higginson e C.M. Sellars. "The effect of strain path reversal during hot rolling on austenitic stainless steel". Materials Science and Engineering, v. 338A, p. 323-330, 2002;

HUGHES (1993)

- 17) D.A. Hughes. "Microstructural evolution in a non-cell forming metal: Al-Mg".  
Acta Metallurgica Materialia, v. 41, n° 5, p 1421-1430, (1993);

JUUL, JENSEN e HANSEN (1991)

- 18) D. Juul, R. Jensen e D. Hansen. "Flow stress anisotropy in cross-rolled-aluminum". In: Proc. 9<sup>th</sup> International Conference Strength of Materials (ICSMA 9), Israel. Freund, London, p 179-186, 1991;

KORBEL e MARTIN (1986)

- 19) A. Korbel e P. Martin. "Microscopic versus macroscopic aspect of shear bands deformation". Acta Metallurgica, v. 34, n° 10, p 1905-1909, 1986;

LEWANDOWSKA (2003)

- 20) M. Lewandowska. "Dependence of the deformation microstructure of aluminum alloys on the strain path". Materials Chemistry and Physics, v. 81, p 555-557, (2003);

LI e BATE (1991)

- 21) F. Li e P.S. Bate. "Strain path changes effects in cube textured aluminum". Acta Metallurgica Materialia, v. 39, p 2639-2650, (1991);

LLOYD e SANG (1979)

- 22) D.J. Lloyd e H. Sang. "The influence of strain path on subsequent mechanical properties – orthogonal tensile paths." Metallurgical Transactions, v.10A, p 1767-1772, (1979);

LOPES et al. (2003)

- 23) A.B. Lopes, F. Barlat, J.J. Gracio, J.F. Ferreira Duarte e E.F. Rauch. "Effect of texture and microstructure on strain hardening anisotropy for aluminum deformed in uniaxial tension and simple shear". International Journal of Plasticity, v. 19, p 1-23, (2003);

NESTEROVA, BACROIX e TEODOSIU (2001)

- 24) E.V. Nesterova, B. Bacroix e C. Teodosiu. "Microstructure and texture evolution under strain-path changes in low-carbon interstitial-free steel". Metallurgical and Materials Transactions, v.32A, p 2527-2538, October 2001;

RAPHANEL et al. (1987)

- 25) J.L. Raphanel, E.F. Rauch, E.L. Shen e J.H. Schmitt. "Shear of prestrained steel specimens". *Scripta Metallurgica*, v.21, p1087-1090, (1987);

RAUCH et al. (2002)

- 26) E.F. Rauch, J.J. Gracio, F. Barlat, A.B. Lopes e J.V. Ferreira Duarte. "Hardening behavior and structural evolution upon strain reversal of aluminum alloys". *Scripta Materialia*, v. 46, p 881-886, (2002);

RAUCH (1997)

- 27) E.F. Rauch. "The stress and work hardening rates of mild steel with different dislocation patterns". *Materials Science & Engineering*, v. 234A, p 653-656, (1997);

RAUCH e THUILLER (1993)

- 28) E.F. Rauch e S. Thuiller. "Rheological behavior of mild steel deformed in simple shear". *Materials Science & Engineering*, v.113A, p 441-448, (1993);

RAUCH (1992)

- 29) E.F. Rauch. "The flow law of mild steel under monotonic or complex strain path". *Solid State Phenomena*, v. 23 - 24, p 317-334, (1992);

RAUCH e SCHMITT (1989)

- 30) E.F. Rauch e J.H. Schmitt. "Dislocation substructures in mild steel deformed in simple shear". *Materials Science & Engineering*. v. 113A, p 441-448, (1989);

RAUCH (1998)

- 31) E.F. Rauch. "Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests". *Materials Science & Engineering*, v. 241A, p 179-183, (1988);

SCHMITT (1986)

- 32) J.H. Schmitt. "Contribution à l'étude de la micro-macroplasticité des aciers, (in French)". Tese de doutorado apresentada ao Inst. National Polytechnique, Grenoble, França, (1986);

SCHMITT, AERNOUD e BAUDELET (1985)

- 33) J.H. Schmitt, E. Aernoud e B. Baudalet. "Yield loci for polycrystalline metals without texture". *Materials Science & Engineering*. v. 75, p 13-20, (1985);

VINCZE et al. (2005)

- 34) G. Vincze, E.F. Rauch, J.J. Gracio, F. Barlat e A.B. Lopes. “A comparasion of the mechanical behavior of an AA1050 and a low carbon steel deformed upon strain reversal”. *Acta Materialia*, v. 53, p 1005-1013, (2005);

WILSON e BATE (1994)

- 35) D.V. Wilson e P.S. Bate. “Influences of cell walls and grain boundaries on transient responses of an IF steel to changes in strain path”. *Acta Metallurgica Materialia*, v. 42, n°4, 1099-1111, (1994);

ZANDRAHIMI et al. (1989)

- 36) M. Zandrahimi, S. Platias, D. Price, D. Barrett, P.S. Bate, W.T. Roberts e D.V. Wilson. “Effects of changes in strain path on work hardening in cubic metals”. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 20A, p 2471-2482, November (1989).

## 8. BIBLIOGRAFIA

AGUILAR e CORRÊA (2003)

- 1) M.T.P. Aguilar e E.C.S. Corrêa. “Materiais para construção civil: estrutura, propriedades e processamento”. Módulo 2: Propriedades. Curso de Especialização em Construção Civil. Escola de Engenharia da UFMG, Departamento de Engenharia de Materiais e Construção, p. 2, 2003;

ASM METALS HANDBOOK (1988)

- 2) ASM Metals Handbook. “Forming and Forging – Formability Testing of Sheet Metals “ Ninth Edition, v. 14, p. 877-899, Ohio, 2003;

CORRÊA (2004)

- 3) E.C.S. Corrêa. “Aspecto do encruamento de metais previamente deformados a frio”. 2004, 233 f. Tese apresentada à Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Doutora em Engenharia Metalúrgica e de Minas;

CULLITY (1978)

- 4) B.D. Cullity. “Elements of X-Ray Diffraction.” 2.ed. Massachusetts: Addison-Wesley Publishing Company, Inc. 1978;

DIETER (1981)

- 5) G.E. Dieter. “Metalurgia Mecânica”. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A, p. 653, 1981;

DUARTE (1997)

- 6) J.M.F. DUARTE. Conformação Plástica de Chapas Metálicas: Simulação Numérica e Caracterização Mecânica. Tese de Doutorado. Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial. Faculdade de Engenharia. Universidade do Porto. 1997;

GERDAU (2003)

- 7) Gerdau Aços Finos Piratini. Apostila Técnica: “Gerdau Aços Finos Piratini - Manual de aços edição atualizada 2003”, p. 22 e 23, 2003;

LOPES (2001)

- 8) A.L.B. Lopes. “Análise microestrutural das instabilidades plásticas em materiais metálicos”. 2001. 264 f. Tese apresentada à Universidade de Aveiro / Portugal

para obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia dos Materiais. Fig. II.25, p. 41;

PIORKO e MELO (1990)

- 9) Jr. Piorko e A. I. Melo. Aço 304 – Avaliação da estampabilidade de chapas finas. In: II Seminário Brasileiro INÓX 90, 1990, São Paulo. Anais. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1990, p 323-329;

REED-HILL (1982)

- 10) R.E. Reed-Hill “Princípios de Metalurgia Física”. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois S.A, p. 776, 1982;

REGONE (2001)

- 11) Willian. Regone. “Simulação da laminação a quente de um aço livre de intersticiais (IF) através de ensaios de torção”. 2001. 174 f. Tese apresentada à Universidade Federal de São Carlos/SP – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia para obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais. Fig. 4.16, p. 72;

Disponível em:

<http://www.dema.ufscar.br/termomec/pdf/simulacaodelaminacao.pdf>.

Acesso em: 05/09/2004



## ANEXO

### A.I) Cálculo do parâmetro $\alpha$

Conforme descrito anteriormente, o parâmetro  $\alpha$  avalia o grau de severidade obtida quando ocorre uma alteração na mudança na trajetória de deformação. Neste trabalho, foi utilizada a seqüência ortogonal realizada mediante cisalhamento seguido à tração na mesma direção do ensaio de ensaio de tração, porém com amostras pré-deformadas em tração em diferentes direções.

O valor do parâmetro  $\alpha$  será calculado para dois tipos de seqüência: tração seguida por cisalhamento para diferentes direções e cisalhamento seguido por cisalhamento também para diferentes direções.

#### A.I.1) Seqüência tração seguida por cisalhamento

Para esse primeiro tipo de seqüência, o tensor das deformações da pré-deformação ( $\varepsilon_p$ ) e da recarga ( $\varepsilon'$ ), são descritos no sistema de eixos macroscópicos por  $C = (x, y, z)$  por:

$$\varepsilon_p = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix}$$

$$\varepsilon'_p = \begin{bmatrix} \varepsilon'_{11} & \varepsilon'_{12} & \varepsilon'_{13} \\ \varepsilon'_{21} & \varepsilon'_{22} & \varepsilon'_{23} \\ \varepsilon'_{31} & \varepsilon'_{32} & \varepsilon'_{33} \end{bmatrix}$$

Admitindo que  $\varepsilon'_{ij}$  são as componentes de  $\varepsilon$  descritas no sistema de eixos  $C' = (x', y', z')$  obtido por rotação de  $C = (x, y, z)$  em torno do eixo  $z = z'$  segundo o ângulo  $\Theta'$

O tensor deformação da pré-deformação em tração,  $\varepsilon_p$ , é dado por:

$$\varepsilon_p = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix}$$

$$\varepsilon' = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

Relacionando os tensores tensão pela EQ. (A.I.1):

$$\begin{aligned} \varepsilon_p: \varepsilon' = & (\varepsilon_{11}\varepsilon'_{11} + \varepsilon_{22}\varepsilon'_{22}) \cdot \cos^2(\Theta) + (\varepsilon_{11}\varepsilon'_{22} + \varepsilon_{22}\varepsilon'_{11}) \cdot \sin^2(\Theta) + (\varepsilon_{12}\varepsilon'_{21}) \cdot \\ & (\varepsilon_{22}\varepsilon'_{11}) \cdot \cos(\Theta) \cdot \sin(\Theta) + \varepsilon_{31} \cdot \varepsilon'_{13} + \varepsilon_{23}\varepsilon'_{32} + \varepsilon_{33}\varepsilon_{33} \end{aligned} \quad (\text{A.I.1})$$

Associando os valores dos índices, tem-se pela EQ. (A.I.2)

$$\varepsilon_p: \varepsilon' = \cos^2(\Theta') \cdot \sin^2(\Theta') \quad (\text{A.I.2})$$

e com isto tem-se, EQ. (A.I.3):

$$\varepsilon_p: \varepsilon_p = \varepsilon_{11}^2 + \varepsilon_{22}^2 + \varepsilon_{33}^2 + 2 \cdot (\varepsilon_{12} \varepsilon_{21} + \varepsilon_{13} \varepsilon_{31} + \varepsilon_{23} \varepsilon_{32}) \quad (\text{A.I.3})$$

Associando os valores dos índices, EQ. (A.I.4):

$$\begin{aligned} \varepsilon_p: \varepsilon_p &= 2 \\ \varepsilon': \varepsilon' &= \varepsilon'_{11}{}^2 + \varepsilon'_{22}{}^2 + \varepsilon'_{33}{}^2 + 2 \cdot (\varepsilon'_{13}\varepsilon'_{31} + \varepsilon'_{23}\varepsilon'_{32}) \end{aligned} \quad (\text{A.I.4})$$

Associando os valores dos índices, tem-se:

$$\varepsilon': \varepsilon' = 2$$

Se  $\Theta'$  for o ângulo entre o sistema de eixos definido pelas direções principais da deformação na recarga e o sistema de eixos  $C' = (x', y', z')$  e com auxílio das equações EQ. (A.I.1), (A.I.3) e (A.I.4), é possível obter a seguinte expressão para o parâmetro  $\alpha$ , em função de  $\Theta'$ , EQ. (A.I.5):

$$\alpha = \frac{\cos^2(\Theta') - \operatorname{sen}^2(\Theta')}{2} \quad (\text{A.I.5})$$

Desde de que  $\Theta' = \Theta - \pi/4$ , a expressão anterior pode ser reescrita em termos do ângulo  $\Theta$  definido como sendo o ângulo entre as deformações sucessivas, EQ. (A.I.6):

$$\alpha = \frac{1}{2} - \operatorname{sen}^2\left(\Theta - \frac{\pi}{4}\right) \quad (\text{A.I.6})$$

### A.I.2) Seqüência cisalhamento seguida por cisalhamento

Nesse caso, tem-se a seguinte definição para os tensores de deformação da pré-deformação e recarga:

$$\varepsilon_p = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

$$\varepsilon' = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

Nessa situação, pode-se entender que não há necessidade de mudar o eixo de referência, pois os dois se encontram no mesmo eixo, assim, o ângulo  $\Theta$  será utilizado diretamente nos cálculos conforme a EQ. (A.I.7):

$$\varepsilon_p: \varepsilon' = 2\cos^2(\Theta) - 2\sin^2(\Theta) \quad (\text{A.I.7})$$

$$\varepsilon_p: \varepsilon_p = 2$$

$$\varepsilon': \varepsilon' = 2$$

Assim, a expressão que define o parâmetro  $\alpha$  será dada pela EQ. (A.I.8):

$$\alpha = \cos^2(\Theta) - \sin^2(\Theta) \quad (\text{A.I.8})$$

Nas TAB. A.I.1 e A.I.2 são dados exemplos de valores do parâmetro  $\alpha$  para as duas seqüências:

TABELA A.I.1 – Definição do parâmetro  $\alpha$  em função do ângulo para seqüência cisalhamento seguida por cisalhamento

Ângulo entre a direção de cisalhamento seguida por cisalhamento, ( $\Theta$ )	$\alpha$
45°	0
90°	1
135°	0

TABELA A.I.2 – Definição do parâmetro  $\alpha$  em função do ângulo para seqüência tração uniaxial seguida por cisalhamento

Ângulo entre a direção de tração uniaxial seguida por cisalhamento, ( $\Theta$ )	$\alpha$
0°	0
45°	0.5
90°	0