

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS**

**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**MARIANA PRESOTI**

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL  
FERRÍTICO AISI 430 PARA DIFERENTES ROTAS DE PROCESSAMENTO**

**BELO HORIZONTE**

**2013**

MARIANA PRESOTI

ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO  
AISI 430 PARA DIFERENTES ROTAS DE PROCESSAMENTO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Wellington Lopes

Coorientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2013

MARIANA PRESOTI

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL  
FERRÍTICO AISI 430 PARA DIFERENTES ROTAS DE PROCESSAMENTO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em: 22/08/2013

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Wellington Lopes – Orientador

---

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Coorientadora

---

Prof. Msc. Joel Romano Brandão

---

Profa. Dra. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa

## **AGRADECIMENTO**

À Deus, fonte inesgotável de força e paz.

Aos meus amados pais, pelo apoio e incentivo.

Aos meus amigos, pela torcida.

Ao professor Wellington, pela ajuda, dedicação e paciência.

À professora Elaine, pelo apoio.

Aos professores Maria Teresa Paulino Aguiar do Departamento de Engenharia de Materiais e Construção da UFMG e Paulo Roberto Cetlin do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG, pela ajuda com o procedimento experimental.

Aos professores Joel e Sidney, pelo auxílio com o procedimento experimental.

E a todos que fizeram parte desta etapa.

## RESUMO

O estudo do encruamento do aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A é relevante, pois o mesmo é amplamente empregado na indústria de eletrodomésticos e utensílios de cozinha devido à sua ductilidade e resistência à corrosão. A operação de conformação mecânica responsável pela fabricação de tais produtos é a estampagem, na qual ocorre deformação plástica com a aplicação de diferentes tipos de esforços mecânicos e direções. Dessa forma, o aparecimento de trincas nas regiões de menor espessura do produto acabado é um problema comum, pois há o aumento da resistência mecânica por deformação plástica, encruamento, o que contribui para aumentar o limite de deformação plástica até o início da instabilidade plástica, mas também favorece a fragilização do material em condições inadequadas de processamento. Diante dessas características, o objetivo deste trabalho foi analisar a evolução do expoente de encruamento e da dureza Vickers exibidos pelo aço inoxidável ferrítico AISI 430 em função do modo de deformação plástica e da imposição de tratamento térmico de recozimento. Para tanto, realizou-se a caracterização mecânica do material no estado recebido e comparou-se com a mesma após a submissão do material a diferentes rotas de carregamento envolvendo carregamentos mecânicos compostos por tração, tração/flexão, tração/recozimento/flexão, tração/recozimento/dobramento e tração/dobramento e cisalhamento. Os resultados indicaram aumento do encruamento nas rotas com 80% de alongamento uniforme em tração combinado com flexão, dobramento e cisalhamento. Entretanto, houve redução do encruamento nas rotas com 80% de alongamento uniforme com recozimento intermediário. Além disso, observou-se que o esforço mecânico de dobramento não altera significativamente o encruamento.

Palavras-chave: encruamento; aço inoxidável; conformação mecânica.

## **ABSTRACT**

The study of the work hardening of the ferritic stainless steel AISI 430 type A is relevant, because it is widely used in the industry of home appliances and kitchen appliances due to its ductility and corrosion resistance. The mechanical forming operation responsible for manufacturing such products is stamping, in which plastic deformation occurs with the application of different types of mechanical stress directions. Therefore, the appearance of cracks in the thinner regions of the finished product is a common problem because there is an increase of mechanical strength by plastic deformation, work hardening, which contributes to increase the limit of plastic deformation until the onset of instability plastic but also favors the embrittlement of the material in inadequate processing. Before these characteristics, the objective of this study was to analyze the evolution of the work hardening exponent and Vickers hardness exhibited by ferritic stainless steel AISI 430 according to the mode of plastic deformation and the imposition of annealing heat treatment. Therefore, was held the mechanical characterization of the material in the state received and compared with the same after submitting the material to different routes involving mechanical loading compounds traction, traction/flexion, traction/annealing/flexion, traction/annealing/bending and traction/bending and shearing. The results indicated increased work hardening routes with 80% uniform elongation traction combined with flexion, folding and shearing. However, reduction in work hardening routes with 80% uniform elongation with intermediate annealing. Furthermore, it was observed that mechanical stress folding does not significantly alter the work hardening.

**Keywords:** work hardening; stainless steel; mechanical forming.

## SUMÁRIO

Lista de Figuras .....	X
Lista de Tabelas .....	XIV
Lista de Equações .....	XV
Lista de Símbolos .....	XVII
<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2 OBJETIVOS .....</b>	<b>2</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>3</b>
3.1 Encruamento .....	3
3.2 Encruamento isotrópico versus encruamento anisotrópico.....	7
3.2.1 Encruamento isotrópico .....	7
3.2.1.1 Definições gerais .....	7
3.2.1.2 Métodos de cálculo de encruamento .....	12
3.2.2 Encruamento anisotrópico .....	15
3.2.2.1 Definições gerais .....	15
3.2.2.2 Previsão do encruamento anisotrópico .....	18
3.2.2.3 Conformação mecânica .....	21
3.2.2.3.1 Forjamento .....	23
3.2.2.3.2 Laminação .....	24
3.2.2.3.3 Extrusão .....	25
3.2.2.3.4 Trefilação .....	26
3.2.2.3.5 Estampagem .....	28
3.2.2.4 Mudanças no modo de deformação plástica versus material .....	37

<b>4 MATERIAL E MÉTODOS .....</b>	<b>40</b>
4.1 Aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A .....	40
4.2 Procedimento experimental .....	40
4.2.1 Tração .....	41
4.2.2 Cisalhamento .....	43
4.2.3 Flexão .....	44
4.2.4 Dobramento .....	45
4.2.5 Tratamento térmico .....	46
4.2.6 Preparação micrográfica .....	47
4.2.7 Dureza Vickers .....	48
4.2.8 Caracterização mecânica .....	48
4.2.9 Rotas de carregamento .....	49
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>50</b>
5.1 Caracterização mecânica .....	50
5.2 Rota de carregamento 1: tração .....	51
5.3 Rota de carregamento 2: tração/flexão .....	52
5.4 Rota de carregamento 3: tração/recozimento/flexão .....	53
5.5 Rota de carregamento 4: tração 10% AU/recozimento/dobramento e desdobramento .....	55
5.6 Rota de carregamento 5: tração 80% de AU/dobramento e desdobramento/dureza .....	56
5.7 Rota de carregamento 6: tração/dobramento e desdobramento a 20°/cisalhamento .....	56
5.8 Rota de carregamento 7: tração/dobramento e desdobramento a 45°/cisalhamento .....	58
5.9 Dureza Vickers e expoente de encruamento .....	60



<b>6 CONCLUSÕES .....</b>	<b>64</b>
<b>7 REFERÊNCIAS .....</b>	<b>65</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Curva tensão-deformação com efeito do encruamento .....	3
Figura 3.2	Curva tensão-deformação com efeito Bauschinger .....	4
Figura 3.3	Formação de células com emaranhado de discordâncias .....	6
Figura 3.4	Variação das propriedades mecânicas com a quantidade de trabalho a frio .....	6
Figura 3.5	Representação esquemática da interseção de discordâncias .....	8
Figura 3.6	Formação de cotovelos .....	8
Figura 3.7	Curva de escoamento de monocristais CFC .....	10
Figura 3.8	Curva tensão-deformação .....	10
Figura 3.9	Método de Zandrahimi <i>et al.</i> para o cálculo do coeficiente de encruamento ..	14
Figura 3.10	Processos de conformação .....	22
Figura 3.11	Processo de deformação.....	22
Figura 3.12	Tipos de matrizes para forjamento em matriz aberta.....	23
Figura 3.13	Operação de forjamento em matriz fechada .....	23
Figura 3.14	Laminador duo .....	24
Figura 3.15	Tipos de laminadores .....	25
Figura 3.16	Extrusão direta e inversa .....	26
Figura 3.17	Banco de trefilação retilíneo .....	27
Figura 3.18	Exemplos de processos de trefilação .....	27
Figura 3.19	Detalhe da matriz de trefilação .....	28
Figura 3.20	Estampagem de um copo cilíndrico .....	28
Figura 3.21	Embutidor simples.....	29

Figura 3.22	Embutidor com fixador .....	29
Figura 3.23	Embutidor com fixador elástico ou prensa-chapa .....	30
Figura 3.24	Embutidor com punção elástico de borracha .....	30
Figura 3.25	Estado de tensões em um copo estampado .....	31
Figura 3.26	Região de estampabilidade.....	33
Figura 3.27	Curva de escoamento com eixos de divisão linear de uma chapa de aço baixo carbono .....	34
Figura 3.28	Curva de escoamento com eixos de divisão logarítmica de uma chapa de aço baixo carbono .....	34
Figura 3.29	Peças estampadas a quente de um carro .....	35
Figura 3.30	Métodos de estampagem a quente .....	36
Figura 3.31	Máquina de estampagem a quente .....	37
Figura 4.1	Fluxograma do procedimento experimental .....	41
Figura 4.2	Máquina de ensaios universais INSTRON 5582 do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG .....	42
Figura 4.3	Guilhotina do Laboratório de Calderaria do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG .....	42
Figura 4.4	Máquina de ensaios INSTRON 5582 adaptada ao ensaio de cisalhamento do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG .....	43
Figura 4.5	Máquina de ensaios universais do Laboratório de Ensaios Destrutivos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG .....	45
Figura 4.6	Dobradeira mecânica do Laboratório de Calderaria do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG .....	46
Figura 4.7	Forno do Laboratório de Tratamento Térmico do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG .....	46

Figura 4.8	Máquina de embutimento a quente do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG .....	47
Figura 4.9	Lixadeiras do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG .....	47
Figura 4.10	Microdurômetro do Laboratório de Microdureza do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG .....	48
Figura 5.1	Curva tensão x deformação efetiva do aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A no estado recebido .....	50
Figura 5.2	Curva taxa de encruamento normalizada x deformação efetiva obtida para o aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A no estado recebido .....	51
Figura 5.3	Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 10%AU/Flexão .....	52
Figura 5.4	Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 80%AU/Flexão .....	53
Figura 5.5	Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 10%AU/Recozimento/Flexão .....	54
Figura 5.6	Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 80%AU/Recozimento/Flexão .....	55
Figura 5.7	Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 10%AU/Dobramento e desdobramento 20°/Cisalhamento .....	57
Figura 5.8	Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 80%AU/Dobramento e desdobramento 20°/Cisalhamento .....	58
Figura 5.9	Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 10%AU/Dobramento e desdobramento 45°/Cisalhamento .....	59
Figura 5.10	Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 80%AU/Dobramento e desdobramento 45°/Cisalhamento .....	60
Figura 5.11	Dureza Vickers em função da quantidade de pré-deformação em tração para as rotas tração monotônica e tração/flexão .....	61

Figura 5.12	Dureza Vickers em função da quantidade de pré-deformação em tração para a rota tração/recozimento/flexão .....	61
Figura 5.13	Dureza Vickers em função do ângulo de dobramento para as rotas tração/recozimento/dobramento do material pré-deformado de 10% e de 80% de AU .....	62
Figura 5.14	Dureza Vickers em função da quantidade de pré-deformação em tração para as rotas tração/dobramento/cisalhamento do material dobrado de 20° e de 45° ..	63
Figura 5.15	Valores do expoente de encruamento em função da quantidade de pré-deformação em tração para as rotas tração <sub>10%</sub> e 80% AU/dobramento <sub>20°</sub> e 45°/cisalhamento .....	63

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 4.1	Composição química especificada do aço AISI 430 tipo A .....	40
Tabela 4.2	Rotas de carregamento do procedimento experimental .....	49
Tabela 5.1	Resultados obtidos pelo ensaio de tração até a ruptura do corpo de prova .....	50
Tabela 5.2	Dureza Vickers das amostras da rota 1 .....	51
Tabela 5.3	Dureza Vickers das amostras da rota 2 .....	52
Tabela 5.4	Dureza Vickers das amostras da rota 3 .....	53
Tabela 5.5	Dureza Vickers das amostras da rota 4 .....	55
Tabela 5.6	Dureza Vickers das amostras da rota 5 .....	56
Tabela 5.7	Dureza Vickers das amostras da rota 6 .....	57
Tabela 5.8	Dureza Vickers das amostras da rota 7 .....	59

## LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 3.1	Lei de Hooke .....	10
Equação 3.2	Limite de resistência à tração (LRT) .....	11
Equação 3.3	Deformação de engenharia na fratura ( $e_f$ ) .....	11
Equação 3.4	Redução de área (RA) .....	12
Equação 3.5	Crítério de Considère .....	12
Equação 3.6	Crítério de Ludwick .....	12
Equação 3.7	A relação de Taylor .....	13
Equação 3.8	Crítério de Ramberg e Osgood .....	13
Equação 3.9	Equação de Hollomon .....	13
Equação 3.10	Lei de Swift .....	13
Equação 3.11	Lei de Voce .....	14
Equação 3.12	Crítério de Fernandes <i>et al.</i> .....	14
Equação 3.13	Modelo Swift + KH .....	18
Equação 3.14	Modelo Swift + KH .....	18
Equação 3.15	Modelo Voce + KH .....	18
Equação 3.16	Modelo Voce + KH .....	18
Equação 3.17	Modelo Voce + KH .....	18
Equação 3.18	Tensão de escoamento (Modelo Teodosiu e Hu) .....	19
Equação 3.19	$X_{sat}$ (Modelo Teodosiu e Hu) .....	19
Equação 3.20	$\mathbf{P}$ (Modelo Teodosiu e Hu) .....	20
Equação 3.21	$\mathbf{S}_L$ (Modelo Teodosiu e Hu) .....	20

Equação 3.22 $S_D$ (Modelo Teodosiu e Hu) .....	20
Equação 3.23 $S_L$ (Modelo Teodosiu e Hu) .....	20
Equação 3.24 $g$ (Modelo Teodosiu e Hu) .....	20
Equação 3.25 $h$ (Modelo Teodosiu e Hu) .....	20
Equação 3.26 Razão limite de estampagem (LDR) .....	33
Equação 4.1 Tensão efetiva no ensaio de cisalhamento .....	44
Equação 4.2 Deformação efetiva do ensaio de cisalhamento .....	44
Equação 4.3 Tensão em flexão .....	45
Equação 4.4 Deformação em flexão .....	45



## LISTA DE SÍMBOLOS

$A_0$  – área transversal inicial do corpo de prova de tração

$A_0$  – área transversal inicial do corpo de prova de tração

$A_f$  - área transversal final do corpo de prova de tração

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI – *American Iron and Steel Institute*

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

AU – alongamento uniforme

CCC - estrutura cristalina cúbica de corpo centrado

CFC – estrutura cristalina cúbica de faces centrada

$C_{SD}$  - taxa de saturação de  $S_D$

$C_{SL}$  - taxa de saturação de  $S_L$

$D_0$  - diâmetro inicial do disco plano

$D_p$  - diâmetro da matriz

DC06 - aço de baixo teor de carbono

E - Módulo de Young

H - coeficiente de resistência mecânica do material

HC – estrutura cristalina hexagonal compacta

KH – *kinematic hardening*

$L_0$  – comprimento inicial do corpo de prova de tração

$L_f$  – comprimento final do corpo de prova de tração

LE – Limite de escoamento

LDR - *limiting draw ratio*

LRT – Limite de resistência à tração

MK - Análise Marciniak e Kuczinsky

$\mathbf{N}$  - tensor que descreve a direção do tensor taxa de deformação plástica

$\mathbf{P}$  - tensor de segunda ordem adimensional associado com a polaridade das estruturas com deslocamento planar persistente

R - anisotropia normal

$R'$  - anisotropia plana

RA – redução de área

$\mathbf{S}$  - tensor de quarta ordem capaz de descrever a força direcional das estruturas de deslocamento intragranular

$S_D$  - resistência ao deslocamento das estruturas associadas com os sistemas de escorregamento ativos

$S_L$  - resistência da parte latente das estruturas de deslocamento persistente

$S_{sat}$  - valor de saturação de  $S_D$

TWIP - *twinning induced plasticity*

$\mathbf{X}$  - tensor de segunda ordem de retorno (*back stress*) generalizado

$X_{sat}$  - função da variável de estado interno  $\mathbf{S}$

Y – tensão de escoamento

$Y_0$  – tensão de escoamento inicial

$d\sigma_v$  – variação da tensão verdadeira

$d\sigma/d\varepsilon$  – taxa de encruamento

$d\varepsilon_v$  – variação da deformação verdadeira

e - deformação convencional

$e_{cisalhante}$  – deformação cisalhante

$e_{\text{efetiva}}$  – deformação efetiva

$e_f$  – deformação de engenharia na fratura

$f||S||$  - contribuição da resistência ao deslocamento das estruturas intragranulares para o encruamento isotrópico

$h$  - espessura final de uma chapa

$h_0$  - espessura inicial de uma chapa

$n$  – coeficiente de encruamento

$w$  - largura final de uma chapa

$w_0$  – largura inicial de uma chapa

$\varepsilon$  – deformação verdadeira

$\bar{\varepsilon}$  - deformação logarítmica equivalente

$\bar{\varepsilon}^p$  - deformação plástica equivalente

$\eta$  - termo de eficiência que compensa as perdas por atrito

$\sigma$  - tensão convencional

$\sigma_E$  - componente que reflete o efeito da estrutura de discordâncias

$\sigma_{\text{max}}$  – carga máxima no ensaio de tração

$\sigma_{\text{cisalhante}}$  – tensão cisalhante

$\sigma_{\text{efetiva}}$  – tensão efetiva

$\sigma_f$  – tensão em flexão

$\sigma_v$  – tensão verdadeira

$\sigma^*$  - componente dependente da temperatura

$\sigma_Y$  - tensão de escoamento responsável por descrever a evolução da tensão limite de elasticidade

$\sigma_{Y_0}$  - tensão limite de elasticidade inicial

$\sigma_{Y_{sat}}$  - tensão de saturação em tração uniaxial

## 1. INTRODUÇÃO

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 é utilizado em pias, móveis, máquinas de lavar roupa, fornos elétricos, fogões, cutelaria, entre outros bens de consumo. O menor custo do aço inoxidável ferrítico em relação ao austenítico se dá pela menor concentração do elemento de liga níquel. Dessa forma, o aço inoxidável ferrítico tem substituído o austenítico, apesar de suas propriedades mecânicas, resistência à corrosão e estampabilidade serem inferiores.

A operação de estampagem consiste em conformar chapas em produtos com rebaixos, como as peças da carroceria de um automóvel. Esse processo é feito através da compressão que um punção exerce sobre a chapa para o interior das cavidades de uma matriz. Como a interação entre as variáveis da estampagem é complexa, o estudo da operação de estampagem é relevante para melhorar os resultados desse processo de conformação mecânica. Contudo, o controle da textura cristalográfica é considerado o principal fator para a melhoria da estampabilidade. Com a textura adequada, os sistemas de deslizamento são orientados de forma que a resistência mecânica na direção da espessura (parede) seja maior do que no plano da chapa.

O aço AISI 430 padrão é denominado como aço 430 A pela APERAM, o qual sofre transformação parcial em austenita a temperaturas elevadas. A principal aplicação do aço inoxidável ferrítico 430 A é na fabricação de pias de cozinha, pois além de resistir à corrosão, esse aço possui boa estampabilidade, embora não seja adequado para estampagens profundas.

Neste trabalho fez-se o estudo da evolução do encruamento do aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A a partir da variação do estado inicial do mesmo: como recebido, recozido e pré-deformado em tração, além de alterar a trajetória de deformação para aproximar as condições de solicitação mecânica impostas ao material à uma operação de estampagem.

## 2. OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho foi fazer um estudo do comportamento mecânico do aço inoxidável ferrítico AISI 430 (tipo A) em função das condições de solicitação mecânica (deformação plástica em tração, dobramento e cisalhamento) e térmica (tratamento térmico de recozimento) aplicadas ao mesmo. Neste caso, a resposta mecânica foi avaliada em termos:

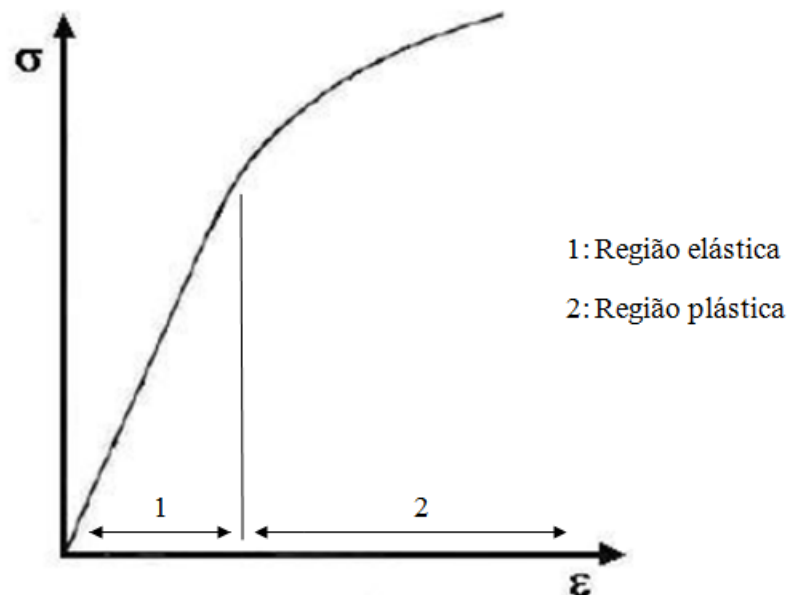
- a) do modo de deformação plástica: carregamentos monotônicos em tração, em cisalhamento e em tração-cisalhamento combinados;
- b) do estado inicial dos materiais: encruado ou recozido, sendo este último aplicado entre os esforços mecânicos.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Encruamento

Segundo DIETER (1981), o encruamento é definido como o aumento da tensão necessária para produzir a deformação plástica do material. Esse fenômeno de endurecimento ocorre no regime plástico, como observado na Figura 3.1 mediante o aumento do valor de tensão com o acréscimo da deformação em um ensaio de tração uniaxial. O princípio do encruamento para materiais metálicos associa-se com o aumento da concentração de discordâncias (REED-HILL, 1982).

**Figura 3.1 - Curva tensão-deformação com efeito do encruamento**



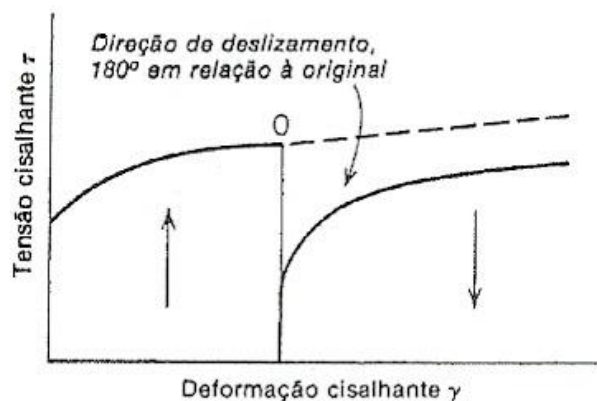
Fonte: LOPES (2009)

O encruamento consiste na interação entre discordâncias e barreiras que as imobilizam ao longo da rede cristalina (DIETER, 1981). Assim, a densidade de discordâncias de um material deformado é maior que a de um material perfeitamente recozido. De acordo com DIETER (1981):

Esse aumento do número de discordâncias deve-se a condensação de lacunas, fontes regenerativas que atuam sob a tensão aplicada como a fonte de Frank-Read ou deslizamento cruzado múltiplo ou ainda por emissão de discordâncias de um contorno de grão de alto ângulo.

Ao realizar um carregamento monotônico em um material até um determinado ponto do regime plástico, descarregá-lo e aplicar novamente um carregamento monotônico no sentido contrário ao primeiro, observa-se o amaciamento do material. Essa diminuição do valor da tensão no carregamento oposto é chamada de efeito Bauschinger, o qual comprova a existência da tensão de reação ou tensão de recuo. Essa tensão é formada pelos empilhamentos de discordâncias nos planos de deslizamento em detrimento ao bloqueio da movimentação através de barreiras no cristal e se opõe à tensão aplicada no plano de deslizamento. Portanto, o empilhamento de discordâncias em barreiras oriundas do primeiro carregamento facilita o deslizamento de discordâncias no carregamento oposto. Além disso, pode ocorrer o rearranjo da subestrutura de discordâncias no sentido de surgir discordâncias de sinais opostos às geradas no primeiro carregamento e, dessa forma, anular o encruamento do carregamento inicial (DIETER, 1981). Na Figura 3.2, consta um gráfico de tensão cisalhante versus deformação cisalhante com a ocorrência do efeito Bauschinger.

**Figura 3.2 – Curva tensão-deformação com efeito Bauschinger**



Fonte: DIETER (1981)

As barreiras ao movimento das discordâncias em monocristais ocorrem mediante a ação de partículas de precipitados, de átomos de soluto e de discordâncias bloqueadas (DIETER, 1981). Estas discordâncias são formadas quando há interseção entre planos de deslizamento, através da combinação de discordâncias. Com isso, formam-se as discordâncias bloqueadas que não se encontram em direções de deslizamento e apresentam baixa mobilidade (DIETER, 1981).



Outro mecanismo de encruamento é observado quando há o corte de discordâncias que se movimentam em um plano de deslizamento por outras que interseccionam o plano de deslizamento ativo, chamadas de floresta de discordâncias. Esse mecanismo é denominado como interseção de uma floresta de discordâncias (DIETER, 1981).

Além dos mecanismos expostos acima, há ainda o processo de formação de degraus por meio da interseção de discordâncias ou por deslizamento cruzado de discordâncias espirais, os quais restringem a movimentação das discordâncias. A discordância espiral pode deslizar em qualquer plano paralelo à sua orientação original. Então, o deslizamento cruzado ocorre de um plano para o outro, desde que exista uma direção de deslizamento comum a ambos (DIETER, 1981).

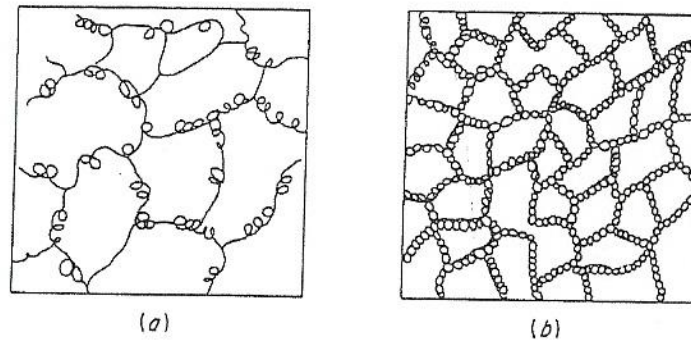
O encruamento oriundo do processo de interseção de discordâncias está relacionado com a temperatura e taxa de deformação, pois o mesmo pode ser anulado por variações térmicas devido a forças de curto alcance que atuam sobre distâncias inferiores a 5 a 10 dimensões atômicas. Entretanto, o encruamento originado por empilhamento de discordâncias em barreiras é independente da temperatura e taxa de deformação, por ser de forças de longo alcance (DIETER, 1981).

Seeger (1957) propôs a divisão da curva de escoamento para monocristais puros por esforço de cisalhamento em três estágios: estágio I, chamado de deslizamento fácil; estágio II, caracterizado pelo escoamento quase linear e o estágio III, denominado de recuperação dinâmica (DIETER, 1981).

Quando o deslizamento é observado em um único grupo de planos paralelos, como em monocristais e metais com estrutura cristalina hexagonal compacta, HC, há uma quantidade pequena de encruamento. Contudo, em um material policristalino nota-se uma quantidade de encruamento significativa pela interferência mútua de grãos adjacentes e a predominância do deslizamento múltiplo (DIETER, 1981).

A estrutura característica de um material trabalhado a frio é do tipo celular em que as paredes das células contêm emaranhados de alta densidade de discordâncias. A formação dessa estrutura celular se dá desde o deslizamento de discordâncias em planos primários onde as mesmas formam arranjos coplanares, deslizamento cruzado e multiplicação de discordâncias, até a formação das redes de emaranhados (Figura 3.3) (DIETER, 1981).

**Figura 3.3 – Formação de células com emaranhado de discordâncias**



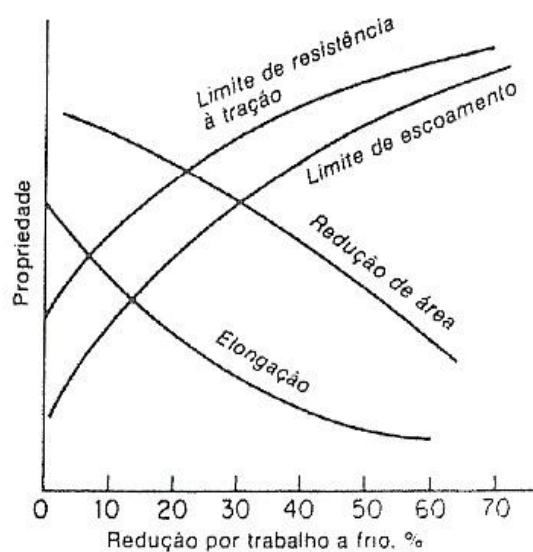
(a) 10% de deformação, (b) 50% de deformação

Fonte: DIETER (1981)

O endurecimento por trabalho a frio é um processo industrial utilizado para encruar ligas ou metais puros que não são sensíveis a tratamentos térmicos. A taxa de encruamento é obtida através da inclinação da curva tensão x deformação; geralmente essa taxa é menor para metais com estrutura cristalina HC do que para metais cúbicos (DIETER, 1981).

A relação entre as propriedades mecânicas sob esforço de tração com a quantidade de trabalho a frio consta na Figura 3.4.

**Figura 3.4 – Variação das propriedades mecânicas com a quantidade de trabalho a frio**



Fonte: DIETER (1981)

O trabalho a frio proporciona mudanças em outras propriedades, como redução da densidade, diminuição significativa da condutividade elétrica e um aumento pequeno do coeficiente de expansão térmica. Além disso, o trabalho a frio aumenta a energia interna do material, o que leva ao aumento da reatividade química e, por conseguinte, a redução da resistência à corrosão em algumas ligas pode gerar trincas de corrosão sob tensão (DIETER, 1981).

O encruamento está relacionado a muitas variáveis, tais como evolução microestrutural, o tipo de material, a temperatura de trabalho, a sequência de processamento, a quantidade de deformação e a orientação cristalográfica, o que torna o seu estudo complexo (LOPES, 2006).

Entretanto, o encruamento pode ser classificado como isotrópico para carregamentos monotônicos ou anisotrópico para duas ou mais trajetórias de carregamento monotônico, sendo esse o mais comum em processos de conformação mecânica (LOPES, 2009).

### **3.2 Encruamento isotrópico versus encruamento anisotrópico**

#### **3.2.1 Encruamento isotrópico**

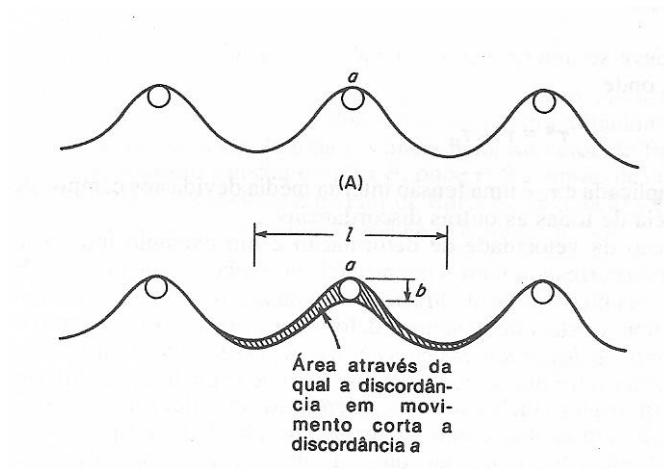
##### **3.2.1.1 Definições gerais**

Um dos principais mecanismos das linhas de discordâncias é conhecido como ativação de fontes de discordâncias, o qual consiste na formação de um anel de discordâncias numa fonte de Frank-Read (REED-HILL, 1982).

Outro processo relevante no controle da movimentação de discordâncias em um cristal sob tensão e temperatura constantes é a interseção das discordâncias. Há redes de discordâncias em todos os cristais, as quais são chamadas de floresta de discordâncias. Essa floresta intercepta outras discordâncias que deslizam pelo seu plano de escorregamento sob vários ângulos, o que leva ao bloqueio de movimento das discordâncias deslizantes (REED-HILL, 1982). A representação simplificada da interseção de discordâncias consta na Figura 3.5.

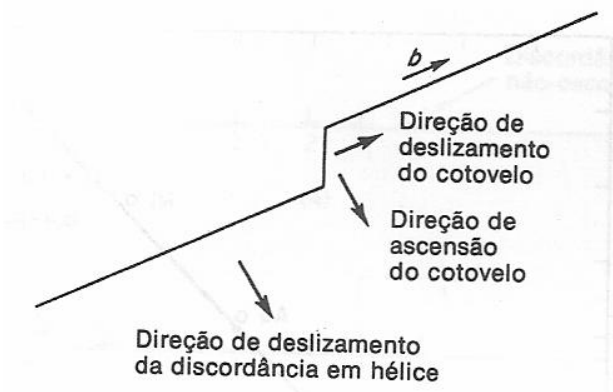
O segundo efeito da interseção de discordâncias é a formação de cotovelos. Isso ocorre principalmente quando as discordâncias possuem orientação em hélice, pois os cotovelos apresentam orientação em cunha, como mostra a Figura 3.6.

**Figura 3.5 – Representação esquemática da interseção de discordâncias**



Fonte: REED-HILL (1982)

**Figura 3.6 – Formação de cotovelos**



Fonte: REED-HILL (1982)

Esse tipo de cotovelo pode se movimentar por escorregamento ao longo da discordância, porém este movimento deve ocorrer na direção do deslizamento da discordância em hélice. De acordo com a direção do movimento e com o sinal do cotovelo, o deslizamento na direção do movimento da discordância em hélice resulta na criação, atrás de si, de uma fileira de intersticiais ou de lacunas (REED-HILL, 1982).

A divisão da curva de escoamento proposta por Segger (1957) é composta de três estágios. O estágio I, chamado de região de deslizamento fácil, é caracterizado pelo pequeno encruamento submetido ao cristal. Esse estágio é justificado pelo livre movimento das discordâncias que

deslizam a longas distâncias por não encontrar barreiras. Como o deslizamento ocorre em um sistema de deslizamento, o estágio I também é chamado de escoamento laminar (DIETER, 1981).

O estágio II, identificado pelo escoamento praticamente linear, experimenta um rápido aumento do encruamento, onde o deslizamento ocorre em mais de um conjunto de planos, diferente do primeiro estágio. O aumento do encruamento deve-se à formação de grande número de barreiras de Lomer-Cottrell com o aumento da deformação, assim o comprimento das linhas de deslizamento ativas diminui (DIETER, 1981).

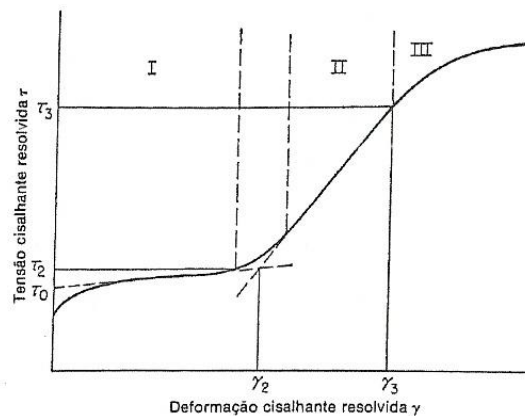
No estágio II, o coeficiente de encruamento, dado pela inclinação da curva, e o módulo de cisalhamento podem ser considerados independentes da tensão, da temperatura, da orientação e da pureza. A independência em relação à temperatura é coerente com a teoria que afirma ser o empilhamento de discordâncias o principal mecanismo de encruamento. Como a movimentação ocorre em vários sistemas de deslizamento, são formadas irregularidades na rede cristalina, as quais ocasionam o desenvolvimento de emaranhados de discordâncias. Esses emaranhados podem originar a estrutura celular de discordâncias (DIETER, 1981).

Já no estágio III, a taxa de encruamento diminui, no qual os processos são chamados de recuperação dinâmica. Nesse estágio, as tensões são altas o suficiente para que as discordâncias participem dos processos que não ocorrem para as tensões menores dos estágios I e II. O deslizamento cruzado é o mecanismo responsável pela libertação das discordâncias empilhadas durante o estágio II e redução do campo interno de deformação (DIETER, 1981).

No estágio III, a tensão depende da temperatura e a partir disso deduz-se que o principal mecanismo de encruamento desse estágio é a interseção de florestas de discordâncias (DIETER, 1981). O comportamento geral de monocristais CFC é representado na curva da Figura 3.7.

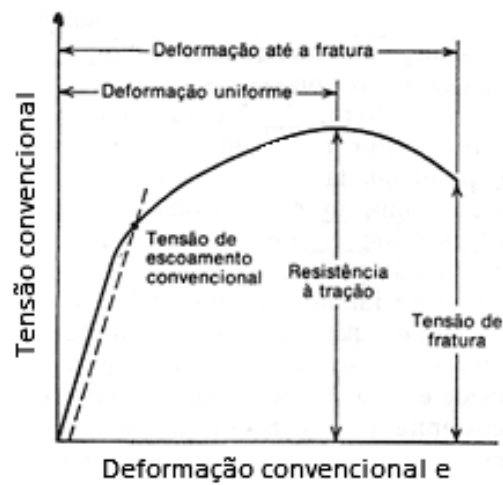
O efeito do encruamento pode ser observado em uma curva tensão convencional x deformação convencional (Figura 3.8) obtida através de um ensaio de tração, no qual se aplica uma carga uniaxial crescente no corpo de prova. Por meio dos dados desse ensaio, é possível obter informações sobre a resistência mecânica e ductilidade do material testado (DIETER, 1981).

**Figura 3.7 – Curva de escoamento de monocristais CFC**



Fonte: DIETER (1981)

**Figura 3.8 – Curva tensão-deformação**



Fonte: DIETER (1981)

Nota-se que na região elástica a tensão é linearmente proporcional à deformação, obedecendo assim à Lei de Hooke (DIETER, 1981), descrita pela equação (3.1):

$$\sigma = E.e \quad (3.1)$$

onde  $E$  corresponde ao módulo de Young obtido pela inclinação da região linear da curva tensão x deformação,  $\sigma$  é o valor da tensão convencional e  $e$  a deformação convencional.

Após a região elástica, observa-se a deformação plástica do metal iniciada na tensão de escoamento. A partir desse ponto, há o aumento da tensão necessária para a deformação plástica, portanto, o metal sofre encruamento. Já no ponto de carga máxima, o metal experimenta o estado triaxial de tensões devido à instabilidade plástica, onde a taxa de redução de área é superior à taxa de encruamento. Dessa forma, a estricção é formada na região do corpo de prova onde há heterogeneidades, concentradores de tensão e outros fatores fragilizantes. Com isso, a tensão diminui até se atingir a fratura (DIETER, 1981).

Um dos parâmetros de resistência mecânica obtidos pelo ensaio de tração é o limite de resistência à tração, LRT, calculado pela razão entre a carga máxima e a área da seção transversal inicial do corpo de prova, equação (3.2) (DIETER, 1981).

$$LRT = \frac{\sigma_{MAX}}{A_0} \quad (3.2)$$

O LRT possui pouca relação com a resistência útil do metal, pois esse valor só se aplica a condições restritas de carregamento uniaxial, o que difere das condições complexas de tensão normalmente encontradas. Contudo, por ser uma propriedade reprodutível e de fácil obtenção, o LRT é usado em especificações e qualidade do produto, bem como em correlações empíricas entre resistência à tração, dureza e resistência à fadiga. Para materiais frágeis, a resistência à tração é um parâmetro válido para projetos (DIETER, 1981).

Outro parâmetro de resistência mecânica é o limite de escoamento, LE, baseado na tensão necessária para produzir uma deformação plástica de 0,002. O LE é determinado pela tensão correspondente à interseção entre a curva tensão x deformação e uma reta paralela à região elástica da curva, deslocada de uma deformação de 0,2%. Essa propriedade é relevante para determinar esforços e potências necessários às operações de conformação mecânica de metais (DIETER, 1981).

As medidas de ductilidade são capazes de indicar o quanto um metal pode ser deformado sem fraturar, o que é fundamental nas operações de conformação mecânica. Há dois parâmetros de ductilidade, a deformação de engenharia na fratura,  $e_f$ , equação (3.3), e a redução de área, RA, equação (3.4), (DIETER, 1981).

$$e_f = \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad (3.3)$$

$$RA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad (3.4)$$

$L_f$  e  $A_f$  correspondem ao comprimento e área finais;

$L_0$  e  $A_0$  correspondem ao comprimento e área iniciais.

Dessa forma, o encruamento proporciona o aumento dos parâmetros de resistência mecânica, LRT e LE, e a redução dos parâmetros de ductilidade,  $e_f$  e RA.

Portanto, a curva tensão x deformação de um metal depende de sua composição, tratamento térmico, pré-deformação, taxa de deformação, temperatura e estado de tensões durante o ensaio (DIETER, 1981).

O encruamento causa a redução da resistência à corrosão, pois há o aumento da reatividade química do metal proveniente do aumento da energia interna devido ao trabalho a frio (DIETER, 1981). Segundo SANTOS (2007), o grau de encruamento, ou quantidade de deformação plástica, não altera a resistência à corrosão por pite do aço inoxidável austenítico UNS S30100, pois nos resultados dos ensaios eletroquímicos os potenciais de proteção apresentam perfil constante em função do grau de encruamento.

### 3.2.1.2 Métodos de cálculo do encruamento

#### Critério de Considère (1885)

A estricção ocorrerá quando a inclinação da curva tensão x deformação verdadeiras ( $d\sigma_v / d\varepsilon_v$ ) for igual à tensão verdadeira  $\sigma_v$ . Dessa forma, o valor do índice de encruamento,  $n$ , é igual ao valor da deformação verdadeira no ponto de interseção entre as curvas taxa de encruamento e tensão x deformação verdadeiras (REED-HILL, 1982), como identificado pela equação (3.5):

$$\frac{d\sigma_v}{d\varepsilon_v} = \sigma_v \quad (3.5)$$

#### Ludwick (1909)

O modelo desenvolvido por Ludwick, equação (3.6) (GRILO, 2011), é adequado quando o valor da tensão limite de escoamento é pequeno (FERNANDES, 2007).

$$\sigma_Y = \sigma_{Y0} + H\bar{\varepsilon}^n \quad (3.6)$$



### A relação de Taylor (1934)

Neste critério,  $\sigma^*$  corresponde à componente dependente da temperatura e  $\sigma_E$  refere-se à componente que reflete o efeito da estrutura de discordâncias na equação (3.7). Dessa forma, Taylor estabeleceu uma relação teórica entre a tensão durante a deformação plástica e a estrutura de discordâncias (REED-HILL, 1982).

$$\sigma = \sigma^* + \sigma_E \quad (3.7)$$

### Ramberg e Osgood (1943)

Através de um carregamento cíclico, Ramberg e Osgood desenvolveram a equação (3.8) que corresponde à relação entre a amplitude de deformação aplicada no carregamento cíclico e a amplitude de tensão gerada pelo mesmo (GRILO, 2011).

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\sigma_Y}{E} + H \left( \frac{\sigma_Y}{E} \right)^n \quad (3.8)$$

### Equação de Hollomon ou Lei de potência (1944)

A equação de Hollomon é aplicada para representar curvas tensão-deformação a baixas deformações e a mesma é descrita por uma relação potencial, como identificado na equação (3.9) (GRILO, 2011):

$$\sigma_Y = H \bar{\varepsilon}^n \quad (3.9)$$

A principal limitação desse critério é observada quando a deformação plástica é igual a zero, o que resulta em uma tensão nula, o que não é válido. Além disso, nota-se desvios para deformações muito baixas, da ordem de  $10^{-3}$ , ou muito altas, com  $\varepsilon \approx 1$  (SILVA, 2007).

### Swift (1947)

A lei de Swift, descrita pela equação (3.10) (GRILO, 2011), explica o comportamento mecânico de metais que apresentam encruamento isotrópico sem saturação da tensão de escoamento até a fratura e encruamento cinemático desprezível. Observa-se esse comportamento em alguns aços de baixa dureza (OLIVEIRA, 2005).

$$\sigma_Y = C(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}^p)^n \quad (3.10)$$

Voce (1948)

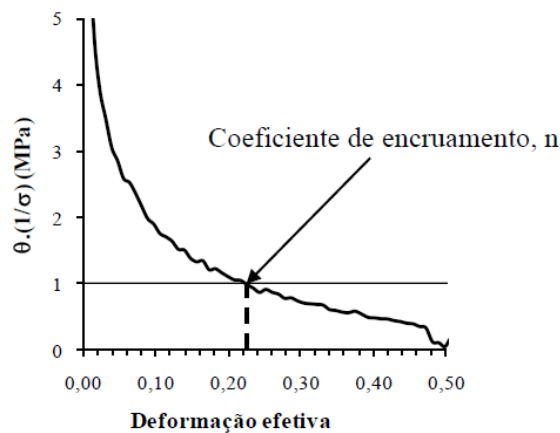
A lei de Voce, identificada na equação (3.11) (GRILO, 2011), descreve o comportamento mecânico de metais que apresentam encruamento isotrópico com saturação da tensão de escoamento até a fratura e encruamento cinemático desprezível. Nota-se esse comportamento em algumas ligas de alumínio (OLIVEIRA, 2005).

$$\sigma_Y = \sigma_{Y_0} + (\sigma_{Y_{sat}} - \sigma_{Y_0})[1 - \exp(-C_Y \bar{\epsilon}^p)] \quad (3.11)$$

Zandrahimi et al. (1989)

Neste método, o coeficiente de encruamento corresponde ao valor da deformação verdadeira onde a condição de instabilidade plástica inicia (Figura 3.9). O início dessa condição caracteriza-se quando o produto da taxa de encruamento ( $d\sigma/d\epsilon$ ) pelo inverso da tensão ( $1/\sigma$ ) é inferior à unidade (um) (LOPES, 2009).

**Figura 3.9 – Método de Zandrahimi et al. para o cálculo do coeficiente de encruamento**



Fonte: LOPES (2009)

Fernandes et al. (1998)

Esse critério consiste na modificação da lei de Swift, equação (3.10), o qual é capaz de representar a dependência entre a deformação e a tensão de escoamento na segunda trajetória de deformação (FERNANDES *et al.*, 1998), mostrado na equação (3.12) (GRILO, 2011).

$$\sigma_Y = C[g(\epsilon_0 + \bar{\epsilon}_{ps}) + h\bar{\epsilon}^p]^n \quad (3.12)$$

Nas leis de encruamento isotrópico listadas acima,  $H$  corresponde ao coeficiente de resistência mecânica do material,  $n$  o coeficiente de encruamento,  $\sigma_Y$  a tensão de escoamento responsável por descrever a evolução da tensão limite de elasticidade,  $\sigma_{Y0}$  a tensão limite de elasticidade inicial,  $\sigma_{Ysat}$  a tensão de saturação em tração uniaxial,  $\bar{\epsilon}$  à deformação logarítmica equivalente,  $\bar{\epsilon}^p$  à deformação plástica equivalente. As demais constantes são determinadas empiricamente, tais como  $C$ ,  $\epsilon_0$ ,  $C_Y$ ,  $g$ ,  $h$  e  $\bar{\epsilon}_{ps}$  (GRILO, 2011).

### 3.2.2 Encruamento anisotrópico

#### 3.2.2.1 Definições gerais

Anisotropia é definida pela dependência das propriedades de um material em relação à direção em que as mesmas são medidas. Através da deformação, há a formação de uma orientação preferencial ou textura dos grãos (MALAVOLTA, 2008). Por textura entende-se a orientação de todos os grãos de um metal, o que depende das condições de solidificação, de tratamento térmico e de carregamento impostas ao material (LOPES, 2009).

Um exemplo de uma condição em que se observa o encruamento anisotrópico refere-se à situação em que se observa a mudança do modo de deformação plástica aplicado a um material. Novamente, nessa situação, o encruamento também dependerá da atividade dos sistemas de escorregamento, da evolução da subestrutura de discordâncias de acordo com as condições de carregamento termomecânico e da textura cristalográfica durante a deformação plástica (LOPES, 2009).

Na produção de peças e produtos industriais, os metais são submetidos a processos de conformação mecânica em várias etapas. Dessa forma, a evolução da trajetória de deformação é complexa e, por isso, o estudo do encruamento tem sido objeto de muitas pesquisas (BUTUC et al., 2011). Tvergaard (1978) investigou a estricção localizada em chapas elasto-plásticas submetidas a alongamento biaxial de acordo com a teoria do encruamento anisotrópico ou cinemático segundo Ziegler. Concluiu-se que o modelo de encruamento cinemático acelera a deformação localizada assim como outros modelos, porém em menor grau. Além disso, Tvergaard (1978) concluiu que as curvas limite de conformação previstas pelo encruamento cinemático são as que melhor se ajustam com os resultados experimentais, ao contrário das curvas previstas pela teoria de fluxo padrão com encruamento isotrópico, sobretudo para materiais de alto endurecimento (BUTUC et al., 2011).

Lu e Lee (1987) descobriram que o modelo de encruamento cinemático prevê limites de conformação mais próximos aos dados experimentais para chapas de aço submetidas a um carregamento proporcional de acordo com a análise Marciniak e Kuczinsky – análise MK – para comparar o efeito sobre o diagrama limite de conformação da combinação do encruamento isotrópico e cinemático. Entretanto, o modelo de encruamento isotrópico fornece melhores resultados para os limites de conformação quando primeiro aplica-se esforço uniaxial seguido de esforço equibiaxial (BUTUC et al., 2011).

Hiwatashi et al. (1998) pesquisaram o efeito do caminho de deformação sobre o diagrama limite de conformação para a deformação proporcional e em dois estágios para um aço de menor dureza, por meio da análise MK e da combinação do modelo de textura anisotrópica (Van Houtte et al., 1995) e do modelo de encruamento anisotrópico baseado na microestrutura (Teodosiu e Hu, 1995). Essa pesquisa revelou que o limite de conformação para a deformação em dois estágios depende da quantidade de deformação primária e da combinação do primeiro e do segundo modos de deformação (BUTUC et al., 2011).

Yao e Cao (2002) sugeriram uma metodologia para determinar a evolução da superfície de escoamento em um grande processo de deformação plástica. Essa evolução depende das mudanças da tensão de retorno – back stress – e da curvatura da superfície de escoamento, que são assumidos como proporcionais à deformação plástica acumulada. Através dessa aproximação, houve um avanço na previsão dos diagramas limite de conformação sob várias condições de carregamento para as ligas de alumínio Al2008 e Al6111 (BUTUC et al., 2011).

Hashiguchi e Protasov (2004) estudaram a estricção localizada pelo modelo de superfície sub-carregada, o qual é adequado para carregamento arbitrário em materiais de comportamento elasto-plástico com uma superfície de escoamento arbitrária. Dessa forma, concluiu-se que a taxa de deformação tangencial e a anisotropia inerente devido ao encruamento cinemático influenciam o início da estricção localizada. Porém, ao contrário dos autores citados anteriormente, Stoughton e Zhu (2004) afirmaram que embora os efeitos do encruamento cinemático sejam críticos em relação ao retorno elástico, não é evidente que o mesmo desempenhe um papel significativo na maioria dos dados das curvas limite de deformação, as quais dependem da trajetória da deformação, como descrito por Graf e Hosford (1993) para a liga de alumínio Al2008-T4. Esses autores argumentaram que, pela própria natureza transitória dos efeitos cinemáticos, as tensões tendem a subir rapidamente para o nível esperado sob o encruamento isotrópico após uma pequena deformação percentual adicional ao

longo de um novo caminho. No que diz respeito a esta observação, deve ser notado, no entanto, que um amolecimento permanente pode ocorrer como tem sido frequentemente observado em vários materiais sob carregamento reverso, em particular para o aço de baixo teor de carbono DC06. Deste modo, as tensões não necessariamente alcançam, após a inversão, o nível esperado sob encruamento isotrópico ou carregamento monotônico (BUTUC et al., 2011).

Modelos mais sofisticados foram desenvolvidos para justificar os efeitos Bauschinger e de encruamento cruzado, como o proposto por Choi (2006). Nesse modelo, o encruamento anisotrópico é descrito em função da evolução da anisotropia com o encruamento isotrópico comum e o cinemático (OLIVEIRA et al., 2007).

Signorelli et al. (2009) estudaram as tensões limite de conformação de metais através de uma taxa dependente da plasticidade, policristalinidade, modelo auto-consistente em conjunto com a análise MK. Concluiu-se que o cálculo do diagrama limite de conformação com uma escala de transição mais realista prevê com êxito alguns dos resultados experimentais que o modelo de Taylor não pode reproduzir para ligas de alumínio Al6116-T4 e Al5182-O. Além disso, concluiu-se que melhorias futuras no modelo atual devem incluir uma descrição mais precisa da evolução microestrutural, a qual pode ser considerada através do deslocamento-tensão, baseado nos modelos de encruamento (BUTUC et al., 2011).

Outra alternativa é o uso de métodos computacionais para descrever os fenômenos relacionados ao comportamento mecânico dos metais. A simulação numérica com uso de elementos finitos para aplicações industriais considera modelos baseados em leis fenomenológicas nos quais os parâmetros dos materiais são normalmente identificados através do ajuste com os dados experimentais (OLIVEIRA et al., 2007).

Neste caso, os modelos mecânicos adotados em algoritmos de simulação devem utilizar descrições confiáveis do comportamento da anisotropia e do encruamento para alcançar soluções numéricas precisas. Portanto, modelos mais sofisticados que consideram o encruamento cinemático não linear e as variáveis internas mais complexas, assim como uma melhor descrição da superfície de escoamento, são capazes de fornecer simulações mais precisas de conformação de chapas metálicas (OLIVEIRA et al., 2007).

### 3.2.2.2 Previsão do encruamento anisotrópico

Há diferentes leis de encruamento que descreve a evolução da superfície de escoamento com a deformação plástica, entre as quais se destacam os modelos anisotrópicos Swift + KH, Voce + KH e Teodosiu e Hu (OLIVEIRA et al., 2007).

#### Swift + KH

O modelo de encruamento anisotrópico Swift + KH consiste na combinação entre a lei de potência de Swift, que descreve o encruamento isotrópico, e a lei de Lemaître e Chaboche que descreve o encruamento não linear cinemático com saturação. Dessa forma, o modelo Swift + KH resulta da combinação das equações (3.13) e (3.14):

$$\sigma_Y = C_R (\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon})^n \quad (3.13)$$

$$\dot{\mathbf{X}} = C_X \left( \frac{X_{sat}}{\bar{\sigma}_e} (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}) - \mathbf{X} \right) \dot{\bar{\varepsilon}}, \quad \mathbf{X}(0) = 0 \quad (3.14)$$

onde  $C_R$ ,  $C_X$ ,  $X_{sat}$  e  $\varepsilon_0$  são parâmetros do material (BUTUC et al., 2011).

#### Voce + KH

De maneira análoga ao modelo descrito anteriormente, Voce + KH é a combinação da lei de Voce para o encruamento isotrópico e da lei de Lemaître e Chaboche para o encruamento não linear cinemático com saturação. Assim, o modelo Voce + KH resulta das equações (3.15), (3.16) e (3.17):

$$\sigma_Y = Y_0 + R \quad (3.15)$$

$$\dot{R} = C_R (R_{sat} - R) \dot{\bar{\varepsilon}}, \quad R(0) = 0 \quad (3.16)$$

$$\dot{\mathbf{X}} = C_X \left( \frac{X_{sat}}{\bar{\sigma}_e} (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}) - \mathbf{X} \right) \dot{\bar{\varepsilon}}, \quad \mathbf{X}(0) = 0 \quad (3.17)$$

em que  $Y_0$ ,  $C_R$ ,  $C_X$ ,  $X_{sat}$  e  $R_{sat}$  são parâmetros do material (BUTUC et al., 2011).

### Teodosiu e Hu

Teodosiu e Hu (1995) desenvolveram um modelo baseado no deslocamento microestrutural capaz de descrever a estagnação do encruamento observada após uma alteração na trajetória de deformação na direção ortogonal ou inversa. Para tanto, foram consideradas as operações de conformação a frio e os efeitos viscosos sobre o encruamento foram descartados. As novas variáveis do estado interno adicionadas a esse modelo para descrever a dependência da trajetória de deformação com o comportamento do material são **S**, **P**, **X** e **R**. **S** é um tensor de quarta ordem capaz de descrever a força direcional das estruturas de deslocamento intragranular e tem dimensão de tensão. **P** é um tensor de segunda ordem adimensional associado com a polaridade das estruturas com deslocamento planar persistente (OLIVEIRA et al., 2007).

O tensor de segunda ordem **X** é um tensor de retorno (back stress) generalizado, com o objetivo de descrever as mudanças rápidas na tensão de escoamento seguidas de uma alteração na trajetória de deformação. Por fim, **R** é um escalar capaz de explicar a contribuição dos deslocamentos distribuídos de maneira aleatória no encruamento isotrópico. Houve um avanço na modelagem dos efeitos da movimentação da estrutura interna no comportamento mecânico do material através do desenvolvimento de novas equações dessas quatro variáveis de estado interno (OLIVEIRA et al., 2007).

A tensão de escoamento é obtida através da equação (3.18):

$$Y = Y_0 + R + f\|\mathbf{S}\| \quad (3.18)$$

em que  $Y_0$  corresponde à tensão de escoamento inicial,  $f$  é um parâmetro do material capaz de descrever a sensibilidade do material a evolução microestrutural e  $f\|\mathbf{S}\|$  é responsável pela contribuição da resistência ao deslocamento das estruturas intragranulares para o encruamento isotrópico. As equações de Voce descrevem as variáveis de estado interno **R** e **X** (OLIVEIRA et al., 2007). Entretanto, o valor de saturação  $X_{sat}$  é função da variável de estado interno **S** e não uma constante, equação (3.19):

$$X_{sat} = X_0 + (1-f)\sqrt{r\|\mathbf{S}\|^2 + (1-r)S_D^2} \quad (3.19)$$

onde  $r$  e  $X_0$  são parâmetros do material (OLIVEIRA et al., 2007).

$S_D = \mathbf{N}:\mathbf{S}:\mathbf{N}$  corresponde à resistência ao deslocamento das estruturas associadas com os sistemas de escorregamento ativos.  $\mathbf{N} = \mathbf{D}^p / \|\mathbf{D}^p\|$  é um tensor que descreve a direção do tensor taxa de deformação plástica e também é utilizado na equação (3.20) de evolução da variável de estado interno  $\mathbf{P}$ :

$$\dot{\mathbf{P}} = C_p (\mathbf{N} - \mathbf{P}) \dot{\bar{\epsilon}}^p \quad (3.20)$$

em que  $C_p$  é um parâmetro do material (OLIVEIRA et al., 2007).

A variável  $\mathbf{S}$  depende das leis de evolução de  $S_D$ , cuja explicação consta a seguir. Já  $\mathbf{S}_L$  descreve a resistência da parte latente das estruturas de deslocamento persistente que pode ser definida através da equação (3.21) (OLIVEIRA et al., 2007):

$$\mathbf{S}_L = \mathbf{S} - S_D \mathbf{N} \otimes \mathbf{N}. \quad (3.21)$$

As leis de evolução de  $S_D$  e  $\mathbf{S}_L$  são dadas pelas equações (3.22) e (3.23):

$$\dot{S}_D = C_{SD} [g(S_{sat} - S_D) - h S_D] \dot{\bar{\epsilon}}^p \quad (3.22)$$

$$\dot{\mathbf{S}}_L = -C_{SL} \left( \frac{\|\mathbf{S}_L\|}{S_{sat}} \right)^{n_L} \mathbf{S}_L \dot{\bar{\epsilon}}^p \quad (3.23)$$

em que  $C_{SD}$  e  $C_{SL}$  correspondem à taxa de saturação de  $S_D$  e  $\mathbf{S}_L$ , respectivamente.  $n_L$  é um parâmetro do material,  $S_{sat}$  representa o valor de saturação de  $S_D$ , uma vez que  $g$  e  $h$  são funções escalares dadas pelas equações (3.24) e (3.25):

$$g = \begin{cases} 1 - \frac{C_p}{C_p + C_{SD}} \left| \frac{S_D}{S_{sat}} - P_D \right| & \text{se } P_D \geq 0, \\ (1 + P_D)^{n_p} \left[ 1 - \frac{C_p}{C_p + C_{SD}} \frac{S_D}{S_{sat}} \right] & \text{se } P_D < 0, \end{cases} \quad (3.24)$$

$$h = \frac{1}{2} \left[ 1 - \frac{\mathbf{X}:\mathbf{N}}{X_{sat}(\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}):\mathbf{N}} \bar{\sigma} \right] \quad (3.25)$$

onde  $P_D = \mathbf{P}:\mathbf{N}$  e  $n_p$  é um parâmetro do material (OLIVEIRA et al., 2007).



O modelo microestrutural de Teodosiu possui 13 parâmetros constitutivos:  $Y_0$ ,  $f$ ,  $C_R$ ,  $R_{sat}$ ,  $C_X$ ,  $X_0$ ,  $C_p$ ,  $C_{SD}$ ,  $C_{SL}$ ,  $S_{sat}$ ,  $n_p$ ,  $r$  e  $n_L$  (OLIVEIRA et al., 2007).

### 3.2.2.3 Conformação mecânica

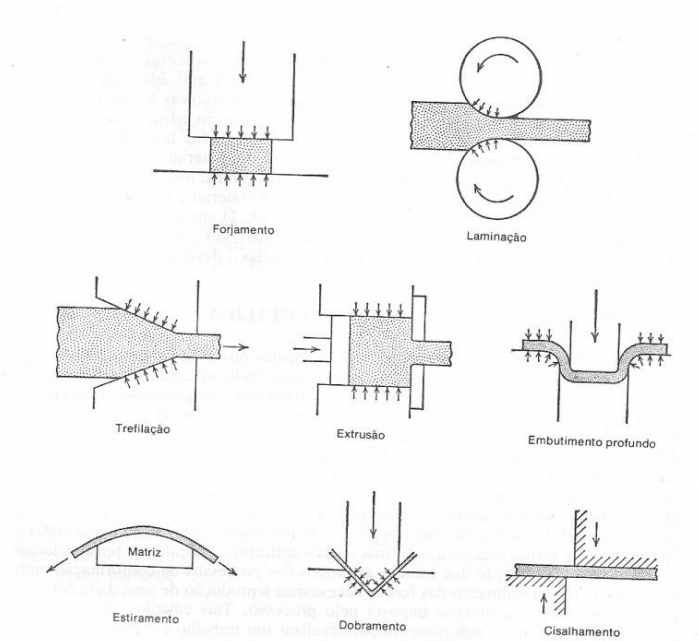
A conformação mecânica consiste em processos de deformação plástica com o objetivo de produzir peças com formas úteis, como tubos, barras, chapas, entre outras (DIETER, 1981).

Os processos de conformação mecânica são classificados de acordo com os tipos de esforços aplicados ao material, os quais podem ser de compressão direta, compressão indireta, trativo, dobramento e cisalhamento. Na compressão direta, a superfície do material é submetida à ação da força e o mesmo escoamento perpendicularmente à direção de compressão. Entretanto, na compressão indireta, a força aplicada ao material é trativa, mas devido ao contato entre o material e a matriz, desenvolvem-se forças compressivas indiretas que alcançam valores elevados. Assim, a deformação ocorre pela ação de um estado de tensões combinado. O estiramento baseia-se no esforço do tipo trativo, em que há o dobramento de uma chapa metálica sobre uma matriz através de forças trativas. No dobramento, há aplicação de momentos fletores na chapa e no cisalhamento a chapa é submetida a forças cisalhantes capazes de fraturar o metal no plano de cisalhamento (DIETER, 1981).

Os principais processos de conformação mecânica são o forjamento, a laminação, a trefilação, a extrusão, a estampagem (dentre as operações principais citam-se o estiramento e o dobramento) e o corte por cisalhamento como consta na Figura 3.10 (DIETER, 1981).

Dessa forma, o forjamento e a laminação pertencem à categoria dos processos por compressão direta e a trefilação, a extrusão e a estampagem representam processos por compressão indireta (DIETER, 1981).

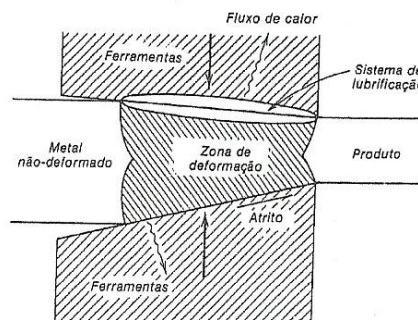
Os produtos laminados de forma simples, como chapas e barras, provenientes de lingotes e tarugos são concebidos por processos primários de trabalho mecânico, enquanto a produção de formas acabadas é chamada de processo secundário de trabalho mecânico. Portanto, a maioria dos processos de conformação mecânica é do tipo secundário, como a trefilação e a estampagem, uma vez que uma pré-forma é necessária (DIETER, 1981).

**Figura 3.10 – Processos de conformação**

Fonte: DIETER (1981)

O processo de conformação é entendido como um sistema (Figura 3.11). As variáveis da zona de deformação são a distribuição da tensão, da deformação, da velocidade das partículas e da pressão. Os valores das forças aplicadas devem ser suficientes para que o material escoe, mas não devem criar fraturas localizadas. A tensão de escoamento do material a ser deformado é função da deformação, da taxa de deformação e da temperatura (DIETER, 1981).

O atrito entre o material e as ferramentas ou matrizes também é uma variável do processo, assim como a transferência de calor, pois ambos relacionam-se com o desgaste da matriz e com o acabamento superficial do produto (DIETER, 1981).

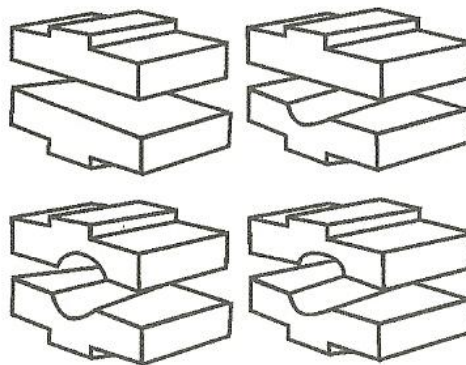
**Figura 3.11 – Processo de deformação**

Fonte: DIETER (1981)

### 3.2.2.3.1 Forjamento

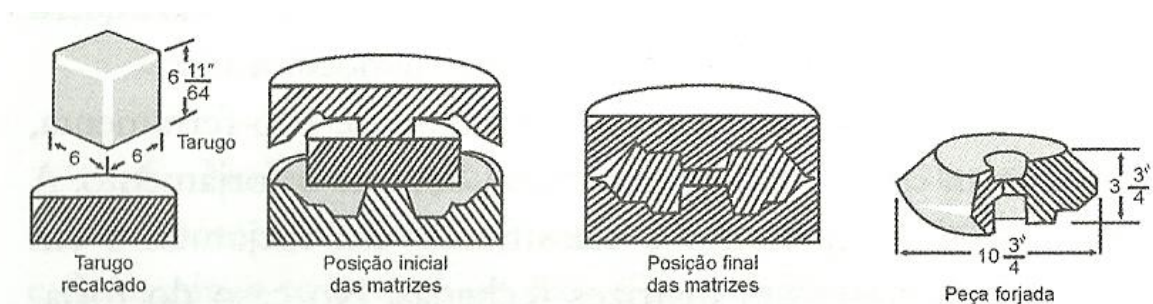
O forjamento é uma operação de conformação mecânica que consiste na prensagem ou martelagem. Na prensagem, a força compressiva é aplicada lentamente, uma vez que na martelagem há golpes de impacto sobre o metal. O forjamento pode ser realizado tanto a quente como a frio. Além disso, há o forjamento em matriz aberta e o forjamento em matriz fechada. No forjamento em matriz aberta, há pequena restrição do escoamento lateral do metal comprimido e as matrizes apresentam geometria simples (Figura 3.12). Entretanto, no forjamento em matriz fechada, há restrição ao escoamento do metal, o que resulta em uma peça com a forma das duas matrizes, como ilustrado na Figura 3.13. Através do forjamento em matriz aberta, é possível fabricar peças grandes e as pré-formas das peças forjadas em matriz fechada (CETLIN, 2005).

**Figura 3.12 – Tipos de matrizes para forjamento em matriz aberta**



Fonte: CETLIN (2005)

**Figura 3.13 – Operação de forjamento em matriz fechada**

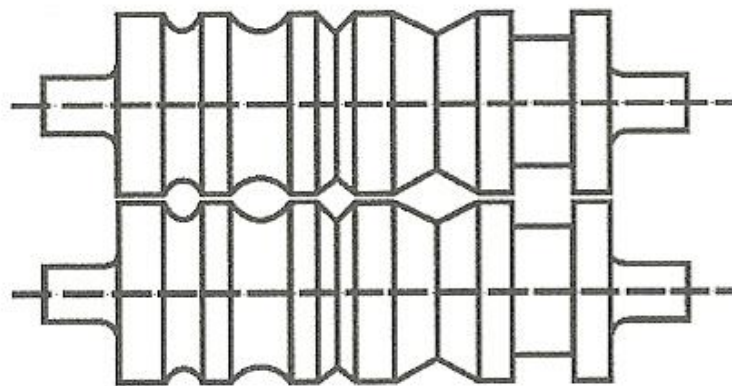


Fonte: CETLIN (2005)

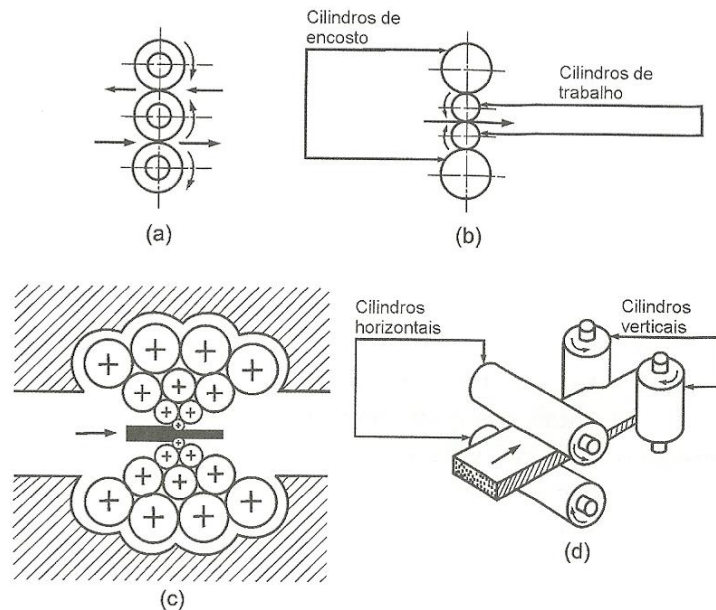
### 3.2.2.3.2 Laminação

A laminação é o processo de deformação no qual o metal passa entre rolos ou cilindros laminadores responsáveis pelos elevados valores de tensões compressivas. O metal também é submetido a tensões cisalhantes superficiais devido ao atrito entre os cilindros e o material. Há variadas disposições dos cilindros laminadores, sendo a mais simples baseada em dois cilindros de eixo horizontal sobrepostos, chamada de laminador duo (Figura 3.14). O laminador trio (Figura 3.15a) consiste em cilindros que giram no mesmo sentido, ao passo que o metal pode ser laminado nos dois sentidos alternando a passagem do mesmo entre os cilindros. O laminador quádruplo (Figura 3.15b) apresenta cilindros mais pesados de encosto com a função de evitar a flexão dos cilindros laminadores ou de trabalho. O laminador Sendzimir (Figura 3.15c) possui cilindros laminadores finos, o que exige apoio na direção vertical e horizontal. O laminador universal (Figura 3.15d) apresenta dois pares de cilindros laminadores, um par com eixo horizontal e outro com eixo vertical. Na laminação a quente, ocorre a conformação inicial dos lingotes em blocos ou tarugos, os quais são novamente laminados a quente para produzir chapas, vergalhões, barras, tubos, entre outros. Na laminação a frio, há o ajuste das propriedades mecânicas do produto final, assim como o acabamento superficial e o controle dimensional. O objetivo principal da laminação é a redução da espessura da peça metálica, o que resulta em um pequeno acréscimo da largura e um considerável aumento do comprimento (CETLIN, 2005).

**Figura 3.14 – Laminador duo**



Fonte: CETLIN (2005)

**Figura 3.15 – Tipos de laminadores**

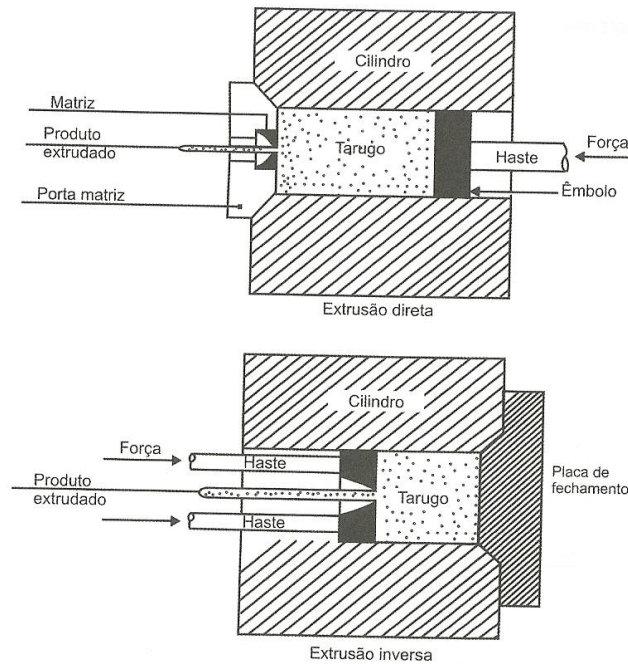
Fonte: CETLIN (2005)

### 3.2.2.3.3 Extrusão

A extrusão é a operação de conformação em que o material é pressionado por um êmbolo para escoar pelo orifício de uma matriz, reduzindo assim sua seção transversal. Para os metais que se deformam com mais facilidade, é possível fabricar peças com seções transversais de formatos variados e para os demais é possível produzir tubos maciços e vazados. A extrusão a quente é necessária para os materiais de elevada resistência mecânica, para diminuir as forças aplicadas aos mesmos e preservar os equipamentos. Porém, muitos materiais podem ser extrudados a frio (GRUNING, 1973).

As tensões compressivas são provenientes do contato entre o material com o barril ou container e a matriz. Essas tensões são responsáveis pela diminuição de trincas durante a deformação primária do tarugo e, por esse motivo, a extrusão é adequada para os metais de difícil conformação, como os aços inoxidáveis e as ligas a base de níquel. Os dois tipos de extrusão são a extrusão direta e a indireta ou invertida, como ilustrado na Figura 3.16. A principal diferença entre os dois tipos de extrusão está na haste. Na extrusão direta, a haste é maciça e move o tarugo contra a matriz, uma vez que na extrusão indireta a haste é oca e estacionária, de modo que o cilindro e o tarugo são móveis (GRUNING, 1973).

**Figura 3.16 – Extrusão direta e inversa**



Fonte: CETLIN (2005)

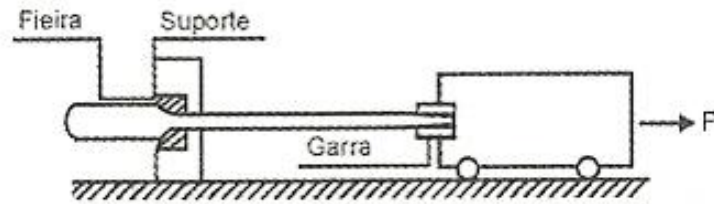
#### 3.2.2.3.4 Trefilação

Na trefilação, o metal é puxado por meio de um esforço trativo aplicado à matriz e a maior parte da deformação plástica ocorre pela aplicação de forças compressivas resultantes do contato entre o material e a matriz (Figura 3.17) (SCHAEFFER, 2009).

O objetivo da trefilação é a redução do diâmetro de uma pré-forma proveniente da laminação, produzindo assim barras, arames, perfis e tubos (Figura 3.18). Entretanto, é possível fabricar tubos ocos utilizando mandris internos para controlar a espessura final. Há necessidade de aquecimento durante a trefilação quando a deformação é elevada. A seção transversal de uma matriz de trefilação, como a cônica mostrada na Figura 3.19, apresenta importantes variáveis dessa operação de conformação (SCHAEFFER, 2009).

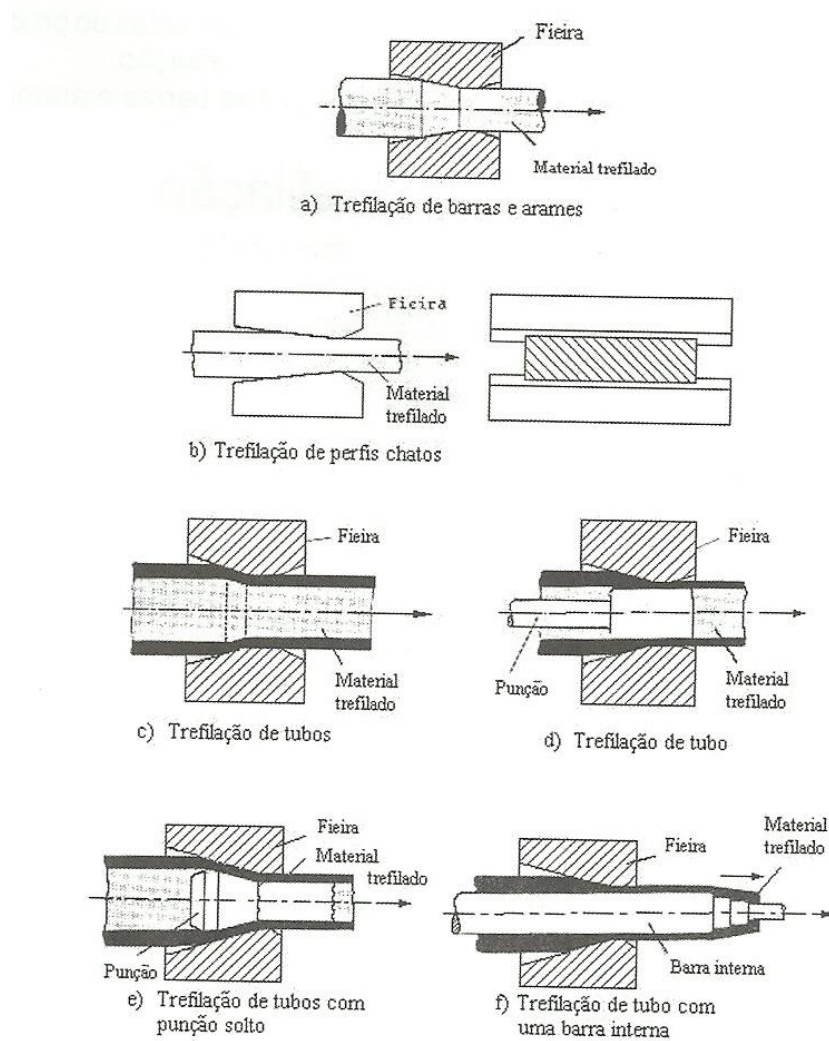
O ângulo de entrada da matriz é responsável pela adesão do lubrificante e o ângulo de aproximação é a região onde realmente ocorre a redução do diâmetro (CETLIN, 2005).

**Figura 3.17 – Banco de trefilação retilíneo**



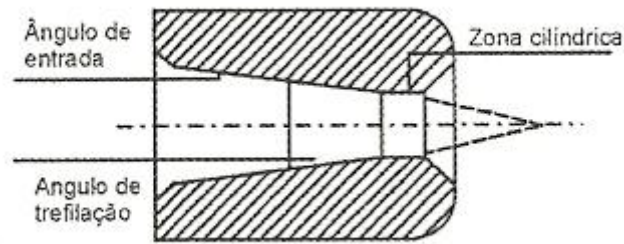
Fonte: CETLIN (2005)

**Figura 3.18 – Exemplos de processos de trefilação**



Fonte: SCHAEFFER (2009)

**Figura 3.19 – Detalhe da matriz de trefilação**

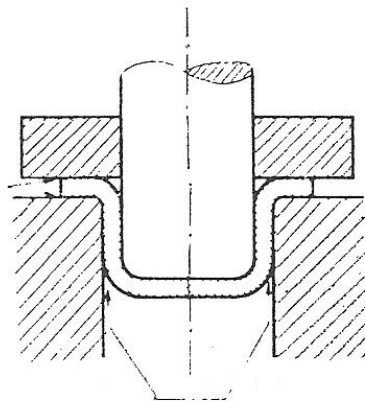


Fonte: CETLIN (2005)

### 3.2.2.3.5 Estampagem

A operação de estampagem consiste em conformar chapas planas em produtos com rebaiços, como as peças da lataria de um automóvel. Esse processo é feito através da compressão que um punção exerce sobre a chapa para o interior de uma matriz, ilustrado na Figura 3.20. Para evitar a formação de rugas na chapa, utiliza-se o anel de fixação cuja função é pressionar a chapa sobre a matriz. (SCHAEFFER, 2009).

**Figura 3.20 – Estampagem de um copo cilíndrico**



Fonte: POLLACK (1974)

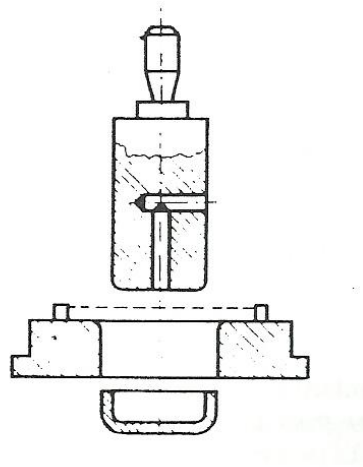
De acordo com a classificação da norma DIN 8580, as operações de estampagem pertencem a dois grupos. Um deles é o grupo principal dos processos de conformação (nº 2), no qual estão contidos todos os processos que alteram a geometria da peça sem separar ou adicionar material, como o embutimento profundo, o dobramento e o estiramento. O outro grupo em



que a estampagem se encontra é o grupo principal dos processos de separação (nº 3), no qual se inserem as operações de corte, como o cisalhamento e o corte fino (SCHAEFFER, 2009).

A estampagem pode ser realizada em um embutidor simples, o qual é constituído de uma única matriz e um punção (Figura 3.21). O uso deste tipo de embutidor é adequado para estampagens menos profundas, a fim de evitar rugas na peça (POLLACK, 1974).

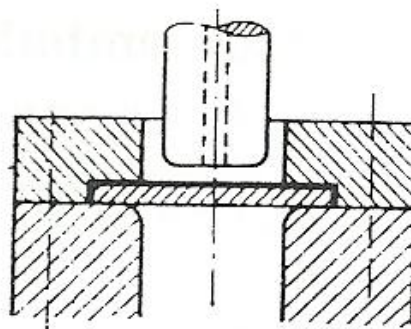
**Figura 3.21 – Embutidor simples**



Fonte: POLLACK (1974)

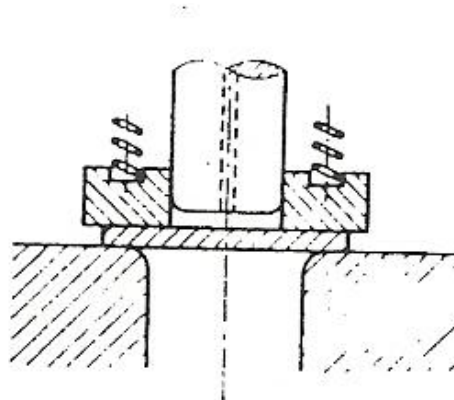
Com a finalidade de eliminar rugas na peça, é necessário utilizar embutidores com fixador ou prensa-chapas, como ilustrado nas Figuras 3.22 e 3.23 (POLLACK, 1974).

**Figura 3.22 – Embutidor com fixador**



Fonte: POLLACK (1974)

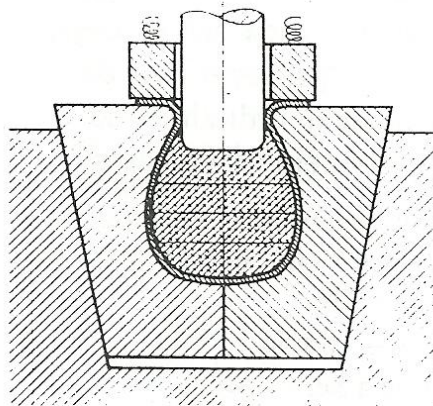
**Figura 3.23 – Embutidor com fixador elástico ou prensa-chapa**



Fonte: POLLACK (1974)

Outro tipo de embutidor é o com punção elástico, geralmente de borracha, cuja função é terminar de estampar as dimensões interiores maiores que as exteriores (Figura 3.24). Em semelhança com este tipo de embutidor, há o sistema de matrizes hidráulicas, no qual o punção é substituído por um líquido pressurizado (POLLACK, 1974).

**Figura 3.24 – Embutidor com punção elástico de borracha**

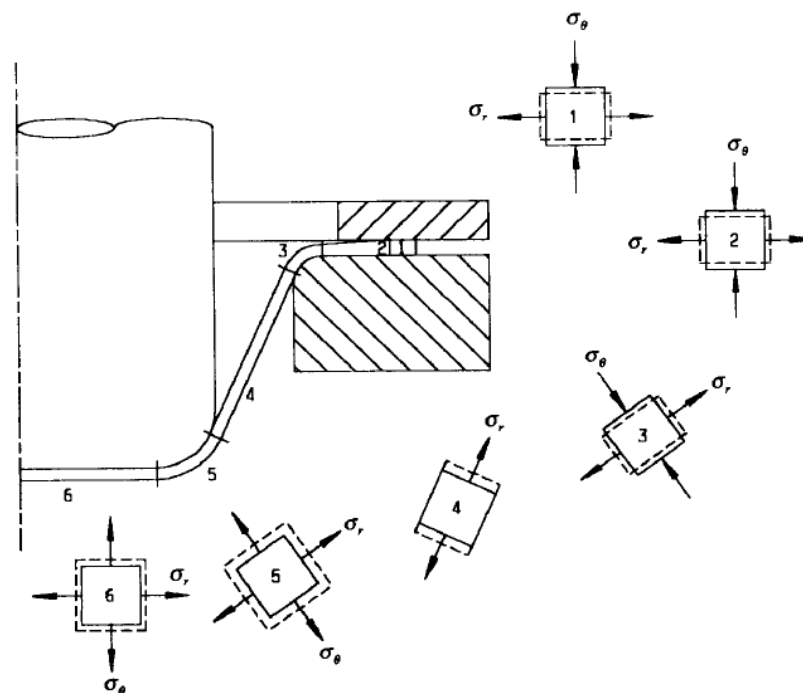


Fonte: POLLACK (1974)

As chapas de latão, aço de baixo carbono e alumínio são estampadas sem obstáculos, devido à ductilidade desses metais. Entretanto, também é possível estampar metais que apresentam maior encruamento, por meio de recozimento entre as etapas de estampagem (POLLACK, 1974).

Durante a estampagem de um copo, formam-se diferentes regiões em relação ao estado de tensões (Figura 3.25). As regiões 1 e 2 estão localizadas no flange entre o anel de fixação e a matriz. Na borda externa, há tensões compressivas de valores elevados na direção radial onde o blanque pode ser submetido ao enrugamento e sua espessura aumenta. Devido à variação de espessura no flange, a chapa só está com contato com o anel de fixação na região 1. A pressão do anel de fixação é máxima na borda externa e diminui até zero na interface entre as regiões 1 e 2. Esse comportamento é justificado pela hipótese de que as superfícies das ferramentas são rígidas, o que não corresponde à realidade. Dessa forma, as tensões compressivas máximas e o espessamento ocorrem na região 1 e o estreitamento máximo e fratura podem ocorrer na região 5. A força do anel de fixação relaciona-se diretamente com o enrugamento e a fratura (AHMETOGLU, 1992).

**Figura 3.25 – Estado de tensões em um copo estampado**



Fonte: AHMETOGLU (1992)

Um dos fatores que influenciam o escoamento de metal durante a estampagem é a forma e o tamanho do blanque, pois os blanques de maiores dimensões requerem grandes deformações e elevadas forças de atrito (AHMETOGLU, 1992)

Outro fator é o desenho da peça, onde a força necessária à conformação aumenta com o aumento do número de dobras, pois o atrito local resulta em maior energia (AHMETOGLU, 1992).

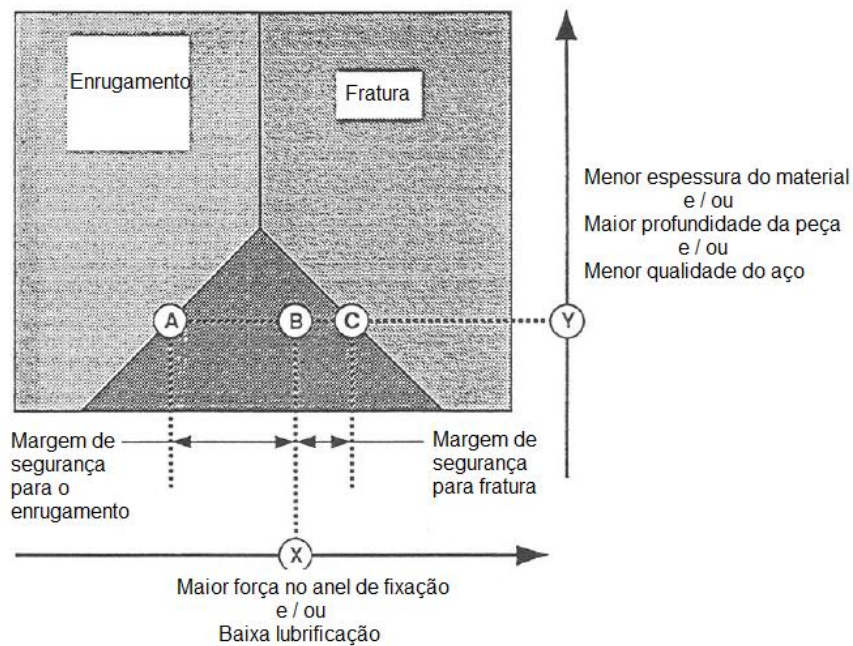
A lubrificação também é um aspecto importante na estampagem. A quantidade e a distribuição seletiva de lubrificante sobre a superfície do blanque influencia o valor do atrito local entre a chapa e as matrizes (AHMETOGLU, 1992).

Além disso, a velocidade do anel de fixação e do punção são variáveis importantes no processo de estampagem. O impacto do anel de fixação sobre o blanque pode danificar o filme de lubrificante e as características superficiais da chapa. Assim, o atrito entre a chapa e o anel de fixação pode aumentar. Já a velocidade do punção influencia principalmente as condições de atrito. Com o aumento da velocidade do punção, o atrito no flange é reduzido, o que facilita a deformação (AHMETOGLU, 1992).

O último fator importante na estampagem é a pressão na superfície do anel de fixação. O controle da força do anel de fixação influencia o atrito e o fluxo de material local. Para uma dada matriz e geometria do blanque, material da chapa e lubrificação, o fluxo do metal na estampagem é controlado principalmente pela força gerada pelo anel de fixação (AHMETOGLU, 1992).

Para certa geometria de peça, há uma curva de estampabilidade na qual a força do anel de fixação pode ser ajustada (Figura 3.26). A região de ajuste está entre os pontos A e C. O tamanho dessa região depende de muitos fatores, inclusive a geometria das ferramentas, a geometria do blanque, a espessura, o tipo de anel de fixação e o material. A maior profundidade de conformação e/ou a pequena espessura do material e/ou a baixa ductilidade do material caracterizam a severidade de conformação e a região de estampabilidade é reduzida. Para forças do anel de fixação de pequenos valores, a altura do copo é limitada por fratura, C, na região próxima à ponta do punção. Para uma certa profundidade Y, a região de estampabilidade está contida entre os pontos A e C. Com a pressão do anel de fixação em X, o blanque está na região de segurança, B. As margens de segurança em B são A-B para enrugamento e B-C para fratura. Com o aumento da resistência mecânica do material, os limites de enrugamento e fratura mostrados na Figura 3.26 movem-se para a direita. Assim, a força do anel de fixação deve aumentar (AHMETOGLU, 1992).

**Figura 3.26 – Região de estampabilidade**



Fonte: AHMETOGLU (1992)

Na estampagem, a tensão é transmitida por meio de um sistema do elo mais fraco até um ponto mais frágil, no qual a resistência mecânica não aumentou devido ao encruamento. A razão entre o diâmetro inicial do disco plano e o diâmetro final do copo fornece uma medida da estampabilidade de um material. Dessa forma, a razão limite de estampagem ou *limiting draw ratio* (LDR) fornece o valor do maior disco plano que pode ser estampado através de uma matriz sem ocorrer falha mecânica (DIETER, 1981).

O limite teórico superior de LDR é dado pela seguinte aproximação, equação (3.26):

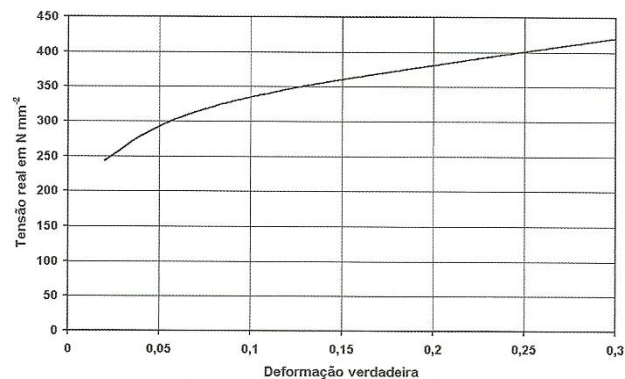
$$LDR \approx \left( \frac{D_0}{D_p} \right)_{\max} \approx e^{\eta} \quad (3.26)$$

em que  $D_0$  corresponde ao diâmetro inicial do disco plano,  $D_p$  ao diâmetro da matriz e  $\eta$  a um termo de eficiência que compensa as perdas por atrito. Se  $\eta = 1$ ,  $LDR \approx 2,7$ , ao passo que se  $\eta = 0,7$ ,  $LDR \approx 2$ . Logo, a estampabilidade de um copo metálico com altura muito maior ao seu diâmetro é pequena, mesmo que a ductilidade do metal seja alta (DIETER, 1981).

O aumento da resistência mecânica da região da parede próxima ao fundo do copo fornece melhores condições de estampagem. Para tanto, há artifícios mecânicos que fragilizam outras regiões do copo. Contudo, o controle da textura cristalográfica é o principal fator para a melhoria da estampabilidade. Com a textura adequada, os sistemas de deslizamento são orientados de forma que a resistência mecânica na direção da parede seja maior do que no plano da chapa (DIETER, 1981).

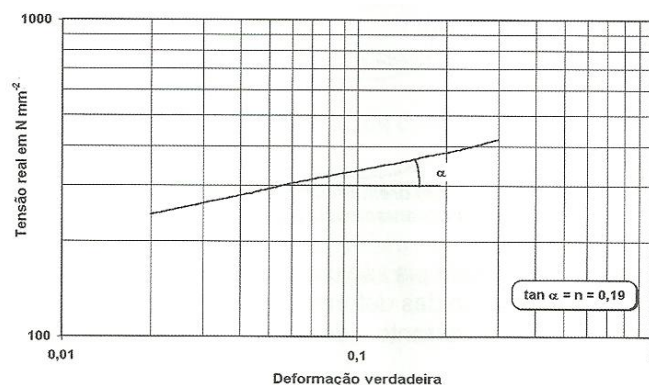
Através dos resultados do ensaio de tração, é possível obter a curva de escoamento de uma chapa (Figura 3.27). A mesma curva é mostrada na Figura 3.28 em um diagrama com eixos de divisão logarítmica, o qual é usado para determinar o índice de encruamento, dado pela tangente do ângulo  $\alpha$  (SCHAEFFER, 2009).

**Figura 3.27 – Curva de escoamento com eixos de divisão linear de uma chapa de aço baixo carbono**



Fonte: SCHAEFFER (2009)

**Figura 3.28 – Curva de escoamento com eixos de divisão logarítmica de uma chapa de aço baixo carbono**



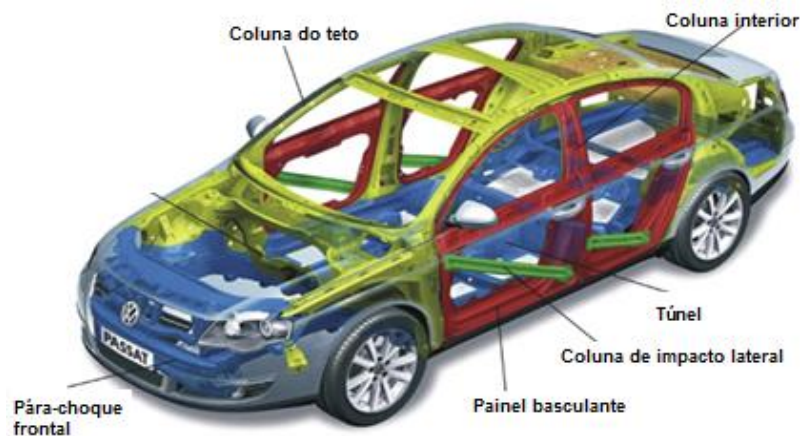
Fonte: SCHAEFFER (2009)

Chapas de aço inoxidável ferrítico apresentam a imperfeição superficial casca de laranja quando submetidos à estampagem. Essa imperfeição é caracterizada pelo aparecimento de ondulações de 20 a 50 $\mu$ m sobre a superfície da chapa. Acredita-se que esse fenômeno é causado pelas diferentes anisotropias plásticas dos grãos ou pela segregação dos elementos de liga, como o cromo, molibdênio e carbono. Shin *et. al* pesquisaram os aços 430 e 409L e descobriram que determinadas orientações cristalográficas resultam na casca de laranja (SHIN *et. al*, 2003).

Huh e Engler alteraram a textura cristalográfica de chapas de aço inoxidável ferrítico por meio de recozimento intermediário na laminação a frio com o objetivo de melhorar a conformabilidade das mesmas. Esses autores concluíram que houve melhoria na conformabilidade das chapas e menos casca de laranja (HUH, 2001).

A indústria automotiva utiliza peças estampadas a quente nos componentes do chassi, como o suporte A e B, teto, entre outros (Figura 3.29), (KARBASIAN, 2010).

**Figura 3.29 – Peças estampadas a quente de um carro**

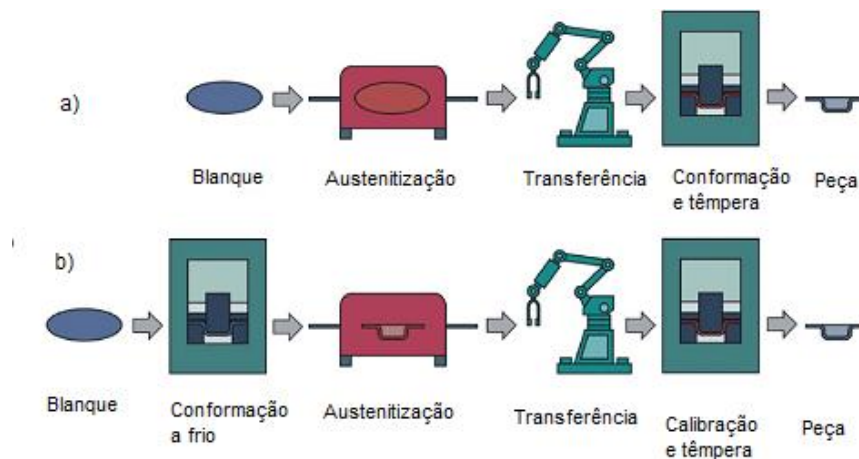


Fonte: KARBASIAN (2010)

O processo de estampagem a quente é dividido em dois tipos: método direto e indireto (Figura 3.30). No método direto, o blank é aquecido em um forno, transferido para uma prensa e, posteriormente, é conformado e temperado em uma ferramenta fechada. Já o processo indireto é caracterizado pelo uso de uma peça pré-deformada a frio quase completa, a qual é

submetida somente à têmpera e calibração. A total transformação da martensita no material causa um aumento da tensão de resistência à tração (KARBASIAN, 2010).

**Figura 3.30 – Métodos de estampagem a quente**



(a) direto, (b) indireto

Fonte: KARBASIAN (2010)

Pesquisas sobre aços de ultra alta resistência realizadas por Naderi tem mostrado que as ligas de boro 22MnB5, 27MnCrB5 e 37MnB4 são os únicos tipos de aço que produzem uma microestrutura totalmente martensítica depois da estampagem a quente quando um equipamento de resfriamento a água é usado. Assim, o aço 22MnB5 é o mais usado para esse tipo de estampagem. Inicialmente, o material exibe uma microestrutura ferrítica-perlítica com tensão limite de resistência a tração de 600 MPa. Após a estampagem a quente, a peça apresenta microestrutura martensítica com tensão limite de resistência a tração de 1500 MPa (KARBASIAN, 2010).

Para evitar a oxidação superficial, alguns blanques são pré-revestidos com uma camada protetora. A proteção mais usada é a camada de Al-Si prevenindo a formação de um filme sobre o aço durante a operação de estampagem a quente direta. Após a estampagem a quente, a camada de óxido deve ser removida para evitar uma má aderência de tintas, por exemplo (KARBASIAN, 2010).

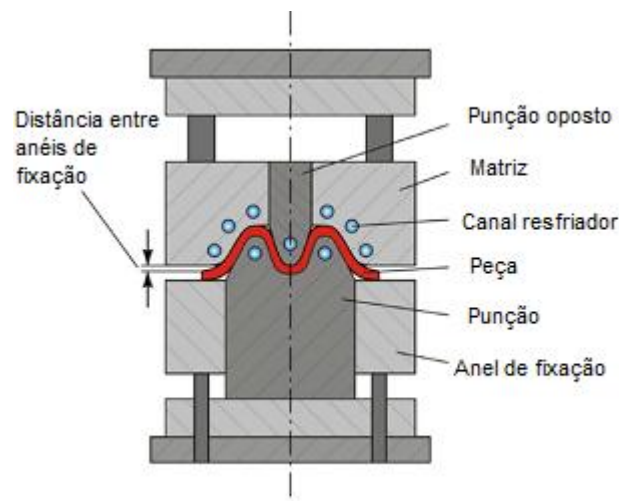


A primeira etapa do processo de estampagem a quente é o aquecimento do blanque até a temperatura de austenitização. Nas linhas de produção existentes, o blanque é usualmente aquecido em fornos com rolos ou esteiras. Uma alternativa para o sistema de aquecimento é a condução, no qual o blanque é fixado entre dois pares de eletrodos e o mesmo é aquecido por efeito Joule. Há também o sistema de aquecimento por indução, em que o blanque é submetido a um campo magnético (KARBASIAN, 2010).

Para que a peça não resfrie antes da conformação, o blanque deve ser transferido rapidamente do forno para a prensa. Além disso, a conformação deve ser concluída antes do começo da transformação martensítica. Portanto, uma máquina que fecha rápido e o método de conformação são condições para o controle do processo. Após a conformação, a peça é temperada (KARBASIAN, 2010).

Com o objetivo de evitar a têmpera do blanque entre o anel de fixação e a matriz durante a conformação, a maioria das máquinas de estampagem a quente trabalham com uma distância do anel de fixação (Figura 3.31).

**Figura 3.31 – Máquina de estampagem a quente**



Fonte: KARBASIAN (2010)

#### **3.2.2.4 Mudanças no modo de deformação plástica versus material**

Os tipos de materiais e os seus respectivos arranjos estruturais e susceptibilidade à mudanças de fase durante o processo de conformação mecânica influenciam as respostas apresentadas

pelos mesmos quanto expostos às diferentes condições de solitação mecânica. Como exemplo, serão apresentados a seguir alguns resultados observados em diferentes tipos de materiais de acordo com a mudança das condições de solitação aplicadas aos mesmos.

De acordo com Corrêa et al. (2003), o aço de baixo teor de carbono e o bronze apresentam tensões de fluxo de saturação (patamar de tensão constante) nos ensaios de torção cíclica pura ou de torção cíclica como sendo o último modo de deformação. Além disso, foi observado o amaciamento nas amostras deformadas em tração seguida pela condução da torção cíclica para o aço de baixo teor de carbono.

Para o bronze, os efeitos resultantes da alteração da trajetória de deformação foram mais notáveis. Concluiu-se que o comportamento do encruamento de metais pré-deformados depende do tipo de deformação, da sequência de deformação e do material (CORRÊA et al., 2003).

Segundo Oliveira et al. (2007), tanto o aço macio – *mild steel*- como o aço *dual phase* apresentam estagnação do encruamento acompanhada pelo aumento da taxa de encruamento depois da mudança do caminho de deformação mediante a condução dos carregamentos do tipo Bauschinger.

O aço de baixo teor de carbono exibe o efeito do encruamento oscilante após uma mudança da trajetória de deformação em que o sentido de aplicação e um mesmo esforço mecânico é alterado de 90° ou quando o modo de deformação é alterado de modo significativo, os chamados carregamentos do tipo ortogonal (RAUCH, 1992).

Nesta condição, observa-se o aumento rápido da tensão de escoamento seguida por um amaciamento. Contudo, o aço *dual phase* não apresenta o efeito de encruamento oscilante ou cruzado, o que é coerente com o valor zero para o parâmetro  $C_{SL}$  que descreve a taxa de saturação de  $S_L$  que corresponde à resistência da parte latente das estruturas de deslocamento persistente, equação (3.24). Além disso, para o mesmo aço, o parâmetro  $r$  também possui valor zero, o que caracteriza que a fonte de tensão de retorno – *back stress* – é uma estrutura ativa dos deslocamentos descritos por  $S_D$  representa a resistência ao deslocamento das estruturas associadas com os sistemas de escorregamento ativos, equação (3.23) (OLIVEIRA et al., 2007).

Para os dois aços pesquisados, observou-se o efeito Bauschinger relevante. Durante o carregamento monotônico, o aço de baixo teor de carbono apresentou anisotropia pequena da

tensão necessária ao escoamento, enquanto o aço *dual phase* foi praticamente isotrópico em relação à tensão de escoamento (OLIVEIRA et al., 2007).

De acordo com Idrissi et al. (2010), os aços TWIP – twinning induced plasticity – são aços austeníticos constituídos de Fe e de Mn, os quais apresentam taxa de encruamento elevada e há formação de maclas durante a deformação. Idrissi et al. pesquisaram a taxa de encruamento de dois aços TWIP, um baseado em ligas Fe-Mn-C e Fe-Mn-Si-Al, em que as amostras foram deformadas em quantidades diferentes até a fratura (por tração) em temperatura ambiente. Concluiu-se que o aumento da taxa de encruamento nos aços TWIP está relacionado com as propriedades intrínsecas da maclação mecânica observadas nestes materiais.

Gonzalez *et al.* (2010), pesquisaram a relação entre o encruamento e a temperatura de recozimento para amostras de aço TWIP composto de Fe-Mn-Al-Si-Ni-C. As amostras passaram por laminação a quente, laminação a frio, recozimento na faixa de temperaturas entre o início e o final da recristalização, 600°C e 850°C, e por fim, foram tracionadas. Concluiu-se que o aço TWIP recozido a 850°C apresentou o maior expoente de encruamento e a maior tensão limite de resistência à tração sendo superior a 700MPa, com 70% de alongamento total.

## 4. MATERIAL E MÉTODOS

### 4.1 Aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A

De acordo com CASTRO (2006), a APERAM possui nomenclatura própria para os aços. Dessa forma, o aço AISI 430 padrão é denominado como aço 430 A, cuja composição química especificada consta na tabela 4.1. Esse aço sofre transformação parcial em austenita a temperaturas elevadas.

**Tabela 4.1 – Composição química especificada do aço AISI 430 tipo A**

Tipo de aço APERAM	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Nb (%)	Ti (%)	Mo (%)	Al (%)	N (ppm)
430 A	0,05	0,4	0,3	16,2	0,2	0,02	0,01	0,025	0,003	520

Fonte: CASTRO (2006)

O aço inoxidável ferrítico AISI 430 apresenta maior resistência à corrosão em relação ao aço inoxidável martensítico. Contudo, a soldabilidade desse aço é um fator limitante, pois a região da solda se torna frágil e com menor resistência à corrosão. Isso ocorre devido à formação parcial de martensita, à precipitação de carbonitretos de cromo e ao crescimento do tamanho de grão (Catálogo APERAM).

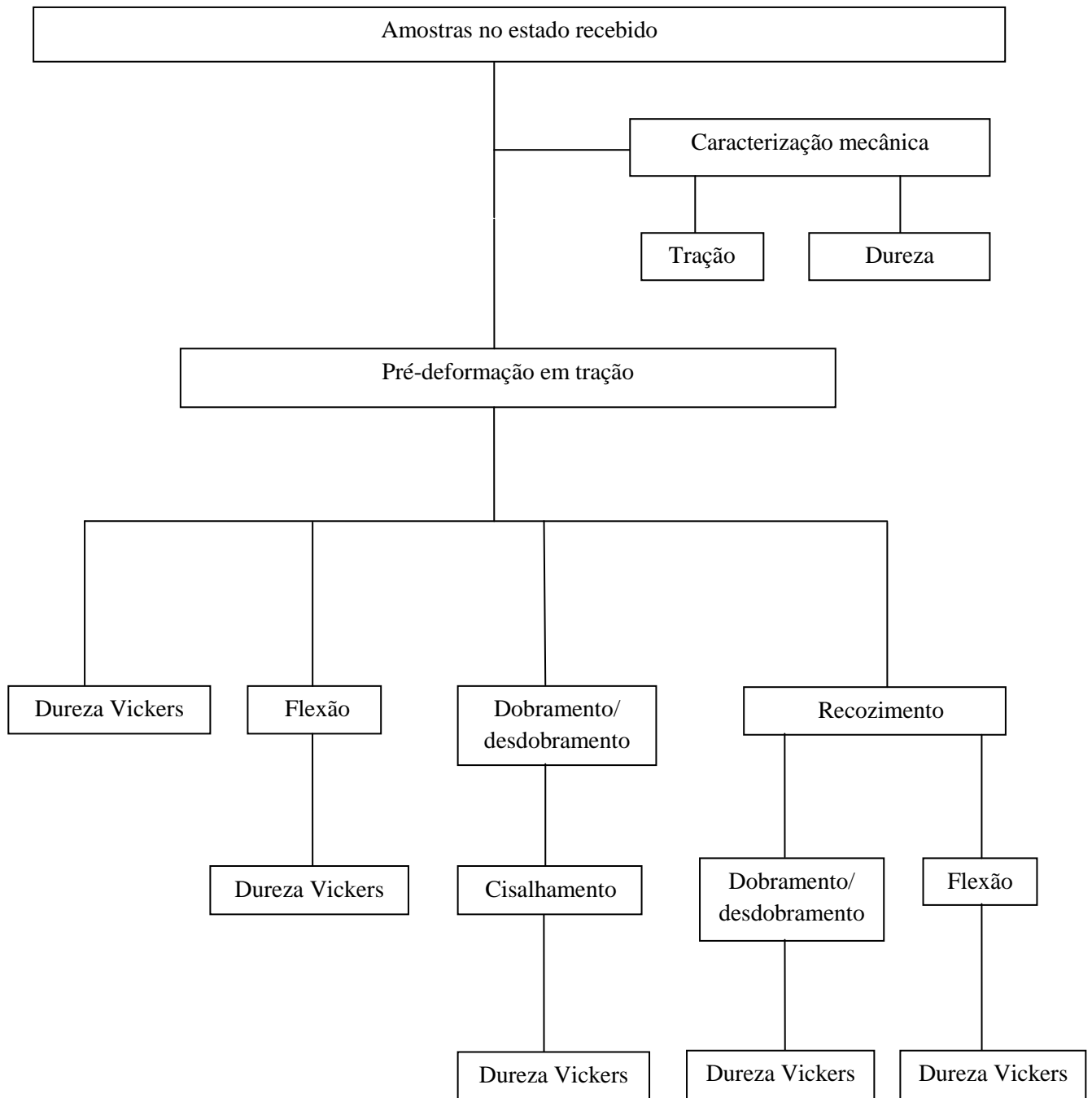
A principal aplicação do aço inoxidável ferrítico 430 tipo A é na fabricação de pias de cozinha, pois além de resistir à corrosão, esse aço possui boa estampabilidade. Entretanto, esse aço não é adequado para estampagens profundas, pois há formação de rugas na superfície da peça, mas devido ao seu baixo custo em relação aos outros tipos de aços inoxidáveis utiliza-se o aço AISI 430 tipo A (Catálogo APERAM).

Neste trabalho, a chapa de aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A, cedida pela APERAM, apresenta espessura de 1,2mm, da qual se obteve as amostras para o procedimento experimental.

### 4.2 Procedimento experimental

A sequência de ensaios mecânicos e de tratamento térmico que serão adotados para o estudo do comportamento mecânico do aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A é apresentada no fluxograma da Figura 4.1.

**Figura 4.1 – Fluxograma do procedimento experimental**



Fonte: Elaborado pelo autor

#### 4.2.1 Tração

O ensaio de tração foi realizado por meio do uso de uma máquina de ensaios universais INSTRON 5582 (Figura 4.2) com sistema de aquisição de dados Blue Hill 2 e dimensões dos

corpos de prova de acordo com a norma ASTM E8. Para tanto, as chapas foram cortadas na guilhotina Newton TM 10 e limite de corte de chapas com espessura de 3mm (Figura 4.3) e usinadas posteriormente.

**Figura 4.2 – Máquina de ensaios universais INSTRON 5582 do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG**



Fonte: LOPES (2009)

**Figura 4.3 – Guilhotina do Laboratório de Calderaria do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG**



Fonte: Própria do autor

A taxa de deformação inicial utilizada nos ensaios foi de  $0,001s^{-1}$ , sendo usado um extensômetro convencional (de agulhas com abertura de 25mm).

#### 4.2.2 Cisalhamento

O ensaio de cisalhamento foi realizado na máquina de ensaios universais INSTRON 5582 usada para a condução dos ensaios de tração com uso de uma garra de cisalhamento montada à máquina de ensaios (Figura 4.4) e utilização de um sistema de aquisição de dados Blue Hill 2. O cisalhamento planar simples consiste na deformação em ângulo do corpo de prova, sendo que uma parte deste é fixa e a outra parte se deforma sob o esforço de tração uniaxial.

**Figura 4.4 – Máquina de ensaios INSTRON 5582 adaptada ao ensaio de cisalhamento do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG**



(a)



(b)

(a) ilustração da garra de cisalhamento planar simples, (b) máquina de ensaios INSTRON 5582 com a garra de cisalhamento adaptada

Fonte: LOPES (2009)

Para os corpos de prova de cisalhamento não existe norma específica, mas há especificações quanto ao comprimento e largura necessárias à distribuição homogênea da tensão e da deformação cisalhantes de acordo com o previsto por RAUCH (1992). Logo, as dimensões

dos corpos de prova adotadas neste trabalho foram de 50mm (comprimento) x 15mm (largura) x 1,2mm (espessura).

Obteve-se os corpos de prova de cisalhamento a partir dos corpos de prova da pré-deformação em tração, cortando os mesmos nas dimensões descritas acima por meio de um cut off com disco de corte AROTEC para corte de materiais com dureza Rockwell de até 50HRc do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG.

A taxa de deformação inicial utilizada nos ensaios de cisalhamento foi de  $0,001s^{-1}$ , sendo usado um extensômetro convencional (de agulhas com abertura de 25mm).

Os dados obtidos do ensaio de cisalhamento são deformação e tensão cisalhante. Para calcular a tensão e deformação efetivas, utilizou-se as equações (4.1) e (4.2) respectivamente segundo LOPES (2009):

$$\sigma_{efetiva} = \sigma_{cisalhante} * 1,84 \quad (4.1)$$

$$e_{efetiva} = \frac{e_{cisalhante}}{1,84} \quad (4.2)$$

O índice de encruamento foi calculado por meio do Método de Zandrahimi et al descrito no item 2.1.2.

### 4.2.3 Flexão

O ensaio de flexão foi realizado na máquina de ensaios universais Shimadzu AG 10kN (Figura 4.5).

O ensaio de flexão apresentou como parâmetros a distância entre os apoios, L, igual a 40mm, deslocamento do punção (cutelo), de 6mm e velocidade de deslocamento do mesmo de 4,5mm/min. Os corpos de prova para esse ensaio foram obtidos dos corpos de prova da pré-deformação em tração por meio de corte no cut off descrito no item 4.2.2.

Os corpos de prova de flexão possuíam dimensões de 60mm. x 12mm x t (comprimento x largura x espessura), sendo a espessura inicial de 1,2mm, mas a mesma variou de acordo com a condição das chapas, sendo a espessura inicial igual a 1,2mm para o aço AISI 430 tipo A.



**Figura 4.5 – Máquina de ensaios universais do Laboratório de Ensaios Destrutivos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG**



Fonte: Própria do autor

Os dados obtidos do ensaio de flexão foram a carga, em Newton, e o deslocamento do punção em milímetro. Para plotar o gráfico tensão x deformação, utilizou-se as equações (4.3) e (4.4) de acordo com CETLIN (2005):

$$\sigma_f = \frac{3FL}{2bt^2} \quad (4.3)$$

$$e = \frac{6td}{L^2} \quad (4.4)$$

onde  $\sigma_f$  corresponde à tensão na flexão, F a força, L a distância entre os apoios, b a largura do corpo de prova, t a espessura, e a deformação em flexão e d ao deslocamento do punção.

#### **4.2.4 Dobramento**

O ensaio de dobramento foi realizado na dobradeira mecânica (Figura 4.6), sendo que os corpos de prova utilizados foram os mesmos da pré-deformação em tração.

**Figura 4.6 – Dobradeira mecânica do Laboratório de Calderaria do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG**



Fonte: Própria do autor

#### **4.2.5 Tratamento térmico**

O tratamento térmico de recozimento foi realizado no forno Novus N1040 (Figura 4.7) a 900°C por 15 minutos e resfriamento no forno. O objetivo do mesmo foi de reproduzir a condição de tratamento térmico industrial para permitir que o material possa continuar a ser deformado.

**Figura 4.7 – Forno do Laboratório de Tratamento Térmico do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG**



Fonte: Própria do autor

#### 4.2.6 Preparação micrográfica

A preparação micrográfica seguiu as etapas descritas a seguir. Primeiramente, todas as amostras foram cortadas no cut off descrito no item 4.2.2 com dimensões de aproximadamente 2mm (comprimento) x 2mm (largura) para serem embutidas a quente na máquina Arotec Pre30Mi (Figura 4.8) com baquelite.

**Figura 4.8 – Máquina de embutimento a quente do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG**



Fonte: Própria do autor

As amostras embutidas foram lixadas nas lixadeiras Struers na sequência de granulometrias # 240, # 320, # 400 e # 600 (Figura 4.9).

**Figura 4.9 – Lixadeiras do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG**



Fonte: Própria do autor

#### 4.2.7 Dureza Vickers

Considerando que se tratava de chapas, a medida da dureza seria inadequada no durômetro convencional, pois a indentação poderia provocar a deformação das chapas. Por esse motivo, optou-se por medir a dureza Vickers do aço AISI 430 tipo A com uso do microdurômetro HMV Micro Hardness Tester Shimadzu (Figura 4.10). O valor de dureza Vickers foi usado como uma medida indireta do encruamento, já que o cálculo do índice de encruamento só é possível com os dados obtidos nas rotas que apresentam o ensaio de cisalhamento. Para tanto, coletou-se dez valores de dureza para cada amostra e calculou-se a média aritmética das mesmas. A distância adotada entre os pontos seguiu o espaçamento necessário para a medição da dureza Vickers.

**Figura 4.10 – Microdurômetro do Laboratório de Microdureza do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG**



Fonte: Própria do autor

#### 4.2.8 Caracterização mecânica

Com o objetivo de quantificar a tensão do limite de escoamento e a tensão do limite de resistência à tração, assim como a deformação uniforme da amostra no estado recebido, realizou-se a caracterização mecânica por meio do ensaio de tração até a ruptura do corpo de prova do aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A de acordo com as condições do item 4.2.1. Após a condução do ensaio de tração, a amostra foi submetida à medida de dureza Vickers descrita no item 4.2.7.

#### 4.2.9 Rotas de carregamento

As rotas de carregamento realizadas neste trabalho são descritas na tabela 4.2. Para cada rota, foram utilizadas duas amostras.

**Tabela 4.2 – Rotas de carregamento do procedimento experimental**

<b>Rotas de carregamento</b>	<b>Descrição</b>
Rota 1: tração	10% de AU
	80% de AU
Rota 2: tração/flexão	Tração 10% de AU/flexão
	Tração 80% de AU/flexão
Rota 3: tração/recozimento/flexão	Tração 10% de AU/recozimento/flexão
	Tração 80% de AU/recozimento/flexão
Rota 4: tração 10% de AU/recozimento/dobramento	Tração 10% de AU/ recozimento/ dobramento e desdobramento a 20°
	Tração 10% de AU/ recozimento/ dobramento e desdobramento a 45°
Rota 5: tração 80% de AU/recozimento/dobramento	Tração 80% de AU/ recozimento/ dobramento e desdobramento a 20°
	Tração 80% de AU/ recozimento/ dobramento e desdobramento a 45°
Rota 6: tração/dobramento a 20°/cisalhamento	Tração 10% de AU/dobramento e desdobramento a 20°/cisalhamento
	Tração 80% de AU/dobramento e desdobramento a 20°/cisalhamento
Rota 7: tração/dobramento a 45°/cisalhamento	Tração 10% de AU/dobramento e desdobramento a 45°/cisalhamento
	Tração 80% de AU/dobramento e desdobramento a 45°/cisalhamento

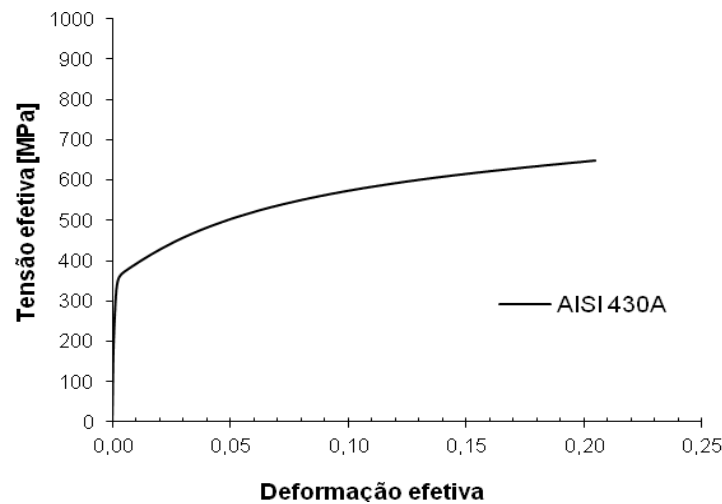
Fonte: Elaborado pelo autor

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Caracterização mecânica

A Figura 5.1 apresenta a curva tensão x deformação efetiva obtida para o aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A no estado recebido.

**Figura 5.1 – Curva tensão x deformação efetiva do aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A no estado recebido**



Fonte: Elaborado pelo autor

Os resultados referentes à tensão limite de escoamento, LE, à tensão limite de resistência à tração, LRT, assim como ao alongamento uniforme, AU, constam na tabela 5.1.

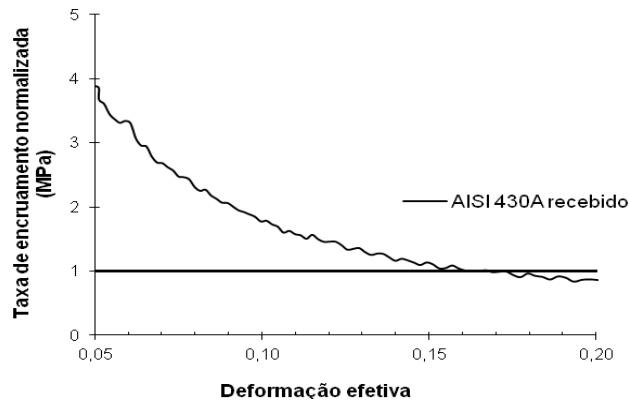
**Tabela 5.1 – Resultados obtidos pelo ensaio de tração até a ruptura do corpo de prova**

Material	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU
AISI 430 estado recebido	340	648	20,5%

Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 5.2 apresenta a curva taxa de encruamento normalizada x deformação efetiva obtida para o aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A no estado recebido.

**Figura 5.2 - Curva taxa de encruamento normalizada x deformação efetiva obtida para o aço inoxidável ferrítico AISI 430 tipo A no estado recebido**



Fonte: Elaborado pelo autor

O índice de encruamento encontrado para a amostra no estado recebido é de 0,165, ou seja, quando o valor da taxa de encruamento normalizada foi inferior à 1 (um).

Esse expoente de encruamento, inferior a 0,20 (valor considerado elevado é de aproximadamente 0,30), é considerado baixo para operações típicas de estampagem, indicando deste modo, a necessidade de se realizar algum tratamento térmico entre as diferentes operações de conformação mecânica.

A dureza Vickers obtida para a amostra no estado recebido foi de 208 HV.

### 5.2 Rota de carregamento 1: tração

A tabela 5.2 mostra os valores de dureza Vickers obtidos para as amostras da rota de carregamento 1.

**Tabela 5.2 – Dureza Vickers das amostras da rota 1**

Rota de carregamento	Dureza Vickers
Tração até 10% de AU	201 HV
Tração até 80% de AU	248 HV

Fonte: Elaborado pelo autor

A amostra tracionada até 10% de AU, ou seja, deformação verdadeira (efetiva) de 0,0205 não apresentou encruamento significativo em relação à amostra no estado recebido.

Entretanto, a amostra tracionada até 80% de AU, ou seja, deformação verdadeira (efetiva) de 0,164 exibiu encruamento considerável em relação à amostra anterior e à amostra no estado recebido.

### 5.3 Rota de carregamento 2: tração/flexão

Os valores obtidos de dureza Vickers para as amostras da rota de carregamento 2 constam na tabela 5.3.

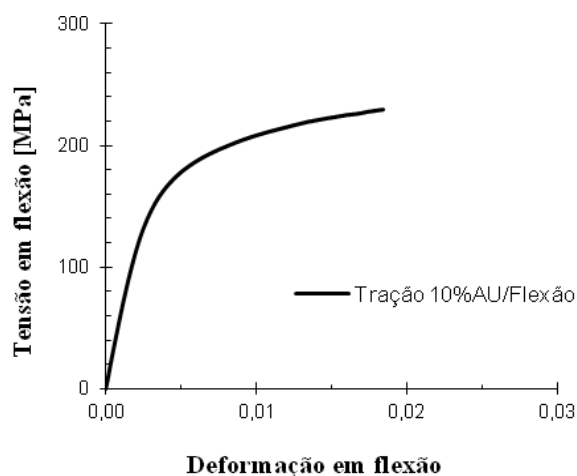
**Tabela 5.3 – Dureza Vickers das amostras da rota 2**

Rota de carregamento	Dureza Vickers
Tração 10% AU/Flexão	255 HV
Tração 80% AU/Flexão	283 HV

Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 5.3 apresenta a curva tensão x deformação em flexão obtida da rota de carregamento tração 10% AU/Flexão.

**Figura 5.3 – Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 10%AU/Flexão**

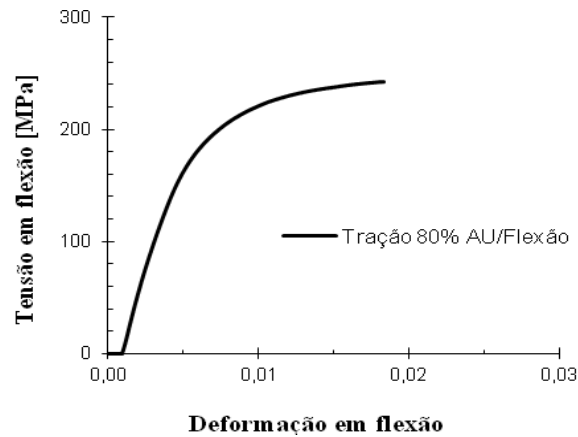


Fonte: Elaborado pelo autor



A Figura 5.4 apresenta a curva tensão x deformação em flexão obtida da rota de carregamento tração 80%AU/Flexão.

**Figura 5.4 – Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 80%AU/Flexão**



Fonte: Elaborado pelo autor

Como previsto, nota-se pela análise da Figura 5.4 que a tensão limite de escoamento em flexão do material pré-deformado em tração de 80% de AU foi superior ao detectado pela amostra tracionada de 10% de AU e em seguida flexionada ou simplesmente tracionada.

#### **5.4 Rota de carregamento 3: tração/recozimento/flexão**

Na tabela 5.4, constam os valores de dureza Vickers obtidos para as amostras da rota de carregamento 3.

**Tabela 5.4 – Dureza Vickers das amostras da rota 3**

Rota de carregamento	Dureza Vickers
Tração 10%AU/Recozimento/Flexão	257 HV
Tração 80%AU/Recozimento/Flexão	228 HV

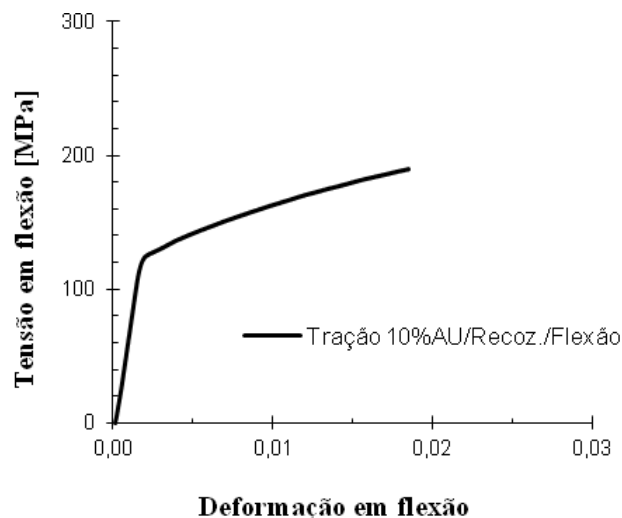
Fonte: Elaborado pelo autor

A dureza Vickers encontrada para a amostra da rota de carregamento tração 10% AU/Recozimento/Flexão apresentou valor próximo ao encontrado para a amostra da rota de carregamento tração 10%AU/Flexão.

A dureza Vickers encontrada para a amostra da rota de carregamento tração 80% AU/Recozimento/Flexão apresentou menor valor, o que evidencia que o recozimento reduz o encruamento do material em relação à amostra da rota de carregamento tração 80%AU/Flexão. Entretanto, o valor encontrado é menor em relação à amostra da rota de carregamento tração 10%AU/Recozimento/Flexão, o que indica uma possível recristalização e, por conseguinte, menor encruamento.

A Figura 5.5 apresenta a curva tensão x deformação em flexão obtida da rota de carregamento tração 10%AU/Recozimento/Flexão.

**Figura 5.5 - Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 10%AU/Recozimento/Flexão**

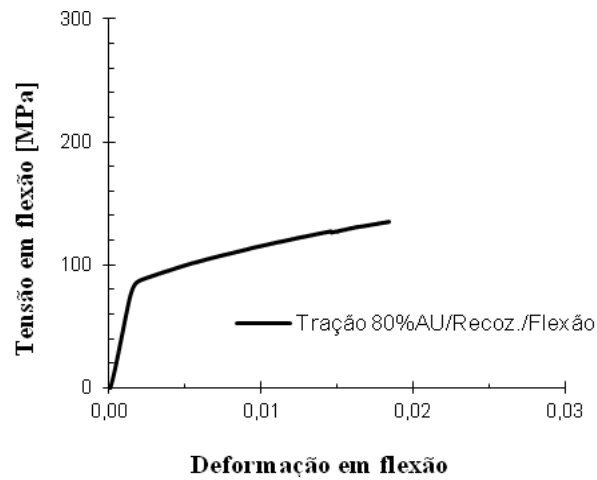


Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se ainda pela Figura 5.5 que a tensão limite de escoamento em flexão foi menor em relação à amostra da rota de carregamento tração 10%AU/Flexão, o que evidencia que o recozimento de fato reduziu o encruamento do material.

A Figura 5.6 apresenta a curva tensão x deformação em flexão obtida da rota de carregamento tração 80%AU/Recozimento/Flexão.

**Figura 5.6 - Curva tensão x deformação em flexão da rota Tração 80%AU/Recozimento/Flexão**



Fonte: Elaborado pelo autor

Nota-se através da Figura 5.6 que a tensão limite de escoamento em flexão foi menor em relação à amostra da rota de carregamento tração 80%AU/Flexão, o que evidencia que o recozimento diminuiu o encruamento do aço AISI 430.

#### **5.5 Rota de carregamento 4: tração 10% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento**

Os valores de dureza Vickers obtidos para as amostras da rota de carregamento 4 constam na tabela 5.5.

**Tabela 5.5 – Dureza Vickers das amostras da rota 4**

Rota de carregamento	Dureza Vickers
Tração 10%AU/Recozimento/Dobramento 20°	207 HV
Tração 10%AU/Recozimento/Dobramento 45°	211 HV

Fonte: Elaborado pelo autor

A dureza Vickers encontrada para a amostra da rota de carregamento tração 10% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento de 45° sugere que não houve encruamento

significativo em relação à amostra rota de carregamento tração 10% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento de 20°.

### **5.6 Rota de carregamento 5: tração 80% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento**

A tabela 5.6 apresenta os valores de dureza Vickers obtidos para as amostras da rota de carregamento 5.

**Tabela 5.6 – Dureza Vickers das amostras da rota 5**

Rota de carregamento	Dureza Vickers
Tração 80% AU/Recozimento/Dobramento 20°	166 HV
Tração 80% AU/Recozimento/Dobramento 45°	163 HV

Fonte: Elaborado pelo autor

A dureza Vickers encontrada para a amostra da rota de carregamento tração 80% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento de 20° demonstra que houve uma possível recristalização durante o tratamento térmico em relação à amostra rota de carregamento tração 10% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento de 20°.

A dureza Vickers encontrada para a amostra da rota de carregamento tração 80% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento de 45° evidencia que não houve encruamento significativo em relação à amostra rota de carregamento tração 80% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento de 20°. Em relação à amostra da rota de carregamento tração 10% de AU/recozimento/dobramento e desdobramento de 45°, nota-se que houve possível recristalização durante o tratamento térmico.

### **5.7 Rota de carregamento 6: tração/dobramento e desdobramento a 20°/cisalhamento**

Os valores de dureza Vickers obtidos para as amostras da rota de carregamento 6 constam na tabela 5.7.

**Tabela 5.7 – Dureza Vickers das amostras da rota 6**

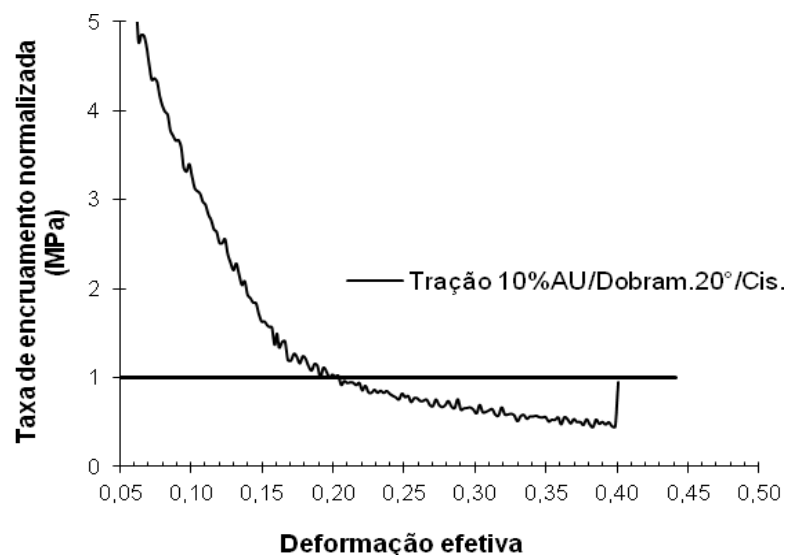
Rota de carregamento	Dureza Vickers
Tração 10%AU/Dobramento 20°/Cisalhamento	263 HV
Tração 80%AU/Dobramento 20°/Cisalhamento	272 HV

Fonte: Elaborado pelo autor

A dureza Vickers encontrada para a amostra da rota de carregamento tração 80%AU/Dobramento e desdobramento 20°/Cisalhamento destaca a ausência de encruamento significativo em relação à amostra da rota de carregamento tração 10%AU/Dobramento e desdobramento 20°/Cisalhamento.

A Figura 5.7 exibe o valor do expoente de encruamento do aço AISI 430 quando tracionado de 10% de AU (deformação de 0,0205) acompanhado por dobramento e por desdobramento de 20° e por fim, cisalhado monotonicamente.

**Figura 5.7 - Curva taxa de encruamento normalizada x deformação em flexão da rota Tração 10%AU/Dobramento e desdobramento 20°/Cisalhamento**

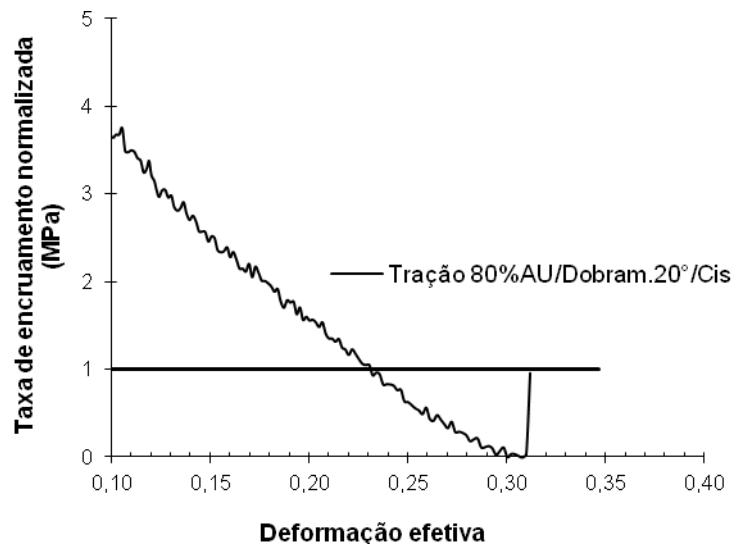


Fonte: Elaborado pelo autor

Esse resultado revela que a combinação dos modos de deformação plástica mediante o esforço de tração, tração e compressão (dobramento) e por fim o cisalhamento provocaram o acréscimo, como esperado, do encruamento do aço AISI 430, sendo isso identificado pela mudança do expoente de encruamento de 0,165 para 0,206.

De modo análogo, a Figura 5.8 apresenta a curva de taxa de encruamento normalizada em função da deformação efetiva para o aço AISI 430 tracionado de 80% do valor do alongamento uniforme acompanhado por dobramento e por desdobramento de 20° concluindo com o ensaio monotônico de cisalhamento.

**Figura 5.8 - Curva taxa de encruamento normalizada x deformação em flexão da rota Tração 80%AU/Dobramento e desdobramento 20°/Cisalhamento**



Fonte: Elaborado pelo autor

O índice de encruamento obtido nesta condição foi igual a 0,232. Em relação ao índice de encruamento no estado recebido, essa rota apresentou um acréscimo de 40,61% e de 12,62% em relação à rota de carregamento tração 10%AU/Dobramento e desdobramento 20°/Cisalhamento.

### **5.8 Rota de carregamento 7: tração/dobramento e desdobramento a 45°/cisalhamento**

Na tabela 5.8, constam os valores de dureza Vickers obtidos para as amostras da rota de carregamento 7.

**Tabela 5.8 – Dureza Vickers das amostras da rota 7**

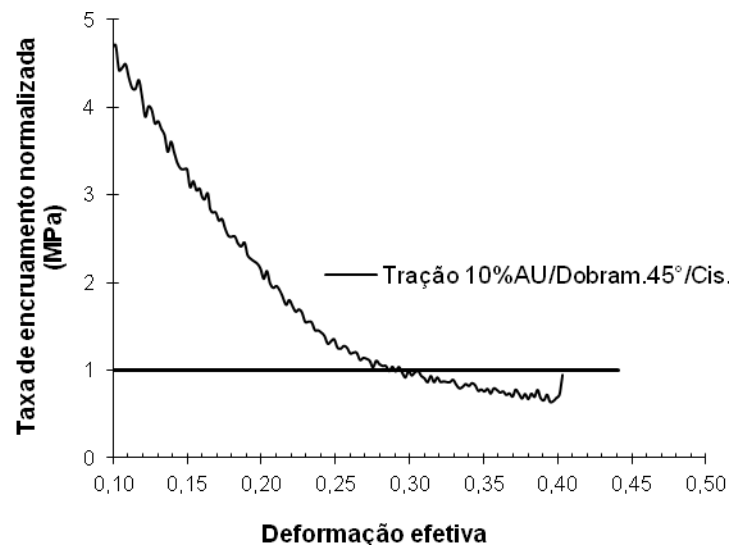
Rota de carregamento	Dureza Vickers
Tração 10%AU/Dobramento 45°/Cisalhamento	239 HV
Tração 80%AU/Dobramento 45°/Cisalhamento	262 HV

Fonte: Elaborado pelo autor

A dureza Vickers obtida para a amostra da rota de carregamento tração 80%AU/Dobramento e desdobraimento 45°/Cisalhamento foi de 262 HV, o que evidencia o encruamento em relação à amostra da rota de carregamento tração 10%AU/Dobramento e desdobraimento 45°/Cisalhamento.

A Figura 5.9 apresenta a curva taxa de encruamento normalizada x deformação efetiva obtida para a rota de carregamento tração 10%AU/Dobramento e desdobraimento 45°/Cisalhamento.

**Figura 5.9 - Curva taxa de encruamento normalizada x deformação em flexão da rota Tração 10%AU/Dobramento e desdobraimento 45°/Cisalhamento**

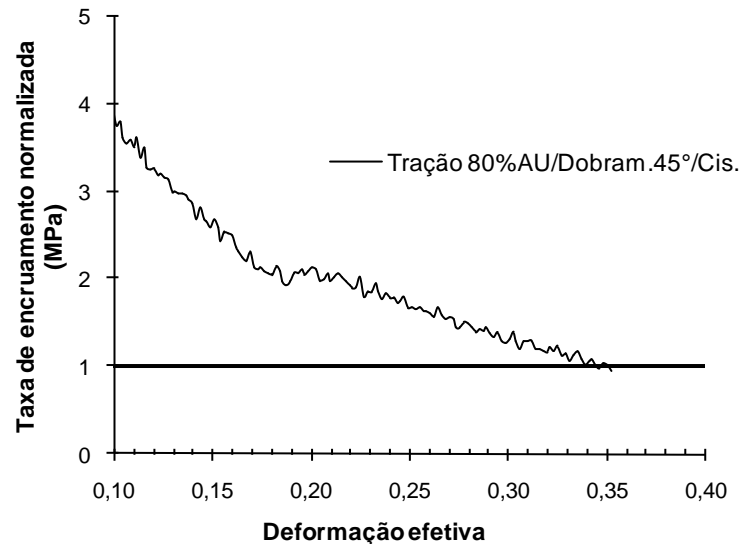


Fonte: Elaborado pelo autor

O índice de encruamento obtido foi de 0,294. Em relação ao índice de encruamento no estado recebido, essa rota apresentou um acréscimo de 78,18% e de 42,72% em relação à rota de carregamento tração 10%AU/Dobramento e desdobraimento 20°/Cisalhamento.

A Figura 5.10 apresenta a curva tensão x deformação em flexão obtida da rota de carregamento tração 80%AU/Dobramento e desdobramento 45°/Cisalhamento.

**Figura 5.10 - Curva taxa de encruamento normalizada x deformação em flexão da rota Tração 80%AU/Dobramento e desdobramento 45°/Cisalhamento**



Fonte: Elaborado pelo autor

O índice de encruamento obtido foi de 0,349. Em relação ao índice de encruamento no estado recebido, essa rota apresentou um acréscimo de 111,52%, de 50,43% em relação à rota de carregamento tração 80%AU/Dobramento e desdobramento 20°/Cisalhamento e de 18,71% em relação à rota de carregamento tração 10%AU/Dobramento e desdobramento 45°/Cisalhamento.

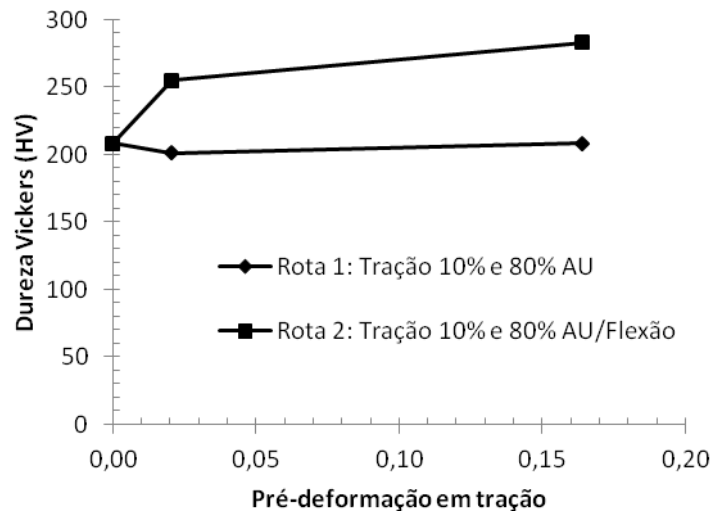
### 5.9 Dureza Vickers e expoente de encruamento

A variação da dureza Vickers em função das rotas de processamento e das respectivas variáveis de interesse (quantidade de pré-deformação em tração, condução ou não do tratamento térmico de recozimento e ângulo de dobramento) é apresentada a seguir a partir das figuras 5.11 até 5.14.

Os resultados revelam que a combinação do modo de deformação plástica (tração e flexão) e o aumento da quantidade de deformação plástica contribuíram para o aumento da dureza do aço AISI 430, Figura 5.11.

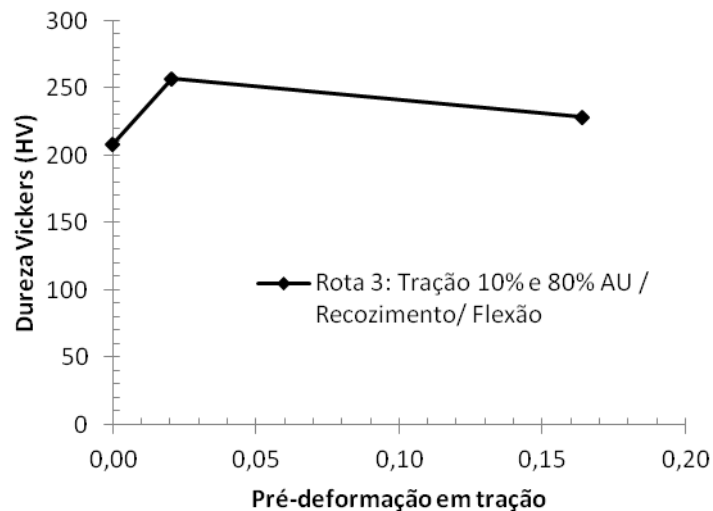


**Figura 5.11 – Dureza Vickers em função da quantidade de pré-deformação em tração para as rotas tração monotônica e tração/flexão**



Fonte: Elaborado pelo autor

**Figura 5.12 – Dureza Vickers em função da quantidade de pré-deformação em tração para a rota tração/recozimento/flexão**



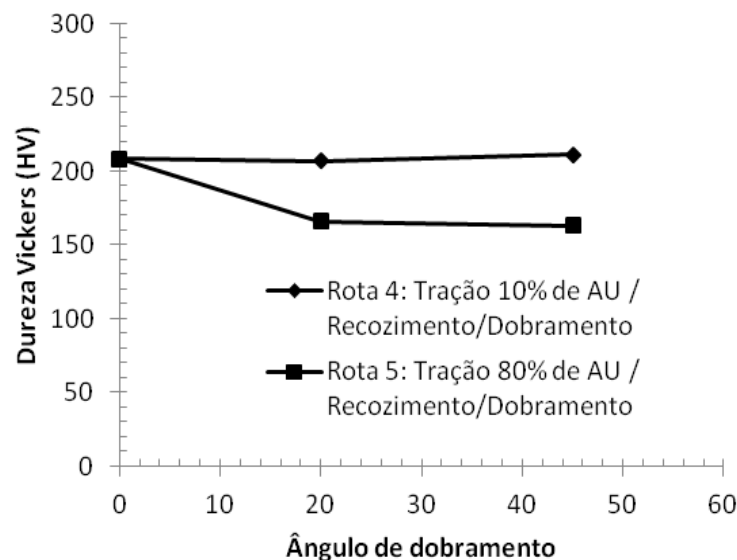
Fonte: Elaborado pelo autor

Por outro lado, a condução do tratamento térmico de recozimento anterior ao ensaio de flexão reduziu a dureza do aço AISI 430, sugerindo a ocorrência de recristalização significativa

desse aço quando a quantidade de deformação plástica prévia em tração foi igual a 80% do valor do alongamento uniforme (0,164) como demonstrado pela análise da figura 5.12.

Considerando agora o aumento do ângulo de dobramento para a rota tração/recozimento/dobrimento nota-se pela Figura 5.13 que a mudança desse valor de ângulo teve impacto inferior ao provocado pela mudança do valor da quantidade de deformação prévia em tração (10% e 80% do valor do alongamento uniforme), sendo esse efeito maior para o segundo valor de pré-deformação em tração.

**Figura 5.13 – Dureza Vickers em função do ângulo de dobramento para as rotas tração/recozimento/dobrimento do material pré-deformado de 10% e de 80% de AU**

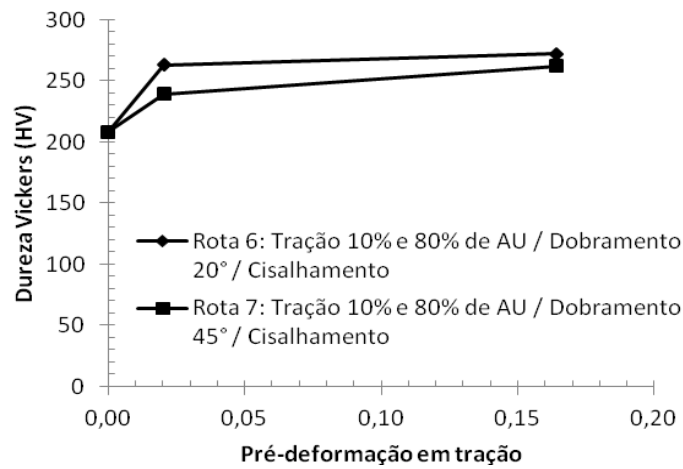


Fonte: Elaborado pelo autor

A constatação de que a influência do valor do ângulo de dobramento na dureza Vickers do aço AISI 430 quando tracionado/dobrado/cisalhado é inferior quando comparada com o efeito da mudança da quantidade de pré-deformação em tração pode ser detectada a partir da análise da Figura 5.14.

A Figura 5.14 mostra que a dureza Vickers assume praticamente o mesmo valor quando se muda o ângulo de dobramento de 20° para 45° para os mesmos valores de pré-deformação em tração.

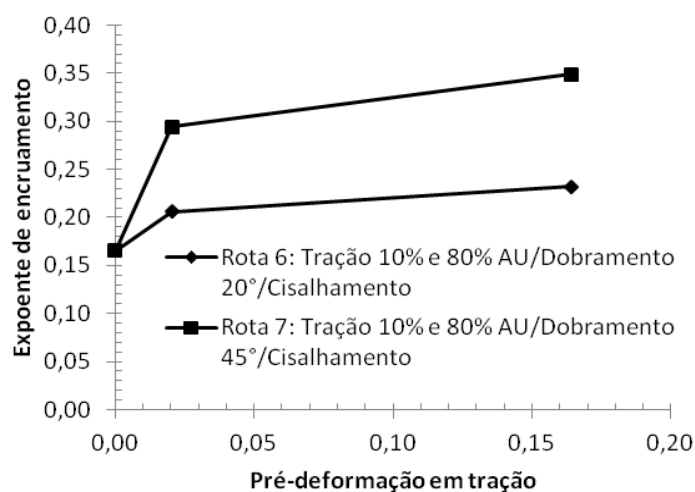
**Figura 5.14 – Dureza Vickers em função da quantidade de pré-deformação em tração para as rotas tração/dobramento/cisalhamento do material dobrado de 20° e de 45°**



Fonte: Elaborado pelo autor

Contudo, quando o valor da pré-deformação em tração é de 80% do valor do alongamento uniforme verifica-se o efeito do ângulo de dobramento e da própria quantidade de deformação prévia em tração na resistência mecânica do aço AISI 430, sendo isso indicado pelo acréscimo do expoente de encruamento com o aumento da quantidade de pré-deformação em tração (0,0205 para 0,164) e do ângulo de dobramento (20° para 45°) como exibido pela Figura 5.15.

**Figura 5.15 – Valores do expoente de encruamento em função da quantidade de pré-deformação em tração para as rotas tração<sub>10%</sub> e 80% AU/dobramento<sub>20°</sub> e 45°/cisalhamento**



Fonte: Elaborado pelo autor

## 6. CONCLUSÕES

A imposição da combinação dos esforços mecânicos de tração, de tração e compressão (dobramento), flexão e cisalhamento além da condução de tratamento térmico de recozimento ao aço AISI 430 ocasionou:

- a) a resistência mecânica do aço AISI 430 foi maior para as rotas submetidas a 80% de alongamento uniforme em tração em relação àquelas tracionadas até 10% de alongamento uniforme. Entretanto, nas rotas de carregamento com recozimento intermediário houve possível recristalização das amostras tracionadas até 80% de alongamento uniforme em tração indicada pelos menores valores de dureza e limite de escoamento;
- b) a combinação dos esforços mecânicos de tração e flexão aumentou o encruamento em relação ao estado recebido e ao estado tracionado. Além disso, o recozimento intermediário anula o efeito do encruamento, pois os valores de dureza são semelhantes aos valores encontrados nas rotas de tração/flexão;
- c) o esforço mecânico de dobramento a 20° e a 45° aplicado após o recozimento não alterou significativamente a resistência mecânica do aço AISI 430;
- d) a pré-deformação em tração de 80% do respectivo valor do alongamento uniforme do aço AISI 430 acompanhada pelo dobramento a 45° e por fim o cisalhamento do mesmo provocou maior variação nos valores do expoente de encruamento quando comparado com a mudança do valor de dureza Vickers.

## 7. REFERÊNCIAS

- DIETER, George E. **Metalurgia Mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A., 1981. 653 p.
- REED-HILL, Robert E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois S.A., 1982. 776 p.
- LOPES, Wellington. Tese de doutorado. Estudo do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 com uso da técnica de cisalhamento planar simples. **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**. Belo Horizonte, 2009, 207p.
- LOPES, Wellington. Dissertação. Efeito da pré-deformação e direção de solitação no comportamento mecânico do aço AISI 430E com uso do ensaio de cisalhamento para alterar a trajetória de deformação. **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais**. Belo Horizonte, 2006, 124p.
- SANTOS, Daniella Caluscio dos. Influência do grau de encruamento na resistência à corrosão por pite do aço inoxidável austenítico UNS S30100. **Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos do Centro Universitário da FEI**. São Bernardo do Campo, 2007, 91p.
- GRILO, Tiago Jordão. Estudo de modelos constitutivos anisotrópicos para chapas metálicas. **Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro**. 2011. Disponível em: <<http://ria.ua.pt/bitstream/10773/7137/1/5360.pdf>>. Acesso em: 27 abr. 2012.
- FERNANDES, José Waldemar. Plasticidade. **Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade de Coimbra**. 2007. Disponível em: <<https://woc.uc.pt/dem/getFile.do?tipo=2&id=1681>>. Acesso em: 11 set. 2012.
- SILVA, Hezio Rosa da. Dissertação. Efeito do tamanho de grão ultrafino nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti laminado a morno seguido de recozimento intercrítico e subcrítico. **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**. Belo Horizonte, 2007, 98p. Disponível em: <<http://www.bibliotecadigital.ufmg.br/dspace/bitstream/1843/MAPO-7R5Q9T/1/1030m.pdf>>. Acesso em: 11 set. 2012.
- OLIVEIRA, Marta Cristina Cardoso de. Algoritmos e estratégias de gestão do problema de contato com atrito em grandes deformações. Aplicação à estampagem de chapas metálicas.

**Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.** 2005. Disponível em: <<http://pt.scribd.com/doc/68483326/81/Lei-de-Encruamento#page=37>>. Acesso em: 12 set. 2012.

FERNANDES, J. V.; RODRIGUES, D. M.; MENEZES, L. F.; VIEIRA, M. F. A modified Swift law for prestrained materials. **Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra.** 1998. Disponível em: <[http://ac.els-cdn.com/S0749641998000278/1-s2.0-S0749641998000278-main.pdf?\\_tid=729ef92c2beed3e6793910974e65887f&acdnat=1336571082\\_305f3e0e9312f065bb78c794ceaea2bd](http://ac.els-cdn.com/S0749641998000278/1-s2.0-S0749641998000278-main.pdf?_tid=729ef92c2beed3e6793910974e65887f&acdnat=1336571082_305f3e0e9312f065bb78c794ceaea2bd)>. Acesso em: 27 abr. 2012.

CETLIN, P. R.; HELMAN, H. **Fundamentos da conformação mecânica dos metais.** 2 ed. São Paulo: Artliber, 2005. 264p.

GRUNING, Klaus. **Técnica da conformação.** São Paulo: Polígono, 1973. 251p.

SCHAEFFER, Lírio. **Conformação mecânica.** 3 ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2009. 167p.

POLLACK, Antônio Valenciano. **Manual prático de estampagem.** São Paulo: Hemus, 1974. 203p.

AHMETOGLU, M. A.; ALTAN, T; KINZEL, G. L. Improvement of part quality in stamping by controlling blank-holder force and pressure. *Journal of Materials Processing Technology*, [s.l.], n. 33, p. 195-214. 1992.

SHIN, Hyung-Joon; AN, Joong-Kyu; PARK, Soo Ho; LEE, Dong Nyung. The effect of texture on ridging of ferritic stainless steel. *Acta Materialia*, [s.l.], n. 51, p. 4693-4706. 2003.

HUH, M.-Y; ENGLER, O. Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17%Cr ferritic stainless steel sheet. *Materials Science and Engineering*, [s.l.], n. A308, p. 74-87. 2001.

KARBASIAN, H; TEKKAYA, A.E. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, [s.l.], n. 210, p. 2103-2118. 2010.

MALAVOLTA, Alexandre Tácito. Metodologia para determinação dos parâmetros utilizados em uma nova superfície de escoamento anisotrópica para processos de conformação de chapas metálicas. **Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo**. São Carlos, 2008. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/18/18135/tde-17012011-140224/pt-br.php>>. Acesso em: 27 abr. 2012.

BUTUC, Marilena C.; TEODOSIU, Cristian; BARLAT, Frédéric; GRACIO, José J. Analysis of sheet metal formability through isotropic and kinematic hardening models. **Centro de Tecnologia Mecânica e Automação da Universidade de Aveiro**. [s.l.], [s.d.]. Disponível em: <[http://ac.els-cdn.com/S0997753811000398/1-s2.0-S0997753811000398-main.pdf?\\_tid=41436a1836e4b85b101ea14317828783&acdnat=1336571804\\_a7c8de927acd2381683072705d4f5629](http://ac.els-cdn.com/S0997753811000398/1-s2.0-S0997753811000398-main.pdf?_tid=41436a1836e4b85b101ea14317828783&acdnat=1336571804_a7c8de927acd2381683072705d4f5629)>. Acesso em: 9 mai. 2012.

OLIVEIRA, M. C.; ALVES, J. L.; CHAPARRO, B. M.; MENEZES, L. F. Study on the influence of work-hardening modeling in springback prediction. **Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra**. [s.l.], [s.d.].

RAUCH, E. F. The flow Law of mild steel under monotonic or complex strain path. *Solid State Phenomena*, v. 23-24, p. 317-334, 1992.

GUIDA, Roberto Bamenga. Dissertação. Comparação da estampabilidade de chapas de aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio obtidas através de duas rotas de fabricação. **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais**. Belo Horizonte, 2006, 183p.

CORRÊA, E. C. S.; AGUILAR, M. T. P.; SILVA, E. M. P.; CETLIN, P. R. The effect of sequential tensile and cyclic torsion straining on work hardening of steel and brass. Disponível em: <[http://ac.els-cdn.com/S0924013603005752/1-s2.0-S0924013603005752-main.pdf?\\_tid=9e6218f21ebbadf8683315684adfccf7&acdnat=1334573981\\_5780a0199e6ccc80aff95bc4404521eb](http://ac.els-cdn.com/S0924013603005752/1-s2.0-S0924013603005752-main.pdf?_tid=9e6218f21ebbadf8683315684adfccf7&acdnat=1334573981_5780a0199e6ccc80aff95bc4404521eb)>. Acesso em: 9 mai. 2012.

IDRISSI, H.; RENARD, K.; SCHRYVERS, D.; JACQUES, P.J. On the relationship between the twin internal structure and the work-hardening rate of TWIP steels. **Departamento de Física da Universidade de Antuérpia**. [s.l.], [s.d.]. Disponível em:<[http://ac.els-cdn.com/S1359646210004872/1-s2.0-S1359646210004872-main.pdf?\\_tid=ccfaa48e133c6c80fefe02770beed90c&acdnat=1334573786\\_9f045ddb90cd1c9a1d5f7218cd26077c](http://ac.els-cdn.com/S1359646210004872/1-s2.0-S1359646210004872-main.pdf?_tid=ccfaa48e133c6c80fefe02770beed90c&acdnat=1334573786_9f045ddb90cd1c9a1d5f7218cd26077c)>. Acesso em: 9 mai. 2012.

GONZALEZ, Berenice Mendonça; SANTOS, Dagoberto Brandão; DUARTE, Dayanna Moreira; RIBEIRO, Érica Aparecida Silva; DUTRA, Lorena Freitas. Características do encruamento do aço TWIP alto Mn e baixo carbono laminado a frio e recozido. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, v. 6, n. 4, p. 225-229, abr.-jun. 2010.

CASTRO, Geovane Martins; ROSSI, Edson Hugo; CASTRO, Luiz Fernando Andrade de; SANTOS, Dagoberto Brandão. Caracterização da carepa em aço inoxidável ferrítico ABNT 430. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, São Paulo, v.3. n.1, p. 40-44, jul.-set. 2006. Disponível em: < <http://www.abmbrasil.com.br/materias/download/79180.pdf>>. Acesso em: 28 ago. 2012.

Catálogo APERAM. Aços inoxidáveis: aplicações e especificações. Disponível em: <<http://www.acesita.com.br/port/arquivos/Acos-Inoxidaveis-Aplicacoes-e-Especificacoes.pdf>>. Acesso em: 28 ago. 2012.