

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

ESCOLA DE ENGENHARIA DA UFMG

CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MINAS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**INFLUÊNCIA DO ESQUEMA DE LAMINAÇÃO
SOBRE A TEXTURA DE CHAPAS DE AÇO
INOXIDÁVEL ABNT 430 LAMINADAS À FRIO**

ALUNO: Jefferson José Vilela

ORIENTADOR: Horacio Helman

INFLUÊNCIA DO ESQUEMA DE LAMINAÇÃO SOBRE A TEXTURA DE CHAPAS
DE AÇO INOXIDÁVEL LAMINADAS A FRIO

Jefferson José Vilela

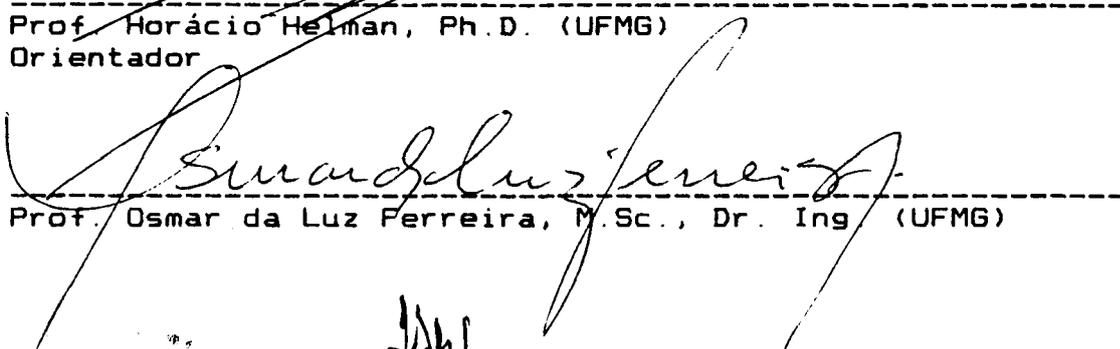
Dissertação submetida à Comissão Examinadora designada pelo
Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas
Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de
Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas.

Aprovada em 25 de setembro de 1992

Por:



Prof. Horácio Helman, Ph.D. (UFMG)
Orientador



Prof. Osmar da Luz Ferreira, M.Sc., Dr. Ing. (UFMG)



Eng.º Juan Alberto Giosa, M.Sc. (ACESITA)

Aprovado pelo Colegiado do CPGEM.



Prof. Renato Minelli Figueira
Coordenador do CPGEM/UFMG

Deus é inexorável no oferecimento de dons. Deu-me apenas a teimosia de uma mula. Não! Deu-me um agudo sentido de olfato.

Albert Einstein

Á minha avó Esther da Mata Villela (In memoriam)

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram na realização deste trabalho, e em particular:

Ao professor Horacio Helman, meu orientador, pelas sugestões e pelo acompanhamento da pesquisa;

Ao eng.^o M.Sc. Juan Alberto Giosa pelas sugestões e críticas apresentadas;

Ao professor Osmar da Luz Ferreira pelas sugestões e pelo auxílio na análise das texturas;

Ao eng.^o M.Sc. Julio Márcio da Silveira e Silva, pelo incentivo e auxílio na fase experimental;

Ao físico M.Sc. Alfredo Franco Lima pelo programa computacional que desenvolve as figuras de polo;

Ao eng.^o M.Sc. Paulo Roberto Pereira Andery pelas críticas e sugestões na redação da tese;

Ao funcionário Ariosvaldo de Oliveira Fernandes pelo auxílio na fase experimental;

À ACESITA (Aços Especiais Itabira) pela fornecimento do material (aço inoxidável ABNT 430), confecção dos corpos de prova para o ensaio de tração e auxílio na realização dessa pesquisa;

À BRASIMET pela doação do sal para o banho e à Irmãos Aires SA e ao SENAI de REFFSA (Rede Ferroviária Federal) pela confecção da

cuba do banho de sal;

E também aos professores, funcionários e colegas do CPQEM; da biblioteca; do departamento de Engenharia Metalúrgica: dos laboratórios de fundição, metalurgia física, soldagem, análise química, fotografia, conformação mecânica e raio-X, da secretaria e da oficina mecânica e aos funcionários da Fundação Christiano Ottoni.

SUMÁRIO

	Página
1 - Introdução	15
2 - Objetivo	17
3 - Fundamentação Teórica	18
3.1 - Textura	18
3.1.1 - Textura Cristalográfica de Laminação	20
3.1.2 - Textura Cristalográfica de Recristalização	22
3.1.3 - Avaliação da Textura Cristalográfica por meio de Figuras de Polo Obtidas através de Difração de Raio-X	23
3.2 - Anisotropia da Deformação Plástica	24
3.2.1 - Critério de Escoamento de Hill para Materiais Anisotrópicos	26
3.2.2 - Avaliação da Anisotropia da Deformação Plástica	28
3.2.2.1 - O coeficiente r de Lankford, Anisotropia Planar e Normal	32
3.2.2.2 - O orelhamento no teste de estampagem profunda	34
3.3 - Algumas Propriedades do Aço Inoxidável Ferrítico ABNT 430	34
3.4 - O Processo de Laminação a Frio	37
3.5 - O Processo de Estampagem Profunda	37
3.5.1 - O Teste de Estampabilidade de Swift	38
3.6 - O Tratamento Térmico de Recristalização em Banho de Sal	40
4 - Revisão Bibliográfica	42
4.1 - A índices Utilizados para Avaliar a Conformabilidade de chapas	42
4.2 - A Influência dos Elementos Intertisciais na Anisotropia da Deformação Plástica	42
4.3 - A Influência da Redução a Frio na Anisotropia da	

Deformação Plástica	43
4.4 - A Influência do Tratamento Térmico na Textura	45
4.5 - A Influência da Razão $\Delta r/\bar{r}$ no Orelhamento no Processo de Estampagem Profunda	45
4.6 - O Orelhamento na Estampagem Profunda para Diferentes Materiais	45
4.7 - As texturas Encontradas na Ferrita	49
4.8 - As Texturas Desenvolvidas por Cisalhamento	49
4.9 - A Relação entre o Coeficiente de Lankford e a Textura do Material	50
5 - Metodologia	52
5.1 - Laminação a Frio	52
5.2 - Obtenção da Curva Dureza X Tempo de Recozimento	52
5.3 - Tratamento Térmico de Recristalização em Banho de Sal	56
5.4 - Taxa de Aquecimento no Tratamento Térmico de Recristalização em Banho de Sal	56
5.5 - Teste de Estampabilidade de Swift	56
5.6 - Medições de Orelhamento nos Copos Obtidos no Teste de Swift	57
5.7 - Obtenção do Coeficiente r de Lankford, Δr e \bar{r}	57
5.8 - Preparação da Amostras para Obtenção das Figuras Polo pelo Método Difratométrico de Raio-X	59
5.9 - Obtenção das Figuras de Polo pelo Método Difratométrico de Raio-X	59
6 - Resultados	61
6.1 - Análise Química	61
6.2 - Gráfico Dureza X Tempo de Recozimento	61
6.3 - Taxa de Aquecimento no Tratamento Térmico de Recristalização em Banho de Sal	61
6.4 - Medidas do Orelhamento nos Copos Obtidos Teste Swift	61
6.5 - O coeficiente r de Lankford, Anisotropia Planar e Normal	66

6.6 - Figuras de Polo Obtidas pelo Método Difratométrico de Raio-X	66
7 - Discussão de Resultados	80
7.1 - A Influência do Esquema de Laminação na Anisotropia da Deformação Plástica	80
7.2 - A Influência do Esquema de Laminação nos Índices de Estampabilidade do Aço ABNT 430	80
7.3 - A Comparação entre as Texturas Desenvolvidas nos Diferentes Esquemas de Laminação	81
7.4 - A Influência da Textura no Orelhamento	83
8 - Conclusões	86
9 - Sugestões para Trabalhos Futuros	87
10- Referências	88

RESUMO

No presente trabalho analisa-se a influência do esquema de laminação sobre a textura resultante em chapas de aço inoxidável ferrítico ABNT 430.

A avaliação da textura das chapas é realizada através de figuras de polo obtidas pelo método difração de raio-X.

A avaliação do grau de anisotropia é realizada através da altura das orelhas, produzidas em corpos de prova submetidos a testes de estampabilidade profunda (Teste de Swift), após os esquemas de laminação e pelo coeficiente r , de Lankford. Também são apresentadas as figuras de polo para os diferentes esquemas de laminação.

O esquema de laminação cruzada (a 90° com a direção de laminação) é o que apresentou o maior grau de isotropia. A porcentagem de orelhamento encontrada foi semelhante ao limite inferior da faixa encontrada no aço carbono acalmado ao alumínio, de estampabilidade extra profunda.

ABSTRACT

In the present work, the influence of the rolling schedule on the texture of a ferritic stainless steel sheet (ABNT 430), is analyzed.

The evaluation of the sheets texture was done through the analysis of X-rays pole figures.

The anisotropy level was evaluated through the earing behaviour developed during the deep drawing test (Swift cup test) and the Lankford "r" coefficient, after each considered rolling scheme. X-rays pole figures corresponding to the different rolling schedules, are also presented.

The 90° cross rolling schedule (90° with the original rolling direction) showed the higher degree of isotropy. The obtained earing proportion was comparable to the lower values corresponding to a high class deep drawing, aluminium killed, carbon steel quality.

LISTA DE TABELAS

	Página
4.1 - A porcentagem de orelhamento para diferentes materiais.	48
6.1 - Composição química do aço fornecido.	62
6.2 - Resultados da dureza para diferentes tempos.	63
6.3 - Porcentagem de orelhamento para os diferentes esquemas de laminação.	63
6.4 - Valores obtidos pelo ensaio de tração.	67
6.5 - Medidas do perfil da borda da amostra laminada a 0°.	67
6.6 - Medidas do perfil da borda da amostra laminada a 45°.	68
6.7 - Medidas do perfil da borda da amostra laminada a 90°.	68
6.8 - Classificação dos níveis de intensidade de raio-X nas figuras de polo.	74
6.9 - Convenção de símbolos das componentes de texturas analisadas	74
7.1 - Componentes de textura obtidas por Cunha.	85
7.2 - Componentes de textura obtidas nos diferentes esquemas de laminação.	85

LISTAS DE FIGURAS

	Página
3.1 - Um monocristal sendo deformado numa máquina de ensaio de tração comum.	19
3.2 - Texturas ideais.	21
3.3 - Difração por Raio-X.	25
3.4 - Superfície de escoamento para materiais anisotrópicos.	29
3.5 - Representação gráfica da generalização do critério de Hill para $r = 0,5$.	30
3.6 - Representação gráfica da generalização do critério de Hill para $r = 2,0$.	31
3.7 - Posição de retirada de amostra na chapa para obtenção de \bar{r} e Δr .	33
3.8 - Avaliação de Δr pelo teste de Swift.	35
3.9 - Esquema do teste de Swift.	39
3.10- Correlação entre RDC e o valor \bar{r} .	41
4.1 - O valor de r para diferentes ângulos no aço ABNT 430.	44
4.2 - Variação de \bar{r} e Δr para diferentes reduções.	46
4.3 - Relação entre o orelhamento e o $\Delta r/\bar{r}$.	47
4.4 - Escorregamento em feixe.	51
5.1 - Fluxograma.	53
5.2 - Esboço da chapa cortada para a laminação a 45° .	54
5.3 - Curva dureza x tempo.	55
5.4 - Metodologia de medição da altura das orelhas.	58
5.5 - Esquema da montagem para a obtenção para difração no raio-x.	60
6.1 - Curva dureza x tempo de recozimento.	63
6.2 - Ciclo de aquecimento do tratamento térmico em banho de sal.	64
6.3 - Perfil de orelhamento da amostra laminada a 0° e recozida.	69
6.4 - Perfil de orelhamento da amostra laminada a 45° e recozida.	70

6.5 - Perfil de orelhamento da amostra laminada a 90° e recozida.	71
6.6 - Foto do copo laminado a 0° e recozido.	72
6.7 - Foto do copo laminado a 45° e recozido.	72
6.8 - Foto do copo laminado a 90° e recozido.	73
6.9 - Figura de Polo da amostra recebida.	75
6.10- Figura de Polo da amostra laminada a 0° (encruada).	76
6.11- Figura de Polo da amostra laminada a 0° e recozida.	77
6.12- Figura de Polo da amostra laminada a 90° (encruada).	78
6.13- Figura de Polo da amostra laminada a 90° e recozida.	79

CONVENÇÃO DE SÍMBOLOS

- λ - comprimento de onda de raio x.
- N - número inteiro
- d - espaçamento da rede cristalográfica.
- θ - ângulo entre raio difratado e o plano difratado.
- J_2' - 2^o invariante desviador.
- σ_x - tensão normal ao eixo x.
- σ_y - tensão normal ao eixo y.
- σ_z - tensão normal ao eixo z.
- τ_{xy} - tensão de cisalhamento no plano xy.
- τ_{yz} - tensão de cisalhamento no plano yz.
- τ_{zy} - tensão de cisalhamento no plano zy.
- k - valor crítico para a deformação elástica.
- σ_1, σ_2 e σ_3 - tensões principais.
- Y - tensão de escoamento de tração uniaxial.
- $f(\sigma_{ij})$ - função do limite de escoamento plástico
- F, G, H, L, M, N - constantes de anisotropia do critério de Hill.
- X - tensão uniaxial de escoamento no eixo x.
- r - coeficiente de anisotropia.
- p - razão entre as deformações no eixo x e z
- a - coeficiente da generalização do critério de Hill.
- ϵ_v - deformação logarítmica na largura.
- ϵ_t - deformação logarítmica na espessura.
- w_0 - largura inicial
- w_f - largura final
- l_0 - comprimento inicial
- l_f - comprimento final
- r_0 - coeficiente de anisotropia a 0° com a direção de laminação.
- r_{45} - coeficiente de anisotropia a 45° com a direção de laminação.
- r_{90} - coeficiente de anisotropia a 90° com a direção de laminação.
- Δr - coeficiente de anisotropia planar.
- \bar{r} - coeficiente de anisotropia normal.
- RDC - razão dos diâmetros críticos

LDR - Limit Drawing Ratio

D_p - diâmetro do punção

D_o - diâmetro do esboço

n - coeficiente de encruamento

LE - limite de escoamento

LR - limite de ruptura

δ - alongamento à ruptura

PO - porcentagem de orelhamento

\bar{H} - altura média das orelhas.

H_{max} - altura máxima da orelha.

H_{min} - altura mínima da orelha.

ΔH - diferença entre a altura máxima e altura mínima das orelhas.

$\Delta H/\bar{H}$ - porcentagem de orelhamento.

1 - Introdução

O aço inoxidável ferrítico 430 é comumente empregado em produtos que requerem resistência a corrosão, boa aparência e capacidade de conformação, sendo que algumas aplicações deste aço exigem que sua conformabilidade seja aprimorada.

As propriedades do aço úteis para a sua aplicação em cabo elétrico, é bem diferente das desejáveis em uma chapa, logo, a textura que conferirá as propriedades desejáveis aos dois produtos serão provavelmente diferentes. Para a indústria, a textura do material serve para uma avaliação das propriedades finais dos produtos.

Uma orientação forte dos grãos (textura) pode produzir uma anisotropia nas propriedades mecânicas, no plano da chapa fina. Isto origina respostas desiguais do material durante as operações de fabricação e conformação, e portanto, a textura deve ser considerada como um fator de projeto.

O conhecimento das variáveis que influenciam a textura torna-se cada vez mais importante para a indústria de conformação de chapas. A laminação é o processo utilizado para produzir chapas e por isto as texturas desenvolvidas neste processo são importantes para as futuras aplicações da chapa.

O processo de conformação de chapas torna-se muito importante, já que permite que formas complexas sejam fabricadas, com um peso bem inferior às formas similares obtidas por outro processo.

A textura das chapas influencia o tamanho e posição das orelhas que ocorrem nos corpos de prova submetidos a estampagem profunda e a própria estampabilidade profunda. As chapas destinadas aos processos de estampagem devem ter uma textura que atenda as

exigências do produto. O ideal é que a textura da chapa confira ao produto pequeno orelhamento e alta estampabilidade, que é avaliada através do teste Swift.

2 - Objetivo.

O objetivo do trabalho é encontrar um esquema de laminação que minimize a anisotropia planar das deformações plásticas em chapas de aço inoxidável ferrítico ABNT 430.

A avaliação do grau de anisotropia será feita pelos testes de Swift, ensaios de tração (coeficiente r , \bar{r} Δr) e pela análise de figuras de polo.

3 - Fundamentação Teórica

3.1 - Textura

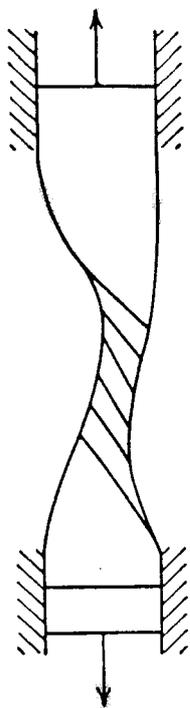
A textura é consequência de uma tendência estatística para a orientação cristalográfica, que se desenvolve durante uma grande deformação(1), ou durante a recristalização.

Quando um monocristal é deformado, os sistemas cristalográficos de escorregamento (plano + direção) são ativados. No ensaio de tração convencional, o movimento do cabeçote da máquina é restrito ao eixo das garras, uma vez que estas devem permanecer alinhadas. Ao contrário, os planos de deslizamento sofrem uma rotação no sentido do eixo de tração, uma vez que o monocristal se alonga, e a direção de deslizamento sofre uma rotação para o eixo de tração, como ilustra a figura 3.1 (2).

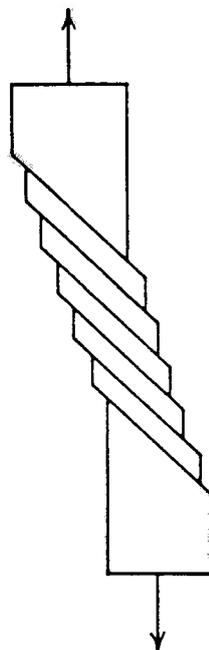
Geralmente a direção de deformação é fixa nos processos de conformação mecânica, e não permite o livre escorregamento dentro dos grãos. Dessa forma, os planos cristalográficos sofrem uma rotação no sentido da deformação, surgindo assim uma orientação preferencial desses grãos. Isto acontece de forma bem mais complexa num material policristalino, onde vários sistemas de escorregamento são ativados ao mesmo tempo, causando fragmentação e dobramento da rede (2).

Devido as restrições impostas pela presença de grãos vizinhos é praticamente impossível se obter uma textura de deformação perfeita (todos os grãos identicamente orientados). O processo é gradual. A mudança de orientação ocorre com o fluxo plástico até que uma textura estável seja atingida (3).

A orientação preferencial dos grãos é uma condição puramente cristalográfica, não existindo relação com a forma dos grãos(3).



Com restrição.



Sem restrição.

Fig. 3.1 - Um monocrystal sendo deformado numa máquina de ensaio de tração comum.

A natureza e o grau de textura de deformação dependem do material, presença de elementos de liga, partículas de segunda fase, natureza da deformação (estado de tensões), tratamento térmico anterior, textura inicial, tamanho do grão inicial, taxa de deformação e da temperatura de deformação (principalmente se alta o suficiente para permitir que a recristalização ocorra durante a deformação)(3).

Uma distinção deve ser feita entre fibramento cristalográfico (textura), produzido por uma reorientação dos grãos durante a deformação ou recristalização e fibramento mecânico, o qual é obtido pelo alinhamento de inclusões, cavidades e constituintes de segunda fase na direção principal do trabalho mecânico (2).

As texturas cristalográficas são normalmente descritas em termos de índices de Miller. A textura das chapas é descrita como $(hkl)[uvw]$, significando que o plano (hkl) dos grãos é aproximadamente paralelo ao plano da chapa e à direção $[uvw]$ é coincidente com a direção de laminação (3). As texturas ideais, descritas por Backofen, são: $\langle 100 \rangle [001]$ cubo na face, $\langle 110 \rangle [001]$ e $\langle 100 \rangle [011]$ cubo na aresta, $\langle 111 \rangle [11\bar{2}]$ cubo no vértice(4), que estão apresentadas na figura 3.2. Os dois tipos de orientação preferencial mais conhecidos são as texturas de recristalização e deformação (3). As texturas de recristalização dos materiais ccc são bastante semelhantes as texturas de laminação. São compostas de $\langle 111 \rangle [11\bar{2}]$, $\langle 100 \rangle [110]$, $\langle 112 \rangle [1\bar{1}0]$ e $\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$ (3).

3.1.1 - Textura Cristalográfica de Laminação

Quando um material policristalino é laminado, apresenta uma tendência estatística para uma orientação cristalográfica preferencial, devido a rotação dos sistemas de deslizamento na direção predominante de deformação. A orientação preferencial resultante da deformação plástica é fortemente dependente dos

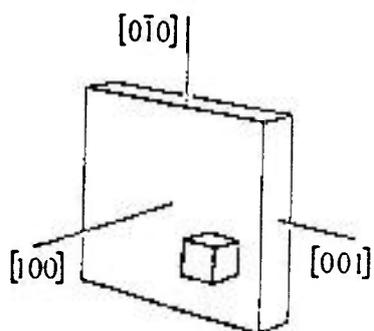
A natureza e o grau de textura de deformação dependem do material, presença de elementos de liga, partículas de segunda fase, natureza da deformação (estado de tensões), tratamento térmico anterior, textura inicial, tamanho do grão inicial, taxa de deformação e da temperatura de deformação (principalmente se alta o suficiente para permitir que a recristalização ocorra durante a deformação)(3).

Uma distinção deve ser feita entre fibramento cristalográfico (textura), produzido por uma reorientação dos grãos durante a deformação ou recristalização e fibramento mecânico, o qual é obtido pelo alinhamento de inclusões, cavidades e constituintes de segunda fase na direção principal do trabalho mecânico (2).

As texturas cristalográficas são normalmente descritas em termos de índices de Miller. A textura das chapas é descrita como $(hkl)[uvw]$, significando que o plano (hkl) dos grãos é aproximadamente paralelo ao plano da chapa e à direção $[uvw]$ é coincidente com a direção de laminação (3). As texturas ideais, descritas por Backofen, são: $\langle 100 \rangle [001]$ cubo na face, $\langle 110 \rangle [001]$ e $\langle 100 \rangle [011]$ cubo na aresta, $\langle 111 \rangle [11\bar{2}]$ cubo no vértice(4), que estão apresentadas na figura 3.2. Os dois tipos de orientação preferencial mais conhecidos são as texturas de recristalização e deformação (3). As texturas de recristalização dos materiais ccc são bastante semelhantes as texturas de laminação. São compostas de $\langle 111 \rangle [11\bar{2}]$, $\langle 100 \rangle [110]$, $\langle 112 \rangle [1\bar{1}0]$ e $\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$ (3).

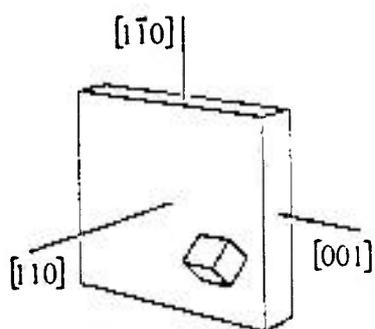
3.1.1 - Textura Cristalográfica de Laminação

Quando um material policristalino é laminado, apresenta uma tendência estatística para uma orientação cristalográfica preferencial, devido a rotação dos sistemas de deslizamento na direção predominante de deformação. A orientação preferencial resultante da deformação plástica é fortemente dependente dos



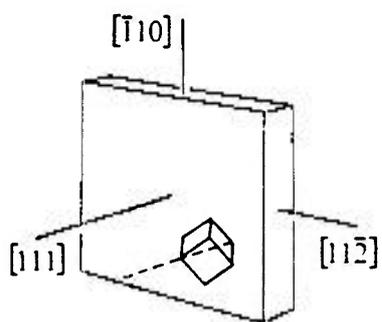
$(100) [001]$

Cubo na face.



$(110) [001]$

Cubo na aresta.



$(111) [11\bar{2}]$

Cubo no vértice.

Fig. 3.2 - Texturas ideais.

sistemas de escorregamento e de maclação disponíveis para a deformação, mas não é geralmente afetada pelas variáveis do processo, tais como ângulo da matriz de trefilação, diâmetro dos cilindros de laminação, velocidade de deformação e deformação por passe. As variáveis mecânicas mais importantes são geometria do escoamento e quantidade de deformação (redução). Dessa forma, uma mesma textura de deformação pode ser produzida se uma barra de seção circular é obtida por laminação ou trefilação(2).

Na deformação de uma rede CCC, é possível ocorrer escorregamento em quatro direções de cada um dos 12 planos de deslizamento. Isto dá origem a um emaranhado de deslocações. Observações com microscopia eletrônica tem mostrado que, após a laminação, as células de deslocações tendem a alongar-se na direção de laminação (5).

As texturas de laminação mais comuns na estrutura ccc são $\langle 100 \rangle \langle 110 \rangle$, $\langle 112 \rangle \langle 110 \rangle$ e $\langle 111 \rangle \langle 112 \rangle$ e na estrutura CFC é $\langle 112 \rangle \langle 111 \rangle$ (2).

3.1.2 - Textura Cristalográfica de Recristalização

A recristalização consiste em reagrupamento de átomos, por difusão, através dos contornos dos grãos deformados, de tal modo que os átomos passam ocupar novas posições, segundo uma orientação diferente no novo grão(7). Durante o recozimento de um metal que sofreu deformação, desenvolve-se geralmente uma textura diferente e mais acentuada que a anterior (2).

Roberts apresentou três teorias sobre a textura de recozimento(5):

1^a) A textura é estabilizada com a formação de núcleos com certas direções. Nestes núcleos se dá o crescimento dos grãos sem interferência de uns sobre outros, com apreciável diferença de

orientação, o que é conhecido como nucleação orientada.

2^a) Os núcleos de todas as orientações estão relacionadas, e alguns núcleos crescem mais rapidamente que os outros, dependendo de suas orientações. Este é o crescimento orientado.

3^a) Ambas hipóteses anteriores ocorrem simultaneamente.

As variáveis que afetam a textura de recozimento são as seguintes: a textura produzida pela deformação, composição química, tamanho do grão inicial, orientação dos grãos de elementos de liga, temperatura e tempo de recozimento(2).

Geralmente não se obtém isotropia por meio da recristalização. Às vezes consegue-se produzir isotropia, fazendo oscilar a temperatura em torno da temperatura correspondente a uma mudança de fase ou utilizando os fatores que favorecem a formação de grãos finos recristalizados(1)(2).

3.1.3 - Avaliação da Textura Cristalográfica por meio de Figuras de Polo Obtidas através de Difração de Raio-X

As projeções estereográficas permitem o mapeamento das direções cristalográficas em duas dimensões. A figura de polo é uma representação em projeção estereográfica da distribuição dos polos de uma família específica de planos cristalográficos, em relação a um referencial constituído pelo plano da chapa e pela direção de laminação. A figura de polo mostra a variação da densidade de polos dos planos escolhidos com a direção(3).

As figuras de polo podem ser obtidas pelo método fotográfico ou pelo método difratométrico. A difração ocorre quando o raio-x de uma dada frequência atinge um átomo e a interação com os elétrons causa vibração dos mesmos com uma frequência igual a da radiação incidente. Tornando-se cargas elétricas vibrantes, os elétrons

re-irradiam raio-X com a mesma frequência de vibração. Os raios assim gerados propagam-se em todas as direções(3). Para certos ângulos a difração é máxima, obedecendo a lei de Bragg, descrita pela equação 3.1 e ilustrada pela figura 3.3.

$$d = N\lambda \sin(\theta) \quad (\text{Equação de Bragg}) \quad (3.1)$$

As determinações experimentais da textura são realizadas com o auxílio dos raios-X monocromáticos. Se a orientação é aleatória, os polos distribuem-se uniformemente sobre sua projeção, mas se existe uma orientação preferencial os polos se aglomeram em certas regiões(2).

A radiação a ser difratada por um cristal deve ter um comprimento de onda aproximadamente igual ao espaçamento de rede. A presença ou ausência de orientação preferencial pode ser seguramente evidenciada por difração de raio-X. O comprimento de onda utilizado na obtenção de figuras de polo é $\lambda_{\text{raio-X}} = 0,5$ a $2,5 \text{ \AA}$ (3).

3.2 - Anisotropia da Deformações Plástica

Anisotropia é a variação de uma determinada propriedade do material (mecânica, elétrica, magnética, térmica, etc) com a direção. Se o material não apresenta este tipo de variação então ele é isotrópico. Se o material apresenta propriedades iguais em todos os pontos então ele é homogêneo. Um material anisotrópico pode ser homogêneo.

Existem três fontes de anisotropia: tensões internas, linhas de segregação e textura cristalográfica(8). A anisotropia das deformações plásticas aparece por causa da textura(9). A anisotropia da fratura surge devido ao alinhamento de inclusões, de vazios e de uma 2ª fase, precipitada por trabalho mecânico(1).

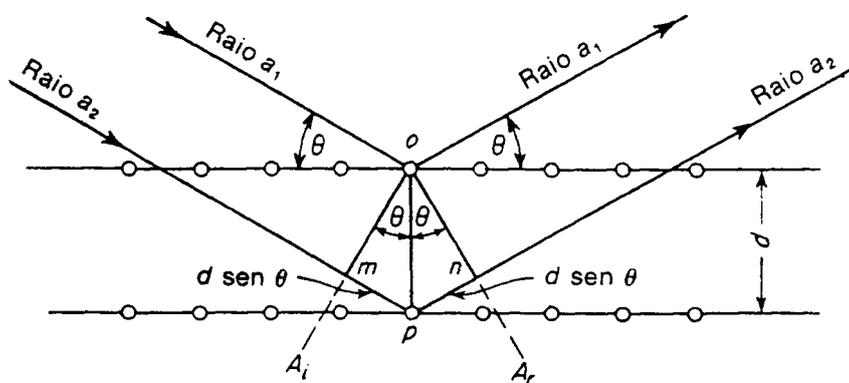


Fig. 3.3 - Difração por raio-x.

A anisotropia devida a textura cristalográfica, reflete homogeneamente no comportamento do material, é uma propriedade intrínseca e fundamental do mesmo. Em casos extremos, reflete-se também no seu comportamento quanto ao modo de fratura(8).

3.2.1 - Critério de Escoamento de Hill para Materiais Anisotrópicos

Em relação ao espaço de tensões, existe uma superfície que separa o regime elástico e o regime plástico. Pelo Critério de escoamento de von Mises, a deformação plástica ocorre quando o 2^o invariante desviador do estado de tensões (eq. 3.1) alcança um valor crítico k^2 (10). Abaixo deste valor o material deforma-se elasticamente. Assim resulta:

$$J_2' = \frac{1}{6} \left[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 \right] + \tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2 = k^2 \quad (3.1)$$

Para o estado de tensões bi-dimensional, utilizando o critério de von Mises, obtém-se a equação de uma elipse (11), que é a equação 3.2.

$$\frac{\sigma_1^2}{Y^2} + \frac{\sigma_1 \sigma_2}{Y^2} + \frac{\sigma_2^2}{Y^2} = 1 \quad (3.2)$$

O critério de Hill utiliza estes mesmos conceitos, levando em consideração a anisotropia. Ele é apresentado na equação 3.3.

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{xz}^2 + 2M\tau_{yz}^2 + 2N\tau_{zx}^2 = 1 \quad (3.3)$$

Onde F, G, H, L, M, N são constantes que caracterizam a

anisotropia. Nota-se que, se $F = G = H$ e $L = M = N = 3F$, esta equação se reduz ao critério de von Mises. As constantes F , G e H podem ser obtidas no teste de tração e L , M , N são obtidas no teste de cisalhamento (1).

Este critério não tem fundamentos de origem cristalográfica. Ele supõe um material homogêneo caracterizado por três eixos de anisotropia x , y , z . Para uma chapa laminada é convencionalizado que x esteja na direção de laminação, y na direção transversal e z na direção da espessura. A teoria assume, também, que em qualquer direção, a tração e a compressão apresentam pontos de escoamento iguais(1).

Realizado o teste de tração no eixo X , tem-se:

$$\sigma_x = X \quad \sigma_y = \sigma_z = 0$$

Substituindo na equação 3.3, obtém-se:

$$1 = (G + H)/X^2 \quad (3.4)$$

Chamando:

$$r = \frac{H}{G} \quad e \quad p = \frac{H}{F}$$

Então resulta:

$$\frac{1}{G} = (1 + r)/X^2 \quad (3.5)$$

Para o caso de simetria em torno do eixo z (isotropia planar), $r = p$ e considerando $\sigma_z = 0$, tem-se (1):

$$\frac{1}{G} = r\sigma_y + \sigma_x + r(\sigma_y - \sigma_x)^2 \quad (3.6)$$

Igualando as equações 3.6 e 3.7, obtém-se

$$\frac{\sigma_x^2}{X^2} + \frac{2r \sigma_x \sigma_y}{(1+r)X^2} + \frac{\sigma_y^2}{X^2} = 1 \quad (3.7)$$

Que é a equação de uma elipse que forma 45° com os eixos σ_x e σ_y , sendo o eixo maior $a = \sqrt{1+r}$ e o eixo menor $b = \sqrt{(1+r)/(2r+1)}$, conforme ilustra a figura 3.4.

Quando o valor de r aumenta, a elipse alonga-se na direção do eixo maior, logo o material apresenta resistência ao escoamento cada vez maior para o estado biaxial de tração. Por outro lado, o eixo menor se reduz, e exige um esforço menor para realizar uma deformação, num estado de tensão bidimensional, com um eixo sofrendo tração e outro sofrendo compressão. Esta situação se dá nos processos de estampagem profunda.

Uma melhor representação da superfície de escoamento, é obtida através da generalização do critério de Hill, que é descrita pela equação 3.8 (1).

$$F |\sigma_y - \sigma_z|^a + G |\sigma_z - \sigma_x|^a + H |\sigma_x - \sigma_y|^a = 1 \quad (3.8)$$

Para os metais CCC o coeficiente "a" é ≈ 6 e para os CFC "a" é ≈ 8 a 10.

Quando o valor de "a" aumenta a superfície se aproxima do critério de Tresca (1), como mostram as figuras 3.5 e 3.6.

3.2.2 - Avaliação da Anisotropia das Deformações Plásticas

Existem dois métodos de avaliação da anisotropia por deformação plástica em chapas. Um deles utiliza o coeficiente r de Lankford ($r = \epsilon_1/\epsilon_2$), que obtido a 0° , 45° e 90° com a direção de

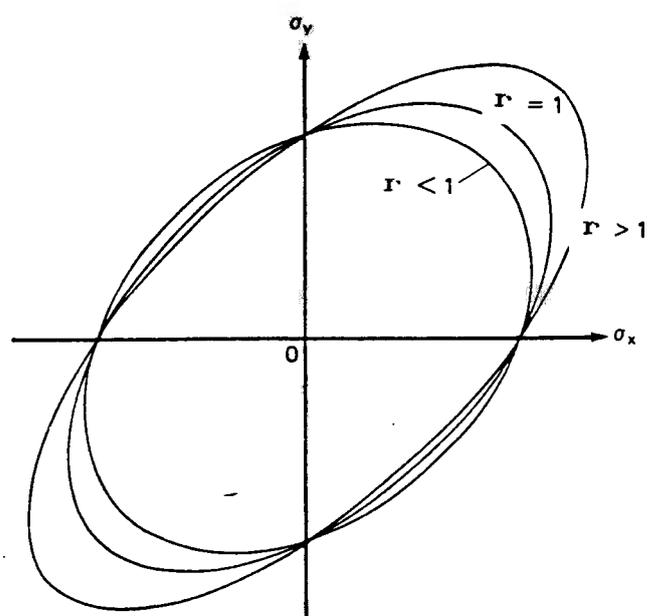


Fig. 3.4 - Superfície de escoamento para materiais anisotrópico.

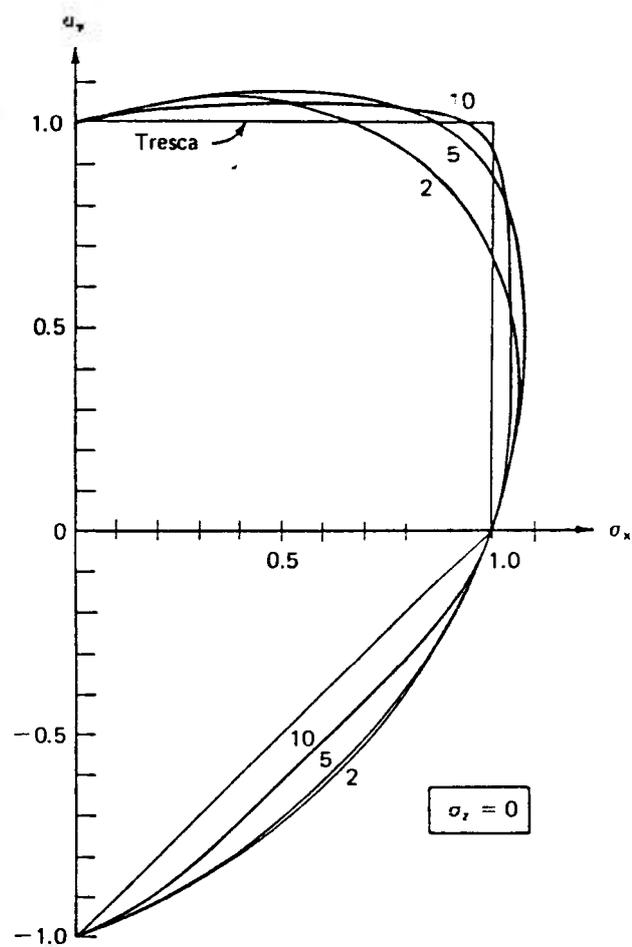


Fig. 3.5 - Representação gráfica da generalização do critério de Hill para $r = 0,5$.

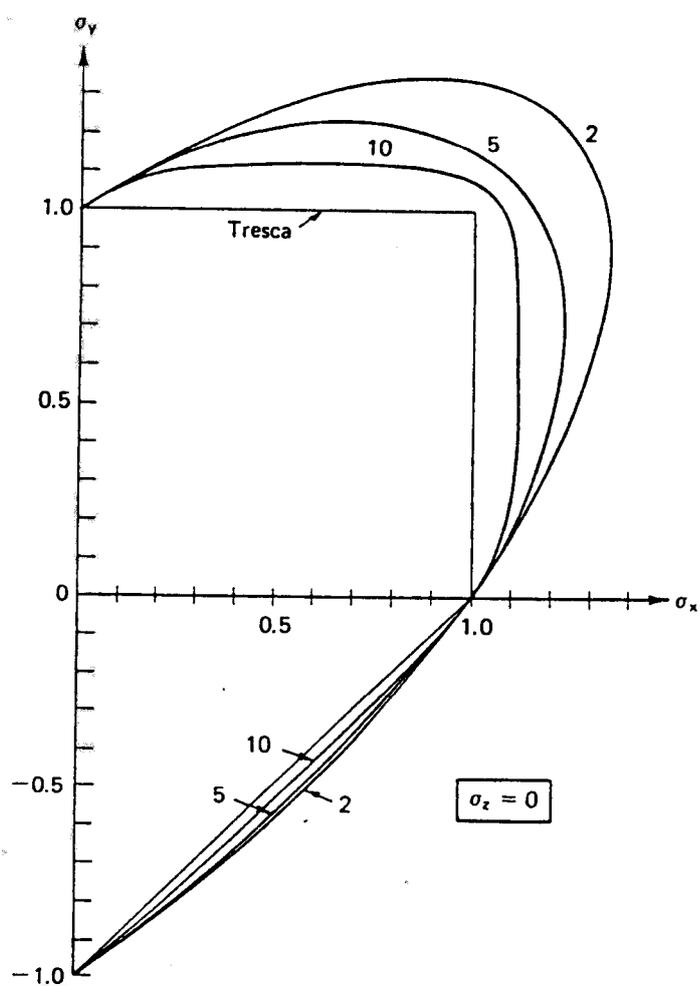


Fig. 3.6 - Representação gráfica da generalização de Hill para $r = 2,0$.

laminação, permite calcular a anisotropia planar e normal. O outro método, menos utilizado, é o orelhamento que ocorre nos corpos de prova submetido aos testes de estampagem profunda.

3.2.2.1 - O coeficiente r de Lankford, Anisotropia Planar e Normal

O coeficiente r de Lankford avalia a resistência de uma tira de um material ao afinamento, através da razão entre a deformação logarítmica na direção da largura e da espessura: $r = \epsilon_v / \epsilon_t$. As deformações são obtidas num ensaio de tração, para uma deformação longitudinal de 10 a 15%, sem que ocorra instabilidade plástica.

Como a deformação na direção da espessura é de difícil medição, além de apresentar erros relativamente maiores(12), utiliza-se a deformação longitudinal, sabendo que o volume se conserva durante a deformação plástica. Pode-se deduzir a equação 3.9.

$$r = \frac{\ln (W_0 / W_f)}{\ln (l_0 \cdot W_0 / l_f \cdot W_f)} \quad (3.9)$$

O valor de r permanece constante para diferentes níveis de deformações. Para aços, o valor de r varia similarmente com a textura(1). Pode-se dizer que o índice de anisotropia traduz a diferença de comportamento durante a deformação por tração uniaxial de um corpo isotrópico e de um anisotrópico (8).

Os corpos de prova para o teste de tração são retirados da chapa fazendo os ângulos 0° , 45° e 90° com a direção de laminação, como ilustra a figura 3.7, fornecendo as seguintes informações:

$$\begin{array}{ll} r_0 = r_{45} = r_{90} = 1 : & \text{isotropia total} \\ r_0 = r_{45} = r_{90} \neq 1 : & \text{isotropia planar e anisotropia normal} \\ & \text{pura} \end{array}$$

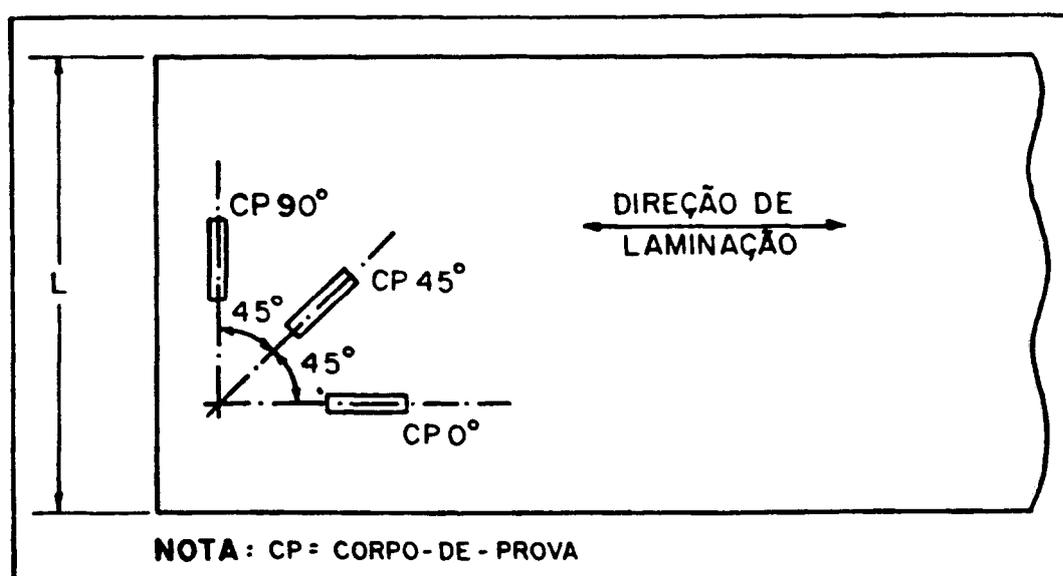


Fig. 3.7 - Posição de retirada de amostra na chapa para obtenção de \bar{r} e Δr .

$r_0 \neq r_{45} \neq r_{90} \neq 1$: anisotropia planar e normal

Quando o material apresenta valores elevados de anisotropia normal pura, indica que ele tem grande resistência ao afinamento, e conseqüentemente é adequado para suportar esforços biaxiais de tração (exige menor esforço na estampagem profunda).

A isotropia normal é avaliada conforme a equação 3.10.

$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} \quad (3.10)$$

Tem-se isotropia normal quando $\bar{r} = 1$.

A isotropia planar é estimada através da equação 3.11.

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (3.11)$$

Tem-se isotropia planar quando $\Delta r = 0$.

Se o material apresenta anisotropia planar também apresenta anisotropia normal, porém a anisotropia planar é a responsável pelas orelhas, que surgem no teste de copo (Swift).

3.2.2.2 - O orelhamento no teste de estampagem profunda

No teste de Swift pode-se avaliar a anisotropia planar, através da altura das orelhas nas amostras testadas. A sua altura varia linearmente com a anisotropia planar. Se $\Delta r > 0$, as orelhas se formam a 0° e 90° . Quando $\Delta r < 0$, as orelhas se formam a 45° com a direção de laminação (13), como mostra a figura 3.8.

3.3 - Algumas Propriedades do Aço Inoxidável Ferrítico

ABNT 430

Existem três classes de aços inoxidáveis: ferrítico, austenítico e

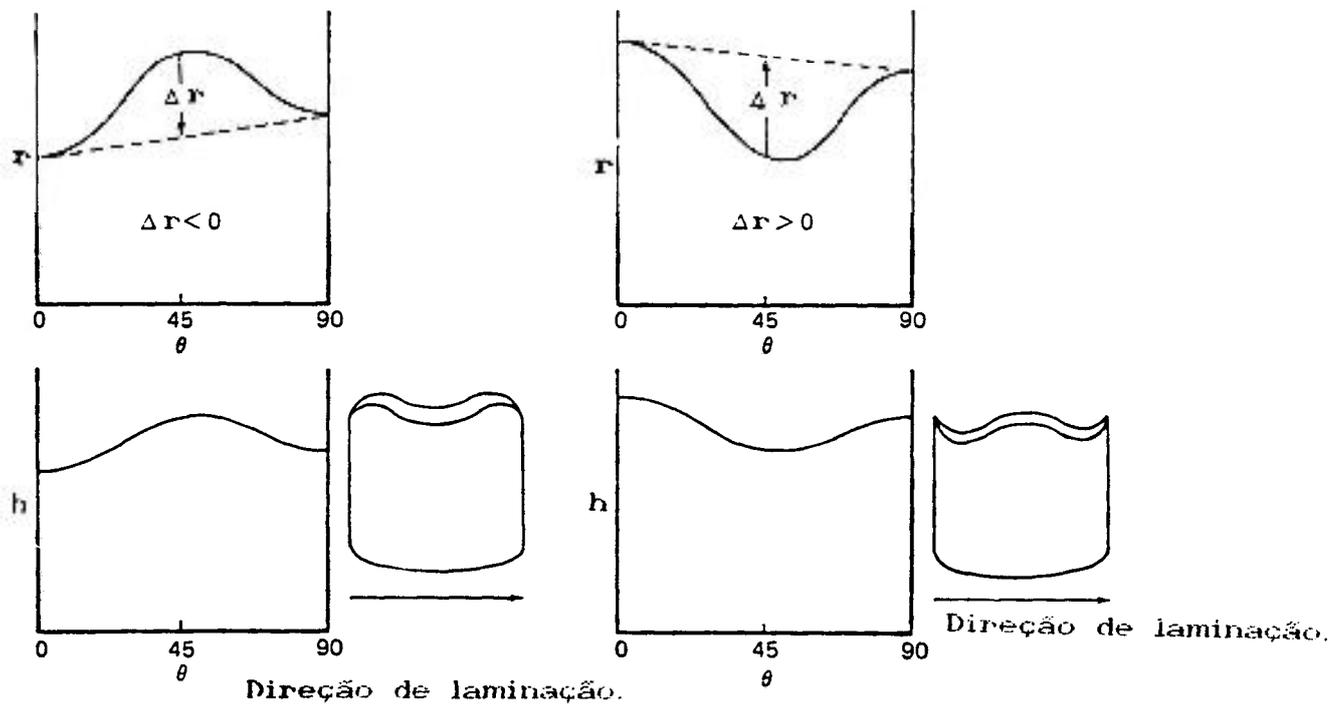


Fig. 3.8 - Avaliação de Δr pelo teste de Swift.

martensítico. O aço inoxidável ferrítico apresenta um custo de produção mais baixo quando comparado com outros aços inoxidáveis.

O aço inoxidável ferrítico apresenta um alto teor de Cr, baixas concentrações de C e N e não contém Ni. A composição do aço ABNT 430 é a seguinte (14):

C - 0,12% max.	P - 0,040% max.
Mn - 1,00% max.	S - 0,030% max.
Si - 1,00% max.	Cr - 16 a 18%

Os monocristais de aço, com estrutura CCC, apresentam uma maior resistência à deformação na direção [111] e menor na direção [110]. A textura cristalográfica afeta tanto a estampabilidade profunda como o orelhamento(3).

Os aços ferríticos apresentam uma textura cristalográfica de laminação em que a direção [110] dos grãos coincide com a direção de laminação, com um desvio de poucos graus. A principal componente é a $\langle 100 \rangle [001]$, com um espalhamento em torno desta orientação até 55° , pode-se obter com certas reduções, as componentes, $\langle 112 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$ e, em alguns casos, $\langle 111 \rangle [11\bar{2}]$ (3).

Segundo Chao, os três maiores grupos de textura nos aços inoxidáveis ferríticos comerciais são: cubo no vértice $\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 111 \rangle [11\bar{2}]$ e $\langle 554 \rangle [225]$ (que está a 6° de $\langle 111 \rangle [11\bar{2}]$); cubo em aresta $\langle 110 \rangle [1\bar{1}0]$; cubo na face $\langle 001 \rangle [1\bar{1}0]$ e as similares $\langle 117 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 115 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 113 \rangle [1\bar{1}0]$, também incluídas no grupo das cubo no vértice(3).

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos são similares ao aço baixo carbono, exceto a tensão de escoamento e a carga máxima em ensaio de tração uni-axial (1).

O aço com 18 %Cr e até 0,04% de C não altera a estrutura. A precipitação de carboneto nos contornos de grão tem efeito inibidor do crescimento de grãos, com reflexos diretos nas propriedades mecânicas e na conformabilidade. É comum em ligas para estampagem a adição de titânio para precipitar carbonetos de titânio nos contornos de grão, reduzir o consumo de cromo e aumentar a resistência(3).

Um campo de pesquisa referente a esses aços visa a melhoria da sua resistência a corrosão e a conformabilidade (15).

3.4 - O Processo de Laminação a Frio

O processo de laminação consiste na deformação plástica do material entre dois cilindros. Quando o processo é realizado numa temperatura inferior a metade da temperatura absoluta de fusão, é classificado como processo a frio.

Durante a laminação a frio, existe uma tendência dos grãos se orientarem no sentido da laminação (esse fenômeno foi descrito no item 3.1). Isto muitas vezes pode ser benéfico, conforme a utilização posterior da peça, mas também pode ser prejudicial.

A laminação a frio cruzada (variando as direções de laminação) pode ser utilizada para reorientação dos grãos, girando os planos cristalográficos em outra direção.

3.5 - O Processo de Estampagem Profunda

A conformação de chapas por estampagem consiste em forçar o material metálico a penetrar em uma matriz, sofrendo deformação plástica.

A estampagem é um dos processos de deformação da chapa, onde o flange sofre encolhimento e o material quase não sofre afinamento. O fundo e a parede da peça praticamente não se deformam.

Na conformação industrial de chapas na prensa, a chapa sofre deformações complexas, difíceis de se reproduzirem no laboratório. Algumas das deformações são simuladas nos testes, fazendo uma pré-avaliação da conformabilidade chapa.

Alguns dos testes, como o de Swift, podem ser utilizados na avaliação do grau de anisotropia da deformação plástica em chapas laminadas a frio, como ilustra a figura 3.8.

3.5.1 - O Teste de Estampabilidade de Swift

Neste teste, um esboço circular é colocado entre uma matriz e o punção, onde se faz um copo de fundo chato, e por isso é denominado teste de copo. O teste é ilustrado na figura 3.9. Aumenta-se o diâmetro do esboço até que o material sofra ruptura. A estampabilidade das chapas é avaliada através da razão entre o diâmetro máximo do esboço que não se rompe e o diâmetro do punção (equação 3.12), o que é denominada Razão dos Diâmetros Críticos (RDC) ou "Limit Drawing Ratio" (LDR):

$$RDC = \frac{D_o}{D_p} \quad (3.12)$$

Neste teste a pressão no prensa-chapa tem finalidade de evitar o enrugamento do flange.

A razão dos diâmetros críticos pode ser considerada linearmente proporcional ao coeficiente de anisotropia normal \bar{r} , como mostra a figura 3.10, para a maioria dos materiais.

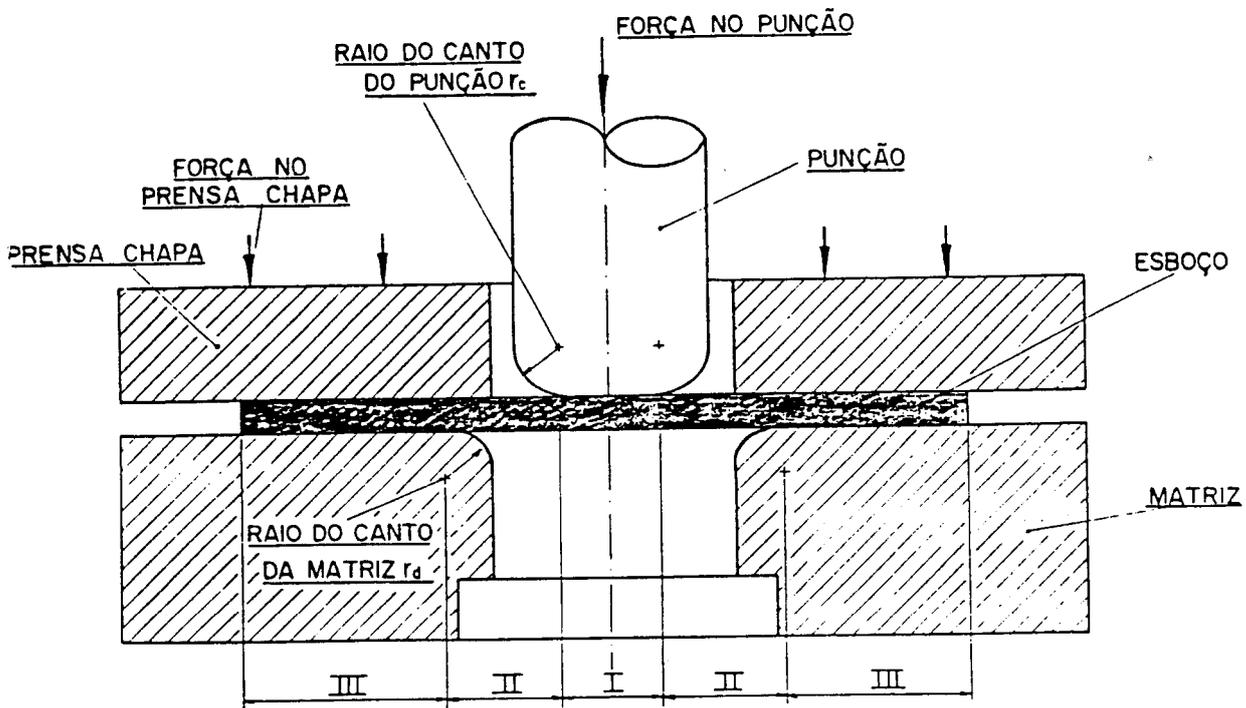


Fig 3.9 - Esquema do teste de Swift.

3.6 - O Tratamento Térmico de Recristalização em Banho de Sal

O objetivo do tratamento térmico seria obter uma textura que permitisse a redução da anisotropia planar. No tratamento térmico se desenvolve uma textura de recristalização.

O tratamento térmico em banho de sal tem a vantagem de apresentar uma alta taxa de aquecimento, o que praticamente evita que ocorra recuperação. Sendo assim, um maior número de defeitos na estrutura são utilizados como pontos de nucleação, aumentando a taxa de nucleação, o que provavelmente provoca o refino do grão. Tamanho de grão pequeno é desejável em materiais utilizados no processo de estampagem

Dentre os fatores que influenciam na recristalização, merecem destaque: temperatura, tempo, grau de encruamento, elementos de liga ou presença de impurezas e o tamanho de grão original. O processo de recristalização depende mais da temperatura do que do tempo(7).

Quanto maior for o encruamento do material, tanto maior será a probabilidade do aparecimento de núcleos de recristalização. Nestas condições, um material muito deformado ao se recristalizar terá uma tendência a apresentar uma granulação mais fina(16).

O tratamento típico para o alívio de tensões no aço inoxidável ferrítico ABNT 430 está na faixa de 775 a 800°C(17).

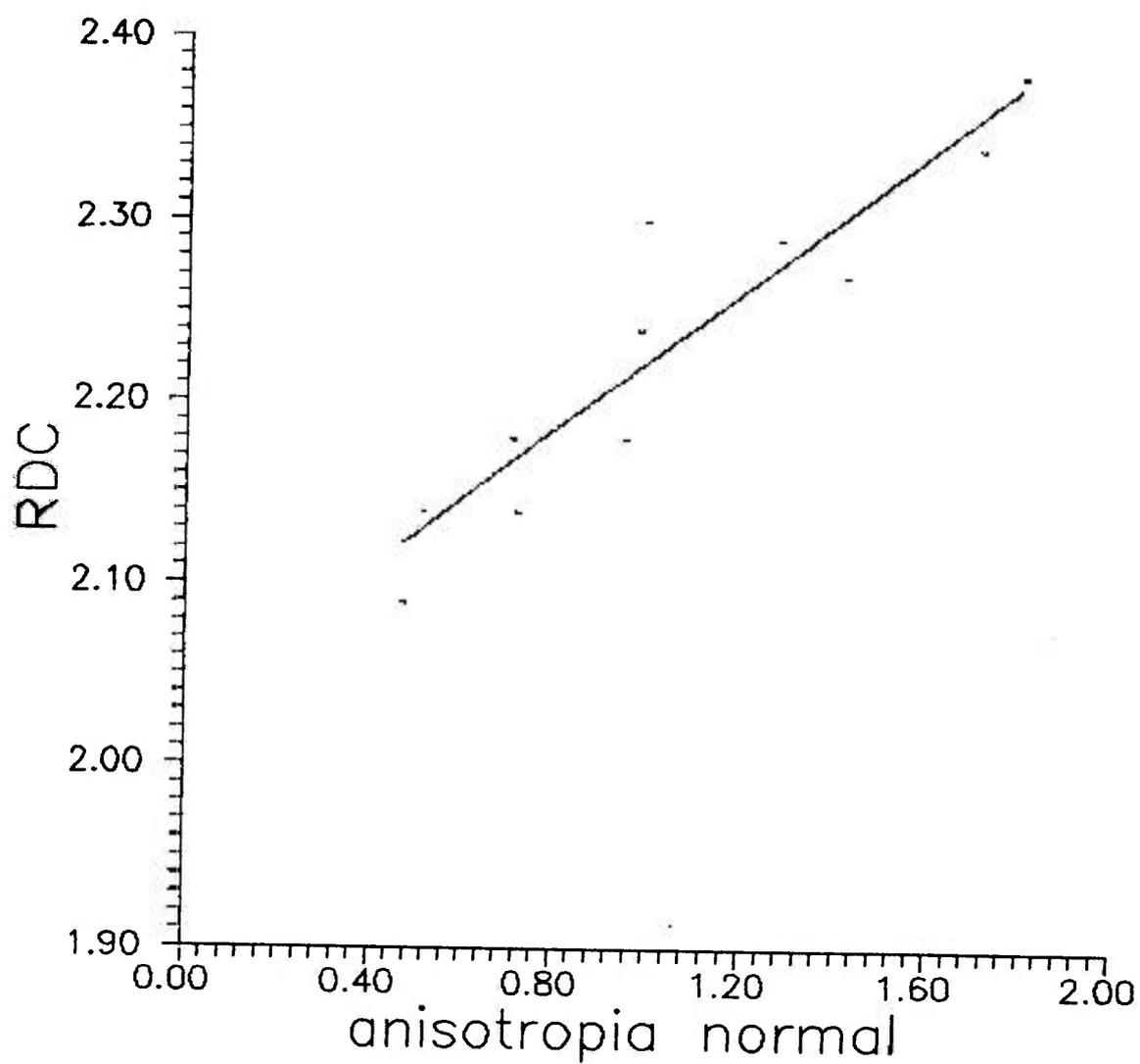


Fig. 3.10 - Correlação entre RDC e o valor \bar{r} .

4 - Revisão Bibliográfica

4.1 - Índices Utilizados para Avaliar a Conformabilidade da Chapa

Os índices mais utilizados para determinar a conformabilidade da chapa são o limite de escoamento, a resistência a tração, o alongamento de ruptura, o coeficiente de anisotropia de Lankford(r) e o coeficiente de encruamento (n). Também, mostraram-se úteis os seguintes critérios:

- a razão entre o limite de escoamento e a resistência máxima à tração, LE/LR ;
- o produto do alongamento à ruptura δ na tração pela diferença entre a resistência máxima a tração e o limite de escoamento, $\delta \times (LR - LE)$;
- o produto da resistência à tração pelo alongamento a ruptura na tração, $LR \times \delta$, todos aliados a dureza(12).
- O produto entre o coeficiente de anisotropia médio (\bar{r}) e o coeficiente de encruamento (n), $\bar{r} \times n$.

4.2 - A Influência dos Elementos Intersticiais na Anisotropia Produzida por Deformação Plástica

Progressivas adições de carbono a um aço com 18% de cromo, inicialmente com teor de carbono na faixa de 0,04% não alteram a estrutura cristalina, em qualquer faixa de temperatura. Entre 0,08 a 0,22% de carbono é possível uma transformação parcial levando a uma estrutura mista austenita-ferrita, acima da temperatura de transformação de fases. Quantidades de cerca de 0,40% de carbono é suficiente para que toda a estrutura seja austenítica, para temperaturas superiores a de transformação de fases(15). Lembrando que estrutura austenítica favorece uma textura do tipo cubo sobre a face, a composição do aço define a componente de textura principal.

Outro efeito do carbono e nitrogênio é introduzir carbonetos ou carbonitretos na estrutura. A presença de carbonitretos irá refletir-se diretamente nas propriedades mecânicas, na resistência a corrosão e na conformabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos. A precipitação obriga a um consumo adicional de cromo, que poderia estar em solução sólida, incrementando o efeito passivante da liga. Por outro lado, a precipitação pode se dar nos contornos de grão, o que atua como inibidor do crescimento de grão, com efeito direto nas propriedades mecânicas e na conformabilidade. Sob o último aspecto, é comum nos aços para estampagem a adição de titânio para precipitar carbonetos de titânio nos contornos de grão, reduzindo o consumo de cromo e aumentando a resistência(15), além de reduzir o tamanho de grão.

Também a adição correta de níobio reduz os elementos intersticiais em solução, pela precipitação de carbo-nitretos, que precipitando nos contornos de grão controlam o crescimento do grão(6).

4.3 - A Influência da Redução a Frio na Anisotropia das Deformações Plásticas

O uso de valores médios \bar{r} e Δr para qualificação do material para a estampagem só faz sentido quando o coeficiente de anisotropia nas direções de 0° , 45° e 90° são valores extremos (máximo ou mínimo). A figura 4.1 mostra um aço inoxidável ferrítico ABNT 430, cujo r a 45° não é o valor extremo. Neste caso o valor Δr em si não é capaz de caracterizar a anisotropia planar (19).

O trabalho de Almeida (15) mostra que o aço inoxidável ABNT430 apresenta o valor r máximo na direção transversal, independentemente da redução e do recozimento realizados na chapa. Também observa-se que a anisotropia normal pouco varia para reduções superiores a 50%, mas o valor Δr cresce com o aumento da

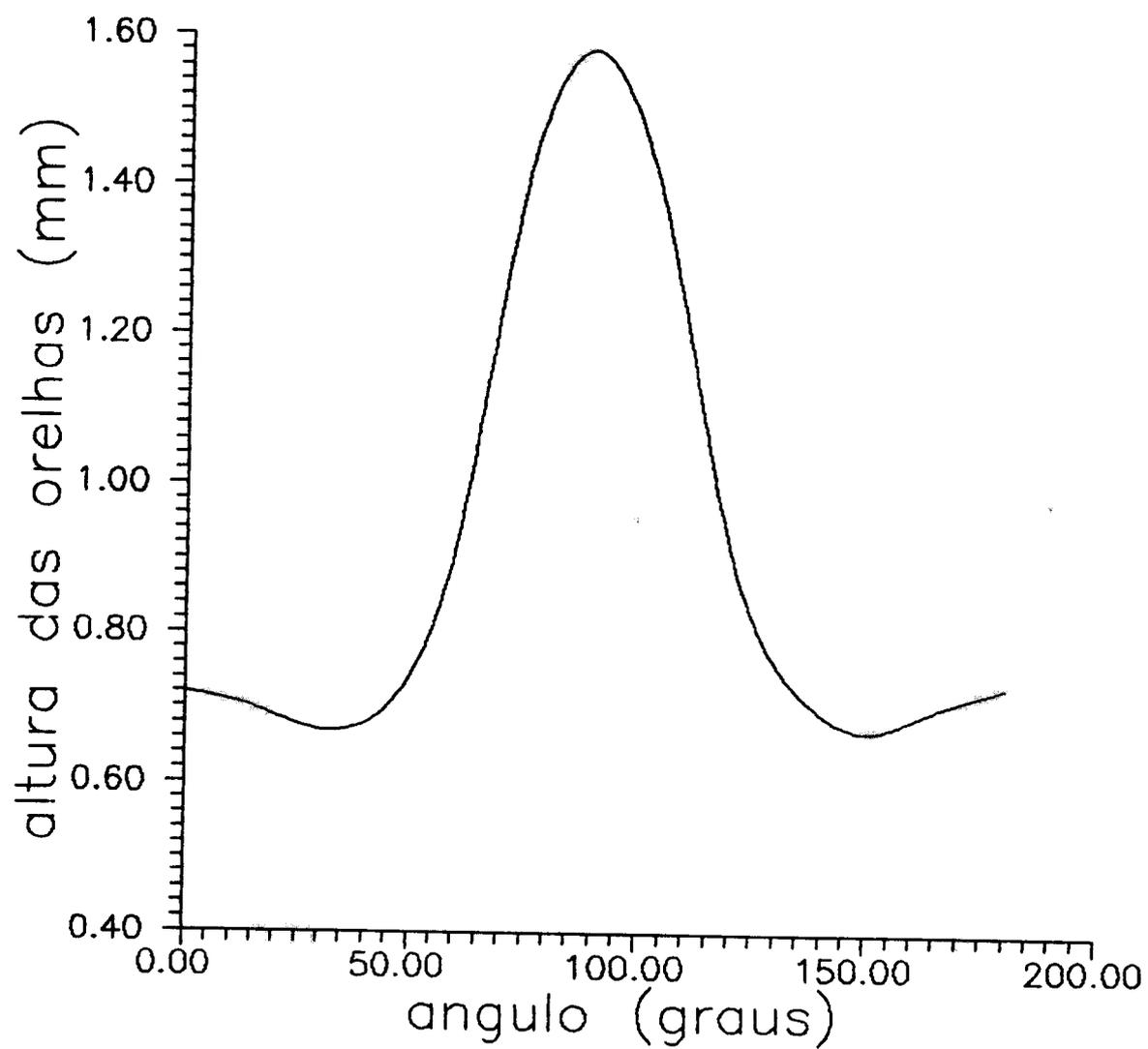


Fig. 4.1 - O valor de r para diferentes ângulos no aço ABNT(19).

redução, como mostra a figura 4.2.

4.4 - A Influência do Tratamento Térmico sobre a Textura

O tratamento térmico pode influenciar a textura devido a orientação preferencial desenvolvida na recristalização. Quando o tamanho de grão é pequeno, facilita a obtenção de uma textura aleatória.

O trabalho de Cunha(3) apresenta um esquema de laminação em que a amostra foi normalizada para depois ser laminada, e com esse esquema ele conseguiu uma textura aleatória. Com um esquema semelhante, Mac Donald também obteve uma textura aleatória(6).

4.5 - A Influência da Razão $\Delta r/\bar{r}$ no Orelhamento Produzido durante o Processo de Estampagem Profunda

A razão $\Delta r/\bar{r}$ é apresentada por Schneider(20) como de utilidade para a avaliação do orelhamento na estampagem profunda. Quando esta razão tende para zero o orelhamento também reduz-se, inclusive para o aço inoxidável ferrítico. Isto é mostrado na figura 4.3.

4.6 - O Orelhamento na Estampagem Profunda para diferentes Materiais

O trabalho de Schneider mostra valores da porcentagem de orelhamento para diferentes metais, apresentados na tabela 4.1. Esta porcentagem de orelhamento (PO) é definida pela equação 4.1.

$$PO = \left[\left(H_{\max} - H_{\min} \right) \div \bar{H} \right] \quad (4.1)$$

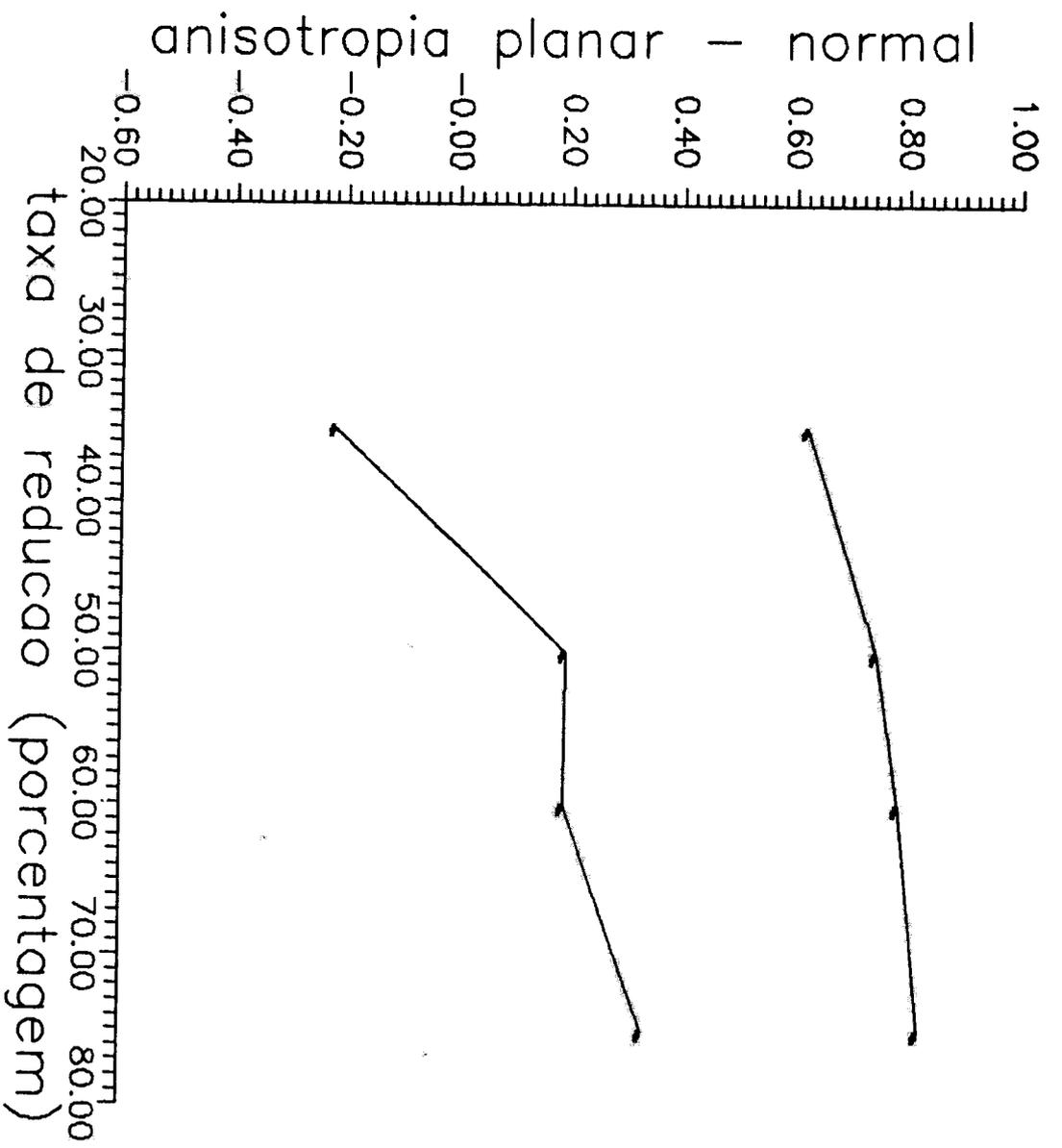


Fig. 4.2 - Variação de \bar{r} e Δr para diferentes reduções.

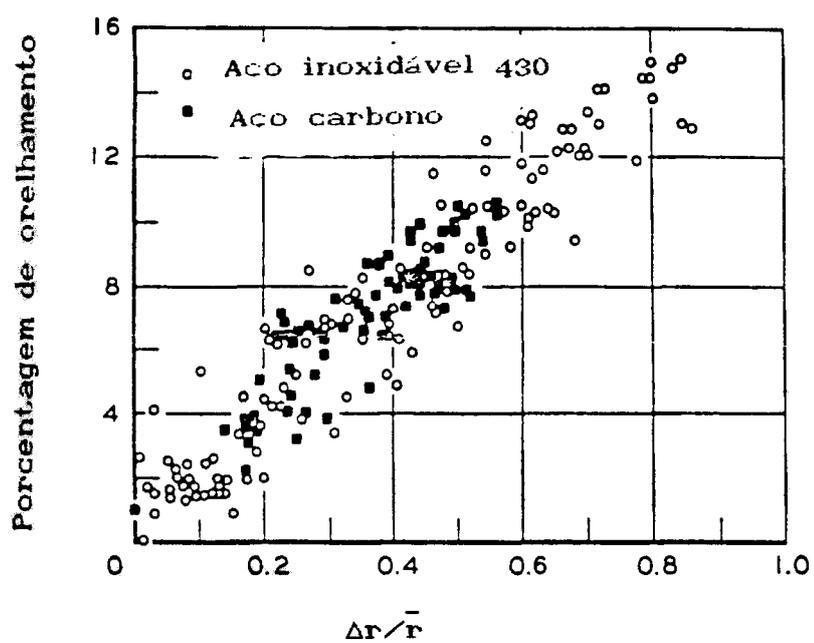


Fig. 4.3 - Relação entre o orelhamento e o $\Delta r / \bar{r}$.

Aço	\bar{n}	\bar{r}	$\bar{n} \times \bar{r}$	Δr
enfervescente de extra-estampabilidade profunda	0,22	1,2-1,3	0,27	0,10-0,40
acalmado ao alumínio de extra-estampabilidade profunda	0,23	1,5-1,7	0,37	0,45-0,80
inoxidável 430	0,16	1,2	0,19	0,60
Aço	Porcentagem de orelhamento(%)			
enfervescente de extra-estampabilidade profunda	2-8			
acalmado ao alumínio de extra-estampabilidade profunda	4-12			
inoxidável 430	8-10			

Tab 4.1 - A porcentagem de orelhamento para diferentes materiais.

4.7 - As Texturas encontradas na ferrita

A textura cristalográfica desenvolvida nos metais trabalhados a frio, surge durante a deformação, pela rotação da rede pela ativação dos sistemas de escorregamento, ou então por maclação. A recristalização durante o recozimento modifica a textura cristalográfica e a forma da anisotropia, mas geralmente não produzirá isotropia(1).

F.L. Vogel e R.M. Brick acharam que a clivagem na ferrita não ocorre em planos de clivagem cristalograficamente determinados, como muitas vezes se tem suposto, e sim nos planos de máxima tensão de cisalhamento, que por sua vez se compõem de pequenos trechos de planos cristolograficamente determinados. Esta é também a causa das linhas de escorregamento onduladas observadas na ferrita (12).

Os monocristais de aço na estrutura ferrítica, apresentam maior resistência a deformação na direção [111] e menor resistência na direção [100]. As chapas de aço com textura cristalográfica apresentam anisotropia da deformação plástica, que é uma propriedade importante nas chapas destinadas a estampagem profunda, afetando tanto a estampabilidade como o orelhamento(3). T. Okamata, T. Shiralva e M. Fukuda acham que os resultados obtidos com cristais isolados não podem ser generalizados para materiais policristalinos(12).

4.8 - Texturas desenvolvidas por cisalhamento

As maclas também desenvolvem uma orientação cristalográfica preferencial. Podem ser produzidas por deformação e recozimento. São produzidas nos metais α e γ sob condições de rápida taxa de carregamento (carga de choque) e baixas temperaturas (2), que são as condições que ocorrem na laminação a frio.

4.9 - A relação entre o coeficiente de Lankford e a Textura do Material

O feixe de escorregamento permite a oscilação do plano de escorregamento sem modificar a direção de escorregamento (4).. Assim num cristal CCC onde a direção de escorregamento [111] os planos $\{110\}$, $\{112\}$ e $\{123\}$ podem ser ativados como ilustra a figura 4.5.

Supondo que a clivagem se dá em planos bem determinados, utilizando o escorregamento em feixe e também a rotação do retículo, foram calculados os valores r e comparados com os valores medidos. A melhor concordância foi obtida para a hipótese de escorregamento em feixe (12).

No seu trabalho, Schneider conclui que as texturas com o plano (111) paralelo ao plano principal da chapa levam a valores de r altos e as de plano (100) paralelo ao plano da chapa, a valores de r baixo (12).

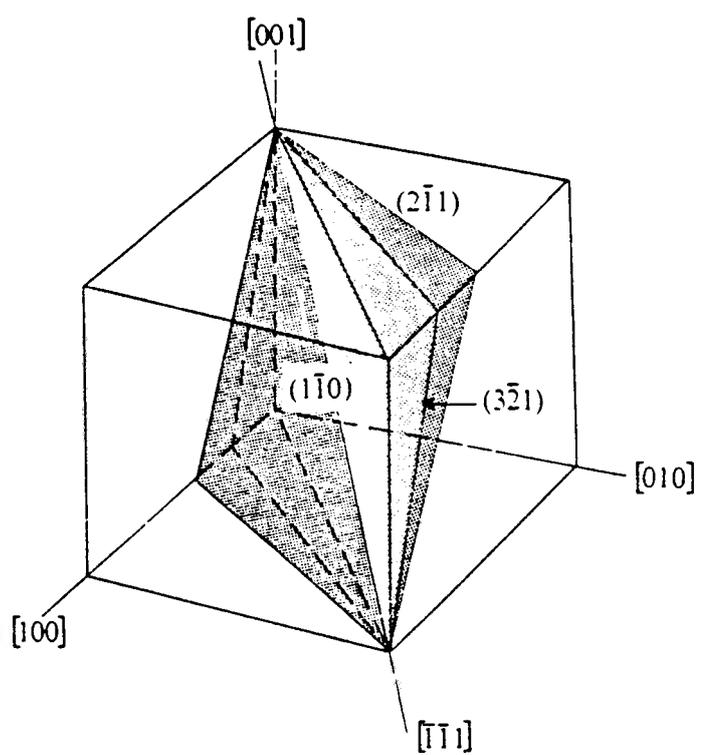


Fig. 4.4 - Escorregamento em feixe.

5 - Metodologia

Na figura 5.1 é apresentado o fluxograma das atividades da fase experimental do trabalho. O material empregado foi o aço inoxidável ferrítico ABNT 430, fornecido pela Companhia de Aços Especiais Itabira (ACESITA), na forma de chapas de dimensões 500x130x2 mm.

5.1 - Laminação a Frio

Para as laminações foi utilizado um laminador duo com cilindros de de diâmetro 200 mm e mesa de 250 mm, com carga máxima de 40 t.

As amostras nas dimensões 130x125x2mm foram laminadas a 0°, 45° e 90 com a direção de laminação da chapa fornecida, sofrendo uma redução total de 60%. Para a laminação a 45° foi necessário cortar a chapa como mostra a figura 5.2.

5.2 - Obtenção da Curva Dureza X Tempo de Recozimento

Para determinar o tempo de encharque no banho de sal, foi levantada uma curva dureza X tempo, como ilustra a figura 5.3. No momento em que a dureza reduziu-se para 80 HRB, esse tempo foi considerado o tempo de encharque ideal para o tratamento térmico. Conforme a norma SAE J-417b, a dureza 80 HRB (Rockwell B) equivale a 155 HV (Vickers), somente para aços.

Para obter a curva dureza x tempo, uma chapa laminada a 0° foi dividida em 9 partes iguais, com dimensões 40x30x0,8 mm. Depois foram marcadas com o tempo que deveriam ficar no banho de sal, em tratamento térmico, os tempos foram: 0, 15, 30, 60, 90, 120, 150, 180 e 210 segundos. Logo após o tratamento térmico, foi medida a dureza Vickers de cada chapa, segundo a norma NBR 6672(21), cujos os resultados estão apresentados no item 6.4.

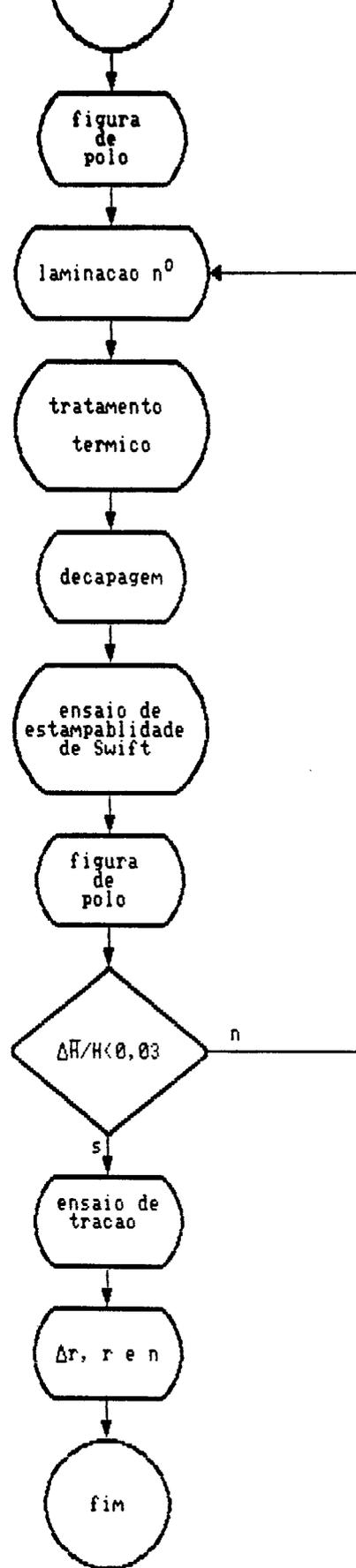


Fig. 5.1 - Fluxograma de trabalho.

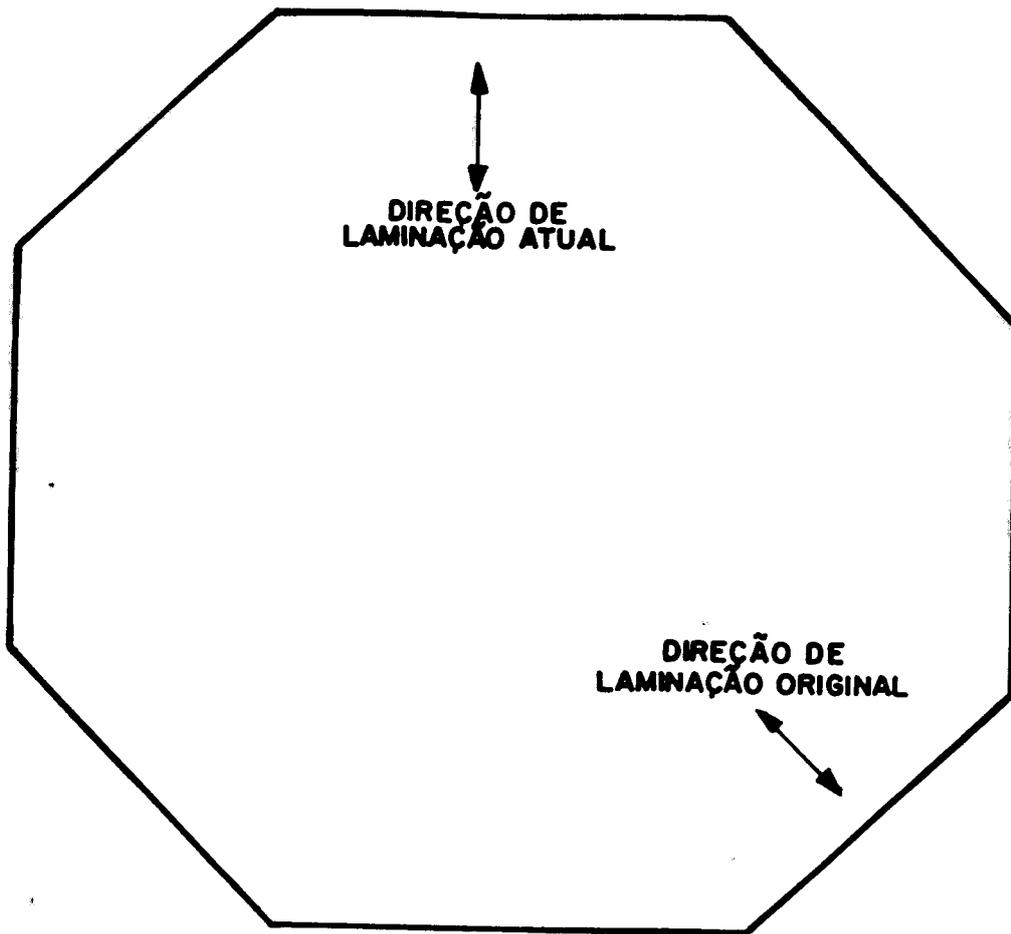


Fig. 5.2 - Esboço da chapa cortada para a laminação a 45° .

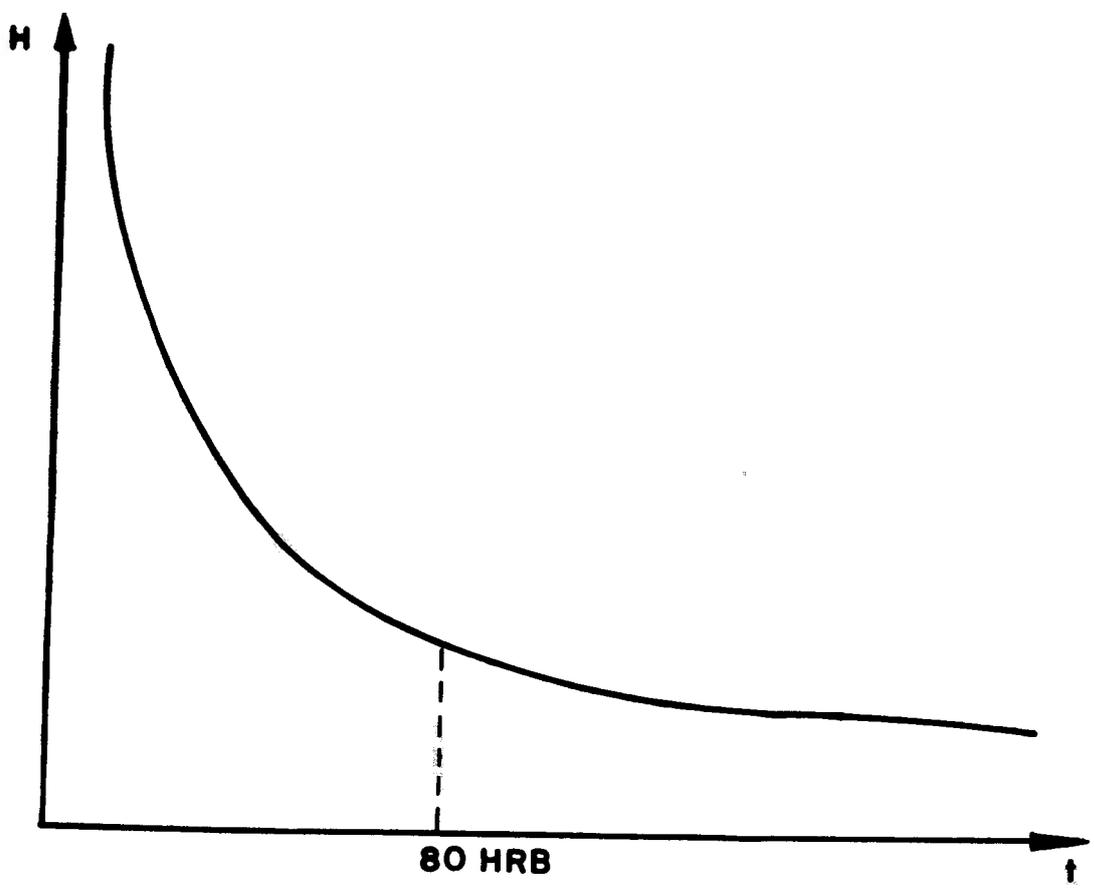


Fig. 5.3 - Curva dureza x tempo.

5.3 - Tratamento Térmico de Recristalização em Banho de Sal

Após a laminação, as chapas foram furadas nos cantos, no lado perpendicular ao sentido de laminação final. Para as amostras a serem laminadas 45° , as pontas foram cortadas por não terem espessura uniforme.

As chapas foram posteriormente imersas no banho de sal por 30 s (tempo de encharque), conforme definido na curva dureza X tempo, visando a um tratamento térmico de recristalização, à temperatura de 800°C . Após o banho, as amostras sofreram uma limpeza mecânica com escovas de aço e posteriormente foram decapadas em soluções ácidas, primeiramente em solução de 12% de ácido sulfúrico, aquecida a 60°C e depois em solução de 20% de ácido nítrico(22).

5.4 - Taxa de Aquecimento no Tratamento Térmico de Recristalização em Banho de Sal

A taxa de aquecimento foi obtida utilizando um termopar soldado à chapa e conectado a um registrador. Obteve-se assim a curva representativa do ciclo completo de aquecimento.

5.5 - Teste de Estampabilidade de Swift

Para realização dos testes de estampagem profunda foi utilizada uma máquina universal de testes de estampabilidade, com o diâmetro do punção de fundo chato de 50 mm e carga máxima de 400 kN.

As amostras após decapadas eram colocadas na máquina de estampagem. O lubrificante utilizado foi bisulfeto de molibidênio (Molykote). A própria máquina cortou os blanks no diâmetro de 100 mm. A velocidade do punção era de 0,5 mm/min. A carga aplicada no prensa chapa foi de 10 kN. Uma descrição do teste é apresentada no item 3.5.1.

As alturas das orelhas ao longo da borda do copo foram medidas

utilizando um relógio comparador, e calculada a porcentagem de orelhamento, definida como a diferença entre a altura máxima e a altura mínima, dividida pela altura média das orelhas.

5.6 - Medições de Orelhamento nos Copos Obtidos no Teste de Swift

Para cada esquema de laminação foram realizados três testes de estampabilidade. Na circunferência do copo foram realizadas marcações dividindo-a em 24 partes iguais, tomando o sentido final de laminação como 0° .

O orelhamento foi medido como mostra a figura 5.4. Cada ponto marcado na borda do copo foi medido 20 vezes, os valores das medições foram tratados estatisticamente, através de um programa de computador. Os valores médios da variação da altura das orelhas na borda do copo são apresentados no capítulo 6.

O perfil do orelhamento na circunferência planificada é apresentado nas figuras 6.6, 6.7 e 6.8.

5.7 - Obtenção do Coeficiente r de Lankford, Δr e \bar{r}

Os ensaios de tração, para a avaliação da anisotropia planar, normal e o coeficiente de encruamento, foram realizados numa máquina de ensaios, servo-hidráulica, computadorizada.

Para o esquema que apresentou menor porcentagem de orelhamento, obteve-se o coeficiente r de Lankford, através do ensaio de tração. Este ensaio foi realizado em corpos de prova retirados a 0° , 45° e 90° com a direção de laminação, a fim de determinar a anisotropia planar e normal. Utilizando corpos de prova conforme a norma ASTM E-6, foi determinado o coeficiente de encruamento (n), através do ensaio de tração até a ruptura.

A partir das deformações longitudinais e transversais obtidas no ensaio de tração, obteve-se o coeficiente r de Lankford através da

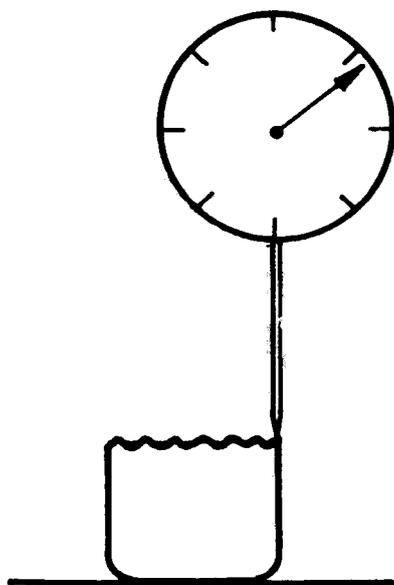


Fig. 5.4 - Metodologia de medição da altura das orelhas.

equação 3.9.

Após calcular o coeficiente r nas três direções ($0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$), utilizando as equações 3.10 e 3.11, obteve-se a anisotropia planar e normal.

Sendo que o coeficiente r é constante para uma larga faixa de alongamentos(23), foi escolhido um alongamento de 10%.

5.8 - Preparação das Amostras para Obtenção das Figuras de Polo pelo Método Difratométrico de Raio-X

A técnica de preparação das amostras para obtenção de figuras de polo pelo método difratométrico de raio-X, foi a utilizada por Cunha (3). Consiste em submergir uma chapa de 3x2 mm em uma solução composta de 5% de ácido fluorídrico, 15% de ácido nítrico e 20% de ácido clorídrico, para fazer um polimento superficial. A solução era constantemente agitada. De 10 em 10 minutos a chapa era retirada da solução, para retirar a camada de óxido que se depositava sobre ela, e era novamente imersa.

O esquema da montagem para preparação da amostra é apresentado na figura 5.5.

5.9 - Obtenção das Figuras de Polo pelo Método Difratométrico de Raio-X

As figuras de polo foram obtidas no equipamento de difração de raio-x, utilizando o método direto, com um goniômetro que movimenta-se em forma de uma espiral, fazendo a contagem em diversos pontos, e gerando uma matriz de coordenadas esféricas. Mediante um computador acoplado ao aparelho de raio-x, essa matriz foi convertida em uma figura de polo e automaticamente desenhada.

Neste trabalho foi utilizado simplesmente o método de reflexão, para a obtenção das figuras de polo.

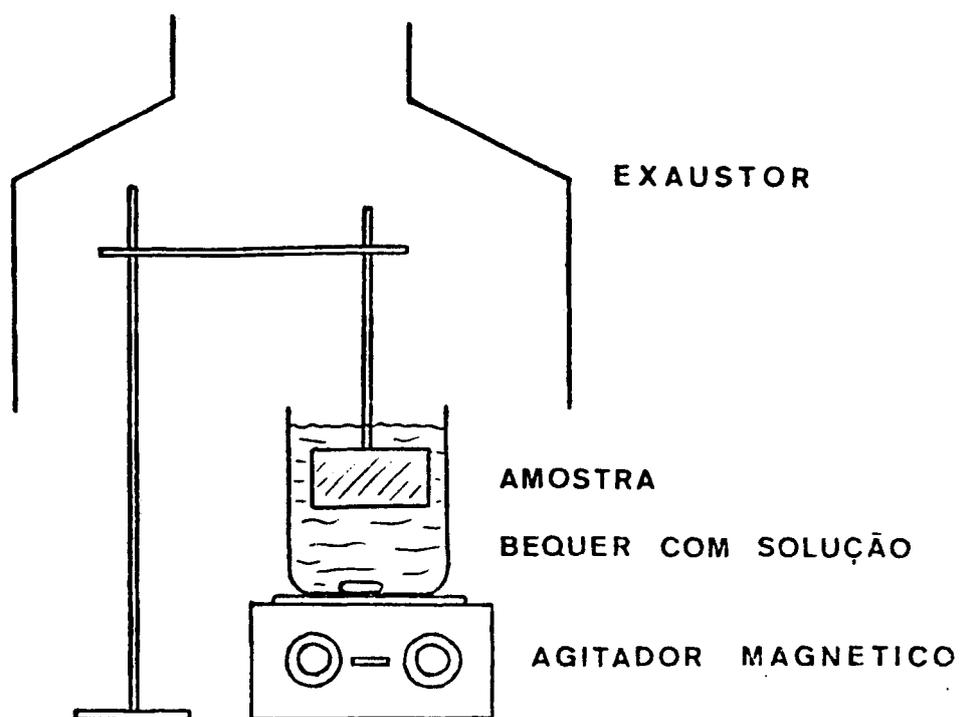


Fig. 5.5 - Esquema da montagem para a obtenção das amostras para difração no raio-x.

6 - Resultados

6.1 - Análise Química

A análise química do aço utilizado foi realizada no laboratório de análise química do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG. Os resultados são apresentados na tabela 6.1.

6.2 - Gráfico Dureza X Tempo de Recozimento

As durezas foram obtidas conforme o procedimento descrito no item 5.3. Os valores da dureza são apresentados na tabela 6.2.

O gráfico dureza x tempo de recozimento está representado na figura 6.1.

6.3 - Taxa de Aquecimento no Tratamento Térmico de Recristalização em Banho de Sal

A taxa de aquecimento foi obtida conforme o procedimento descrito no item 5.5. Por meio do gráfico apresentado na figura 6.2, obteve-se uma taxa de aquecimento de aproximadamente 135°C/s .

6.4 - Medidas do Orelhamento nos Copos Obtidos no Teste Swift

Na tabela 6.3, são apresentados os valores obtidos da diferença ΔH entre a altura máxima e a altura mínima das orelhas e a porcentagem de orelhamento ($\Delta H/\bar{H} \times 100$), para os três esquemas de laminação utilizados:

- Esquema 1 - laminação a 0° , com a direção original e redução total de 60%.
- Esquema 2 - laminação a 45° com a direção original e redução total de 60%.
- Esquema 3 - laminação a 90° com a direção original e redução total de 60%.

elemento químico	P	Si	Mn	Ti	Mo
porcentagem	0.027	0.517	0,448	<0.50	0,039
	Cr	Ni	C	S	
	14,44	0194	0,021	0,0065	

Obs. Ti < 0,50% é o limite de detecção para Ti, dos métodos analíticos disponíveis no laboratório.

Tab. 6.1 – Composição química do aço fornecido.

tempo de recozimento (s)	dureza (Vickers) média	desvio padrão
chapa recebida	166	5
000	286	8
015	227	10
030	158	9
060	161	5
090	155	3
120	153	2
150	153	7
180	156	6
210	154	2

Foram realizadas 10 medidas.

Tab. 6.2 - Resultados da dureza para os diferentes tempos.

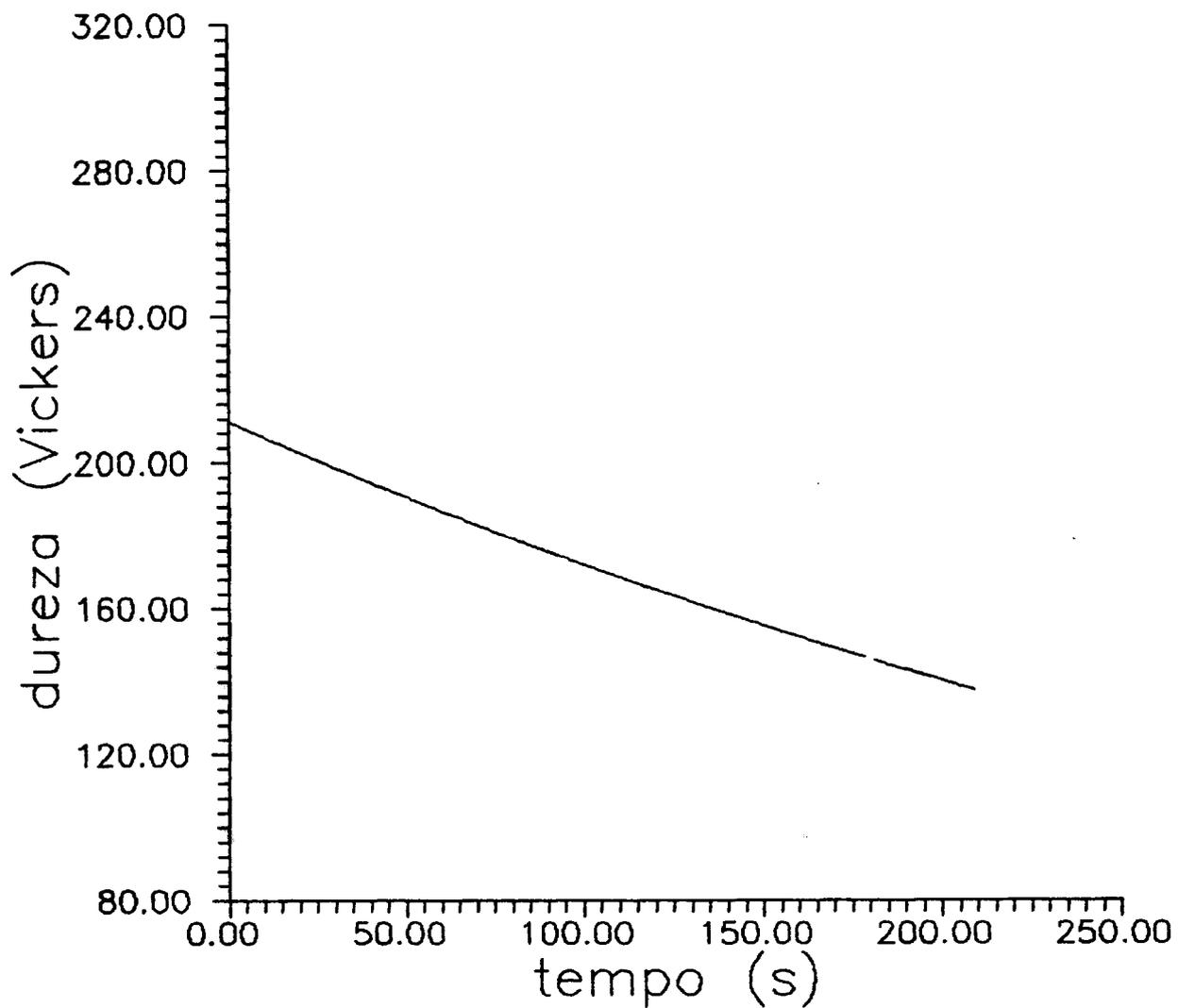


Fig. 6.1 - Curva dureza x tempo de recozimento.

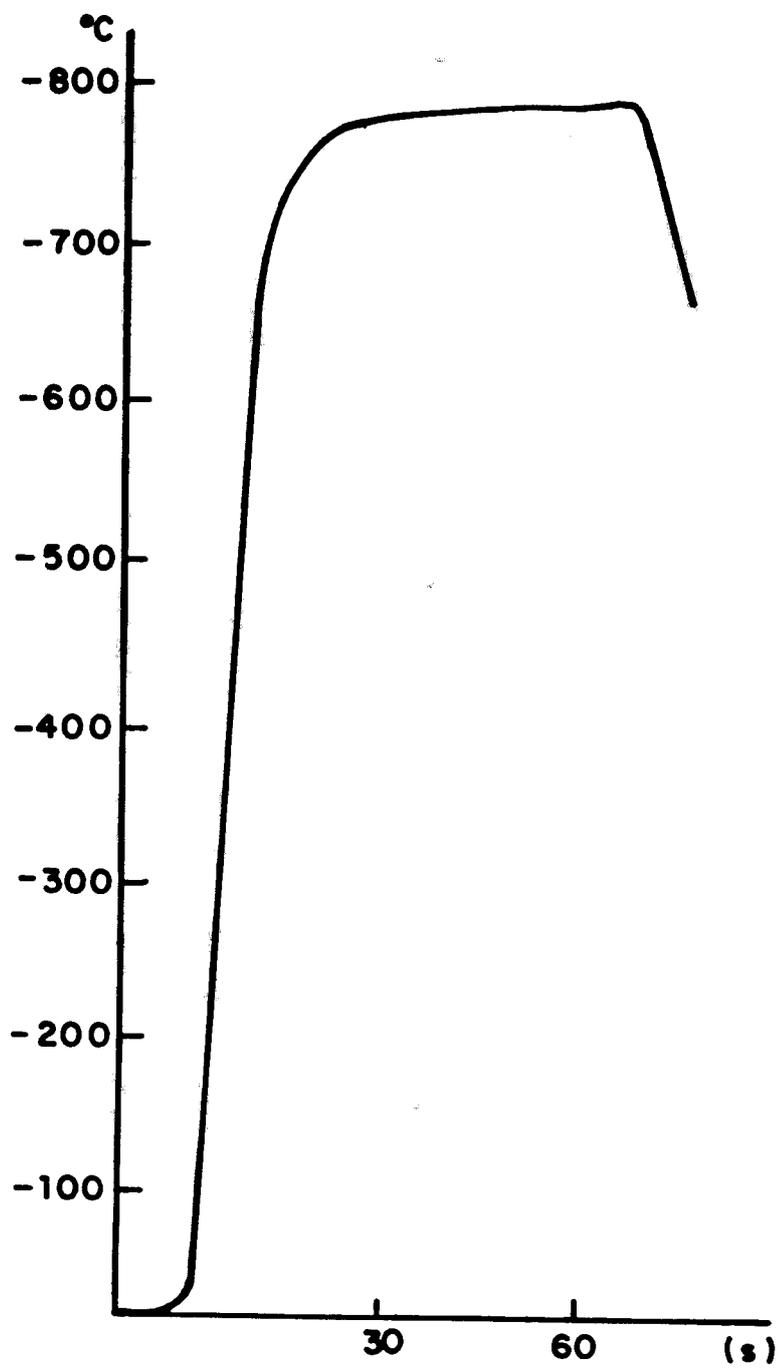


Fig. 6.2 - Ciclo de aquecimento do tratamento térmico em banho de sal.

	Esquema 1	Esquema 2	Esquema 3
ΔH (mm)	2,888	1,204	1,031
$\Delta H/\bar{H} \times 100$	7,70	3,21	2,75

Tab. 6.3 - Porcentagem de orelhamento para os diferentes esquemas de laminação.

Os perfis da borda do copo resultante do teste de Swift são apresentados nas figuras 6.3, 6.4 e 6.5 e as fotos dos copos obtidos no teste, são apresentadas nas figuras 6.6, 6.7 e 6.8. Os valores médios das medidas em cada ponto da borda do copo são apresentadas nas tabelas 6.5, 6.6 e 6.7.

6.5 - O coeficiente r de Lankford, Anisotropia Planar e Normal

Na tabela 6.4 são apresentados os valores que descrevem a anisotropia planar, normal e o coeficiente de encruamento, obtidos através do teste de tração, para o esquema de laminação com menor porcentagem de orelhamento (90°).

6.6 - Figuras de Polo Obtidas pelo Método Difratométrico de Raio-X

Para as figuras de polo obtidas nesse trabalho, foram adotados os critérios apresentados na tabela 6.8. A intensidade mínima de raio-x difratada pela amostra foi considerada zero, logo, a intensidade máxima é na realidade a diferença entre a intensidades máxima e mínima. Essa diferença foi dividida em cinco níveis. A difração por raio-x foi realizada somente por reflexão.

Para avaliar o desenvolvimento de textura foram escolhidas as componentes da textura ideal $(100)[001]$, $(110)[001]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ e as componentes de textura muito comuns no aço inoxidável ferrítico ABNT 430, $(111)[1\bar{1}0]$ e $(112)[1\bar{1}0]$. As convenções de símbolos estão apresentadas na tabela 6.9.

As figuras 6.9, 6.10, 6.11, 6.12 e 6.13 são as figuras de polo das amostras no estado de recebimento; laminada a 0° ; laminada a 0° e recozida; laminada a 90° e laminada a 90° e recozida respectivamente.

coeficiente	valor
r_0	0,59
r_{45}	0,91
r_{90}	1,75
Δr	0,26
\bar{r}	1,04
n	0,23

Tab. 6.4 - Valores obtidos pelo ensaio de tração.

Foram realizadas 20 medidas em cada ponto.

ângulo ($^\circ$)	0	15	30	45	60	75	90	105
altura média (mm)	5,073	5,381	5,396	4,487	4,367	5,175	6,173	6,173
erro (\pm) (mm)	0,007	0,006	0,050	0,012	0,011	0,016	0,011	0,006

ângulo ($^\circ$)	120	135	150	165	180	195	210	225
altura média (mm)	5,609	4,763	4,515	5,603	7,121	7,255	5,556	4,450
erro (\pm) (mm)	0,007	0,009	0,013	0,015	0,008	0,009	0,011	0,009

ângulo ($^\circ$)	240	255	270	285	300	315	330	345
altura média (mm)	4,724	5,638	6,454	6,238	5,183	4,550	4,654	5,062
erro (\pm) (mm)	0,007	0,004	0,008	0,006	0,011	0,006	0,009	0,006

Tab. 6.5 - Medidas do perfil da borda da amostra laminada a 0° .

Foram realizadas 20 medidas em cada ponto.

ângulo ($^{\circ}$)	0	15	30	45	60	75	90	105
altura média (mm)	5,061	5,617	5,694	5,341	5,434	5,101	4,946	5,260
erro (\pm) (mm)	0,007	0,014	0,015	0,014	0,054	0,013	0,010	0,008

ângulo ($^{\circ}$)	120	135	150	165	180	195	210	225
altura média (mm)	5,366	5,533	5,759	5,526	6,072	6,011	5,118	5,379
erro (\pm) (mm)	0,011	0,016	0,014	0,011	0,013	0,012	0,012	0,014

ângulo ($^{\circ}$)	240	255	270	285	300	315	330	345
altura média (mm)	5,917	5,622	5,319	5,518	5,246	5,414	5,517	4,867
erro (\pm) (mm)	0,016	0,012	0,049	0,014	0,012	0,011	0,020	0,012

Tab. 6.6 - Medidas do perfil da borda da amostra laminada a 45° .

Foram realizadas 20 medidas em cada ponto.

ângulo ($^{\circ}$)	0	15	30	45	60	75	90	105
altura média (mm)	5,014	5,340	5,204	5,059	5,050	5,207	4,832	5,026
erro (\pm) (mm)	0,003	0,004	0,005	0,005	0,004	0,003	0,005	0,005

ângulo ($^{\circ}$)	120	135	150	165	180	195	210	225
altura média (mm)	5,315	4,706	4,683	5,004	5,420	5,438	4,948	4,661
erro (\pm) (mm)	0,002	0,007	0,008	0,007	0,009	0,006	0,008	0,007

ângulo ($^{\circ}$)	240	255	270	285	300	315	330	345
altura média (mm)	5,272	5,083	4,758	4,735	5,097	5,261	5,311	5,713
erro (\pm) (mm)	0,004	0,006	0,007	0,006	0,003	0,004	0,004	0,002

Tab. 6.7 - Medidas do perfil da borda da amostra laminada a 90° .

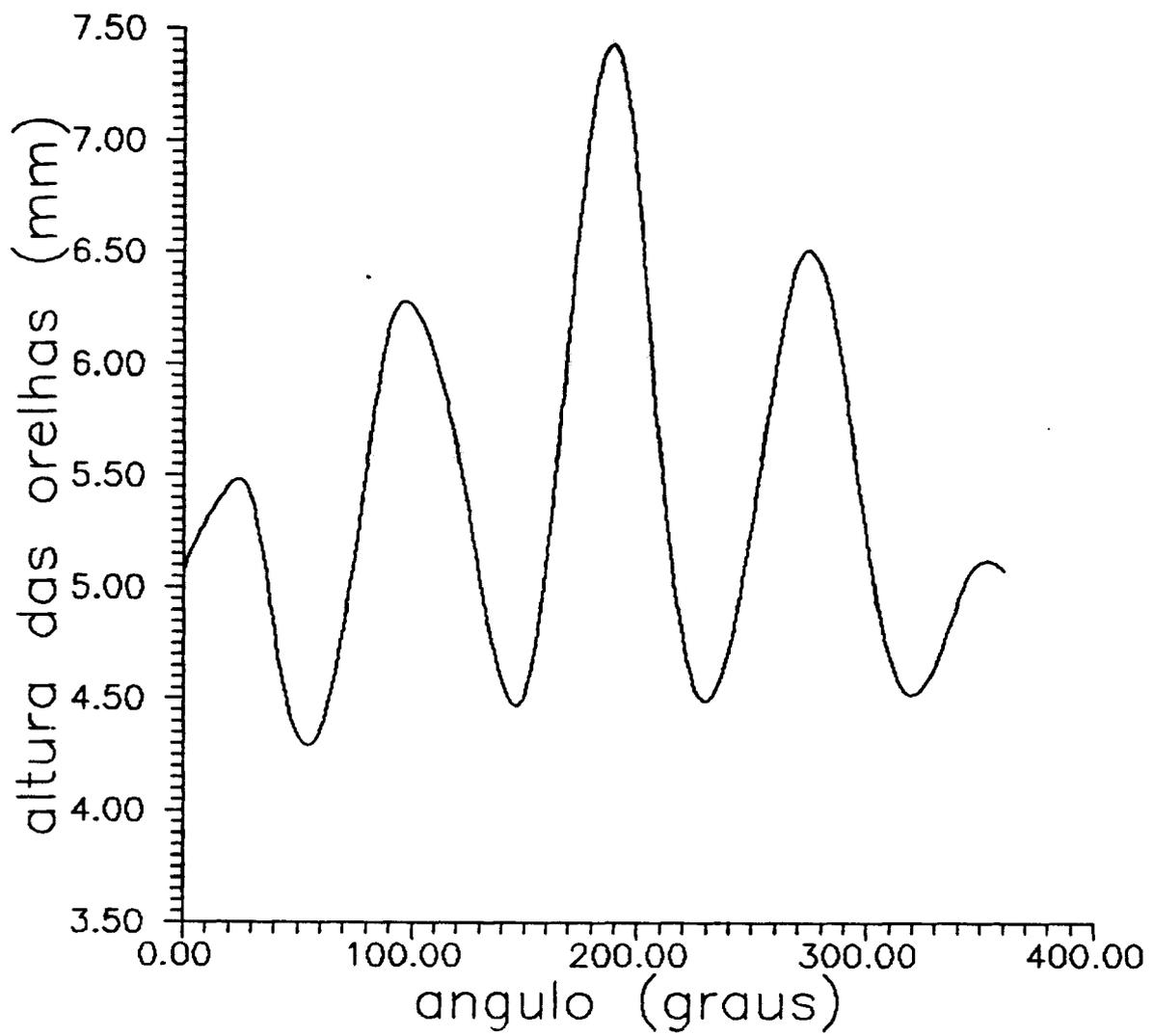


Fig. 6.3 - Perfil do orelhamento da amostra laminada a 0° e recozido.

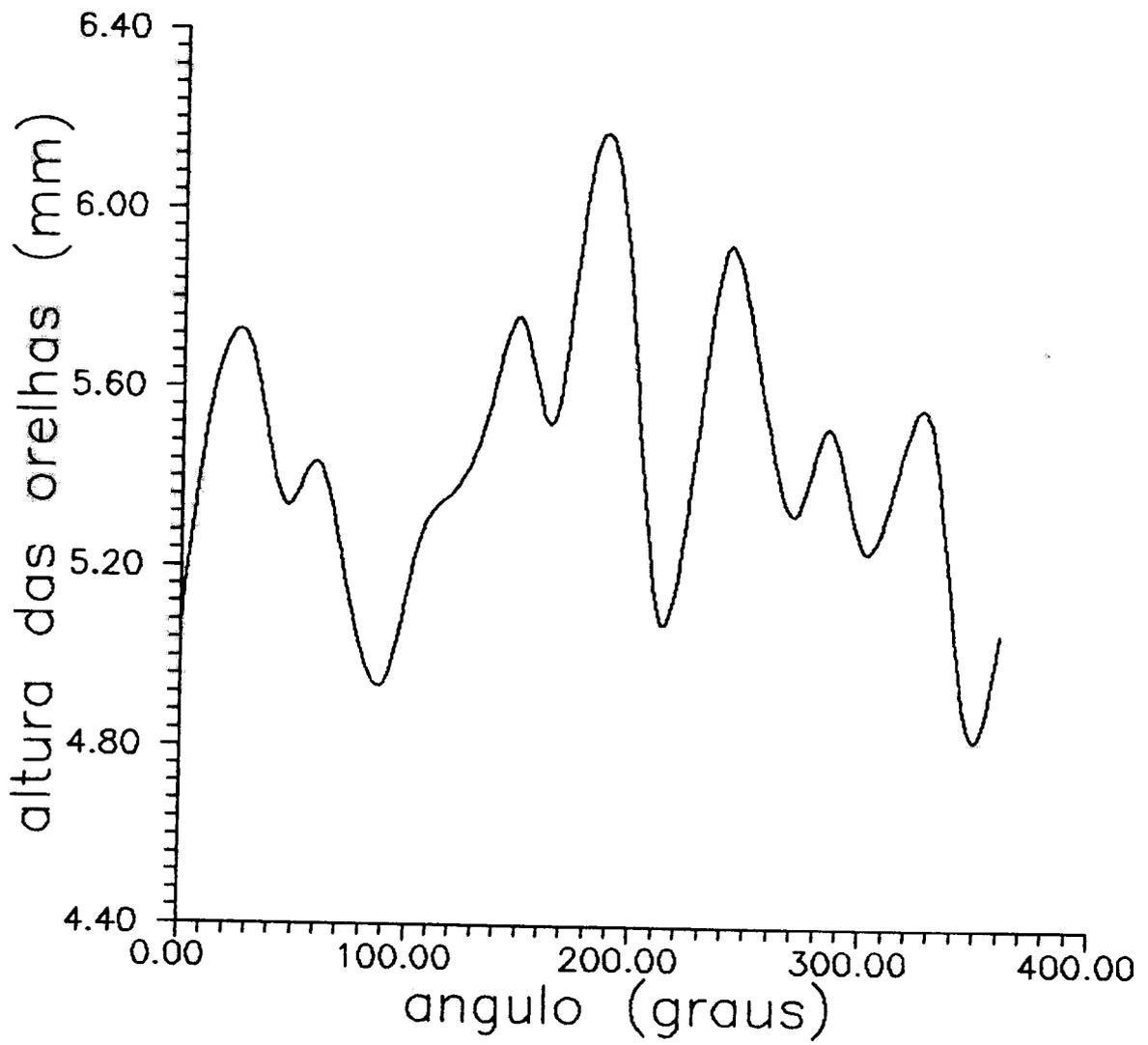


Fig.6.4 - Perfil do orelhamento da amostra laminada a 45° e recozido.

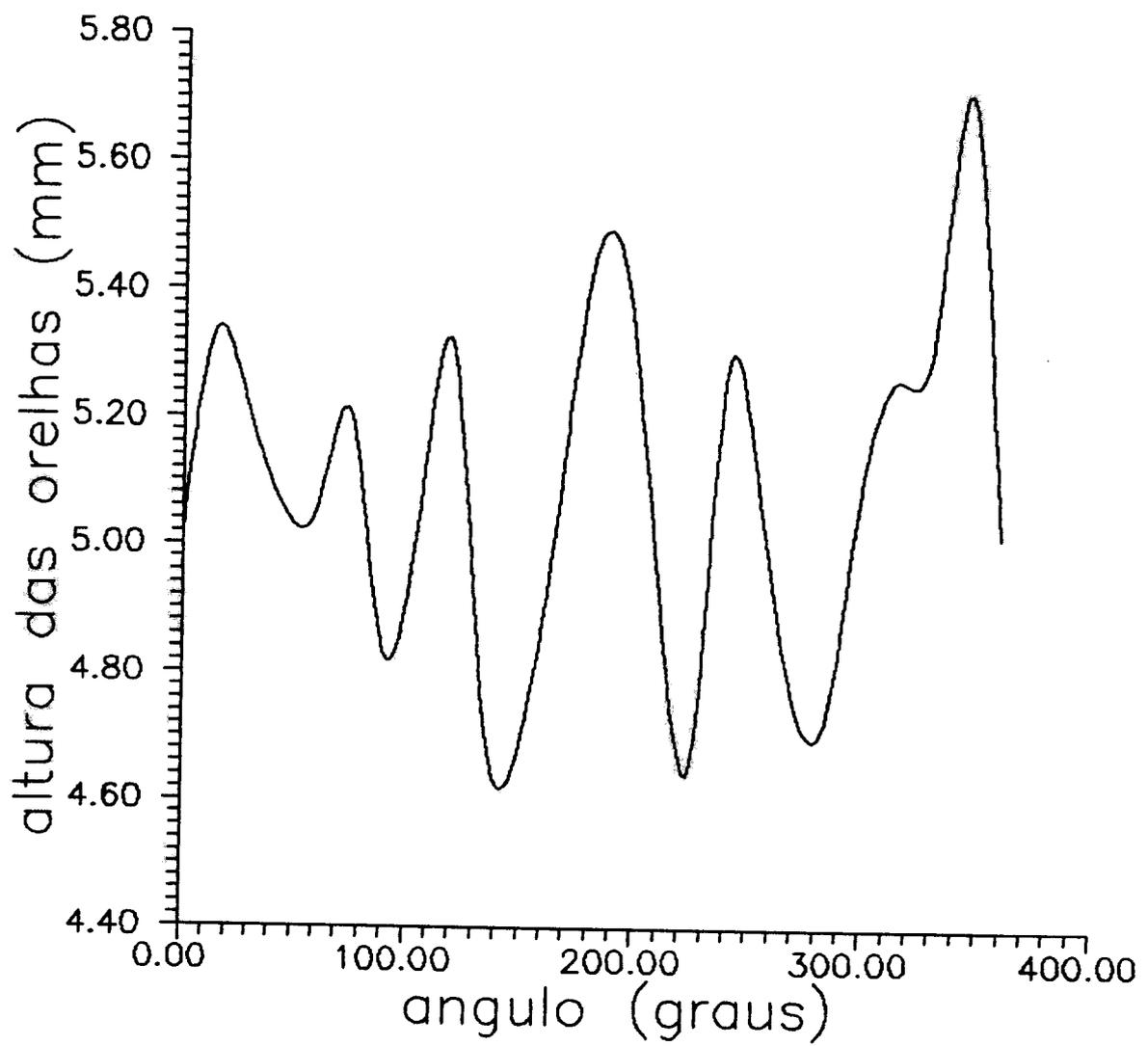


Fig. 6.5 - Perfil do orelhamento da amostra laminada a 90° e recozido.

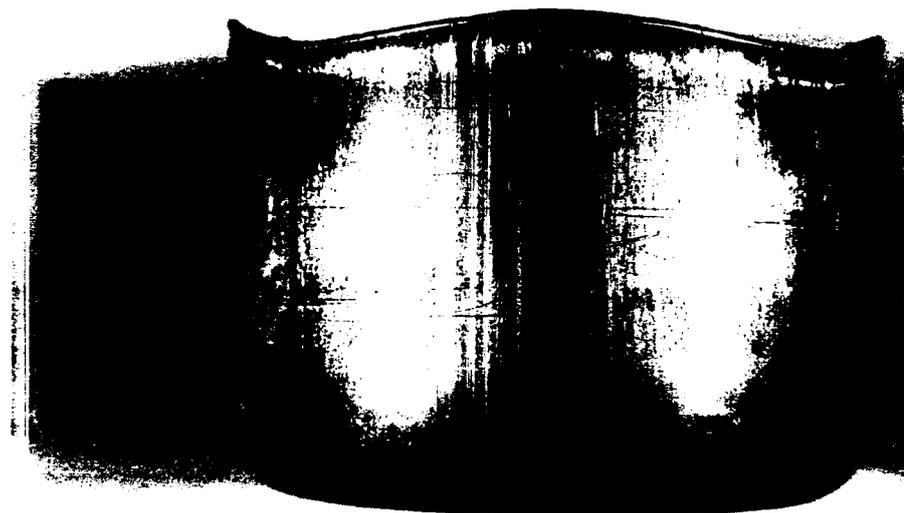


Fig. 6.6 - Foto do copo laminado a 0° e recozido.

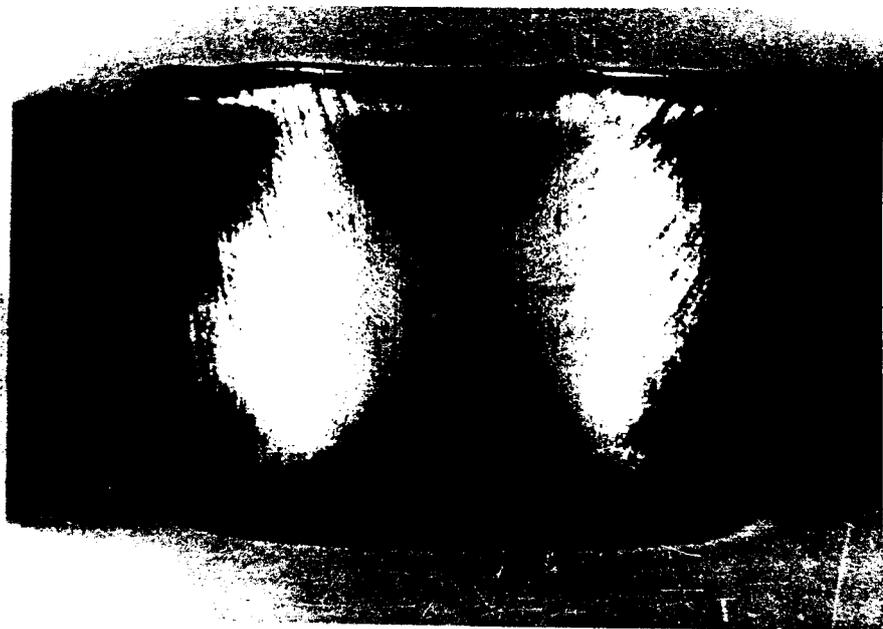


Fig. 6.7 - Foto do copo laminado a 45° e recozido.

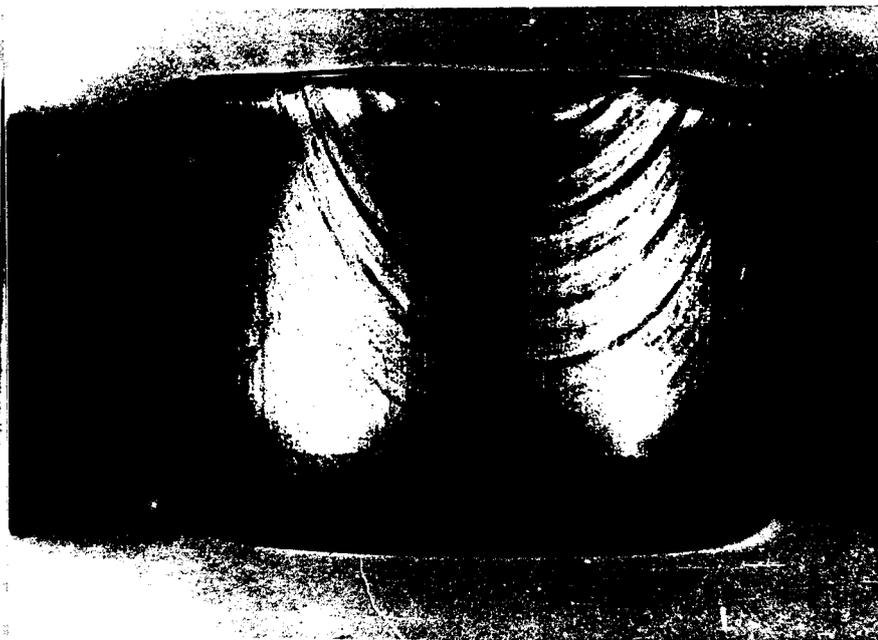


Fig. 6.8 - Foto do copo laminado a 90° e recozido.

intensidade	cor	nível
100% a 85%	vermelha	4
85% a 65%	verde	3
65% a 45%	preta	2
45% a 25	azul	1
>25%	sem cor	0

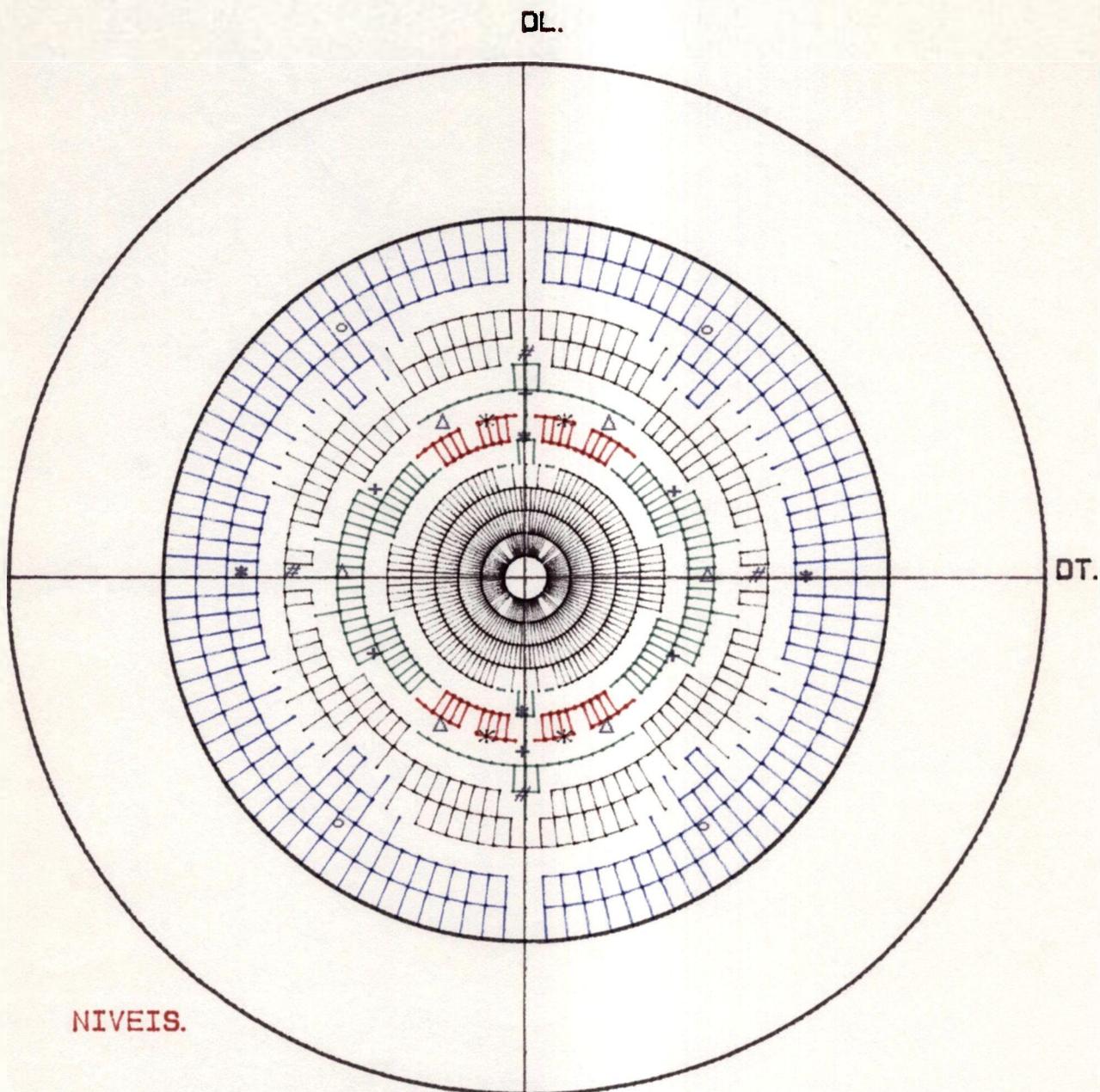
Tab. 6.8 - Classificação dos níveis de intensidade de raio x nas figuras de polo.

símbolos	componente de textura
+	$[\bar{1}\bar{1}2](111)$
Δ	$[1\bar{1}0](111)$
#	$[001](100)$
o	$[001](110)$
*	$[1\bar{1}0](112)$

Tab. 6.9 - Convenção de símbolos das componentes de texturas analisadas.

E.E.U.F.M.G DPTO. ENG. METALURGICA-LABORATORIO DE RAIOS-X.

FIGURA DE POLOS (110) ACO INOX 430 .
ESTADO DE RECEBIMENTO.

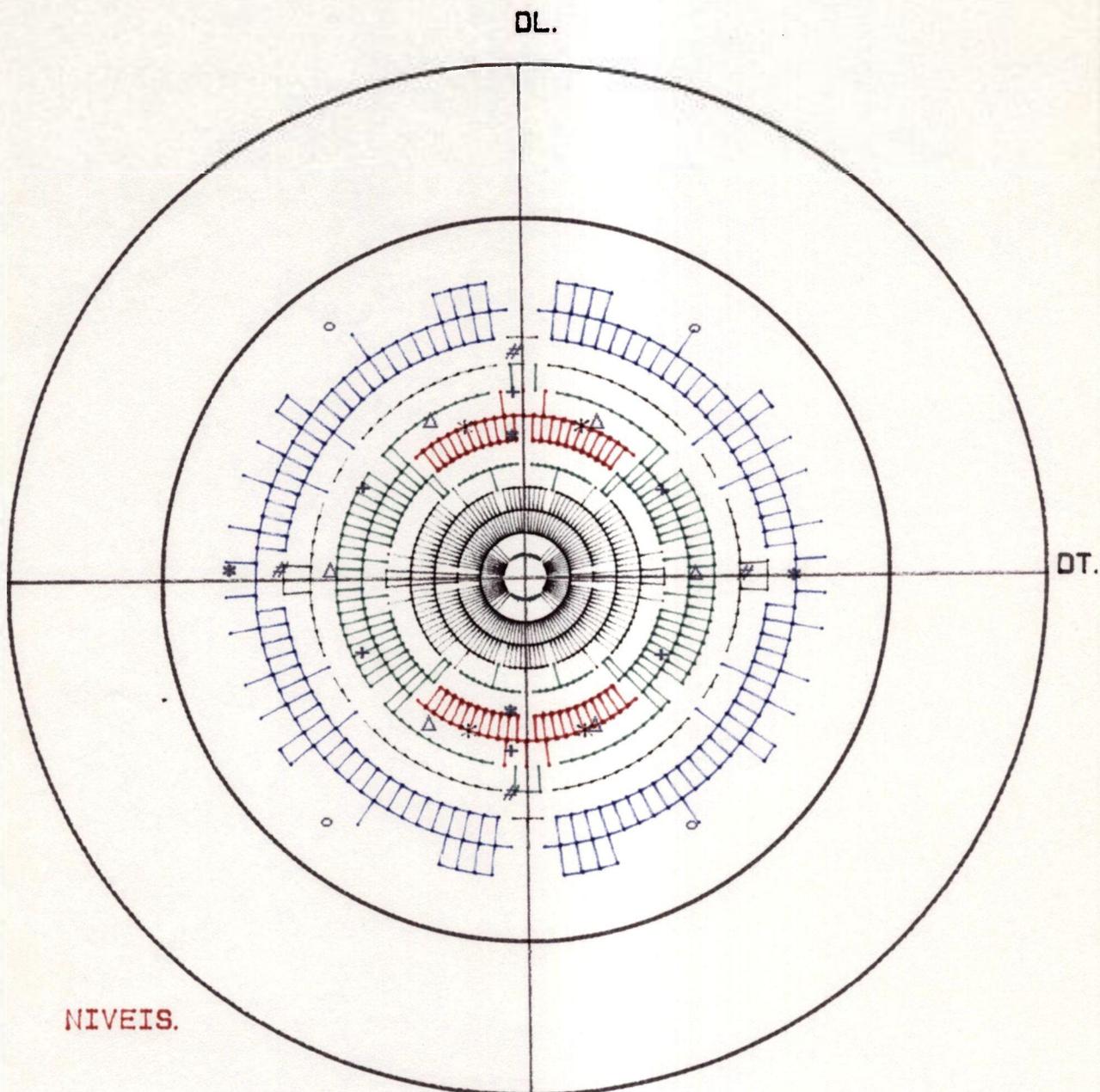


1	25/45%	IMAX	IMAX=, 1263,
2	45/65%	IMAX	IMIN=, 0,
3	65/85%	IMAX .	
4	85/100%	IMAX .	

Fig. 6.9 - Figura de Polo da amostra recebida.

E.E.U.F.M.6 DPTO. ENG. METALURGICA-LABORATORIO DE RAIOS-X.

FIGURA DE POLOS (110) ACO INOX 430 .
LAMINADO A ZERO GRAU E RECOZIDO.



1 — 25/45% IMAX

IMAX=, 590,

2 — 45/65% IMAX

IMIN=, 0,

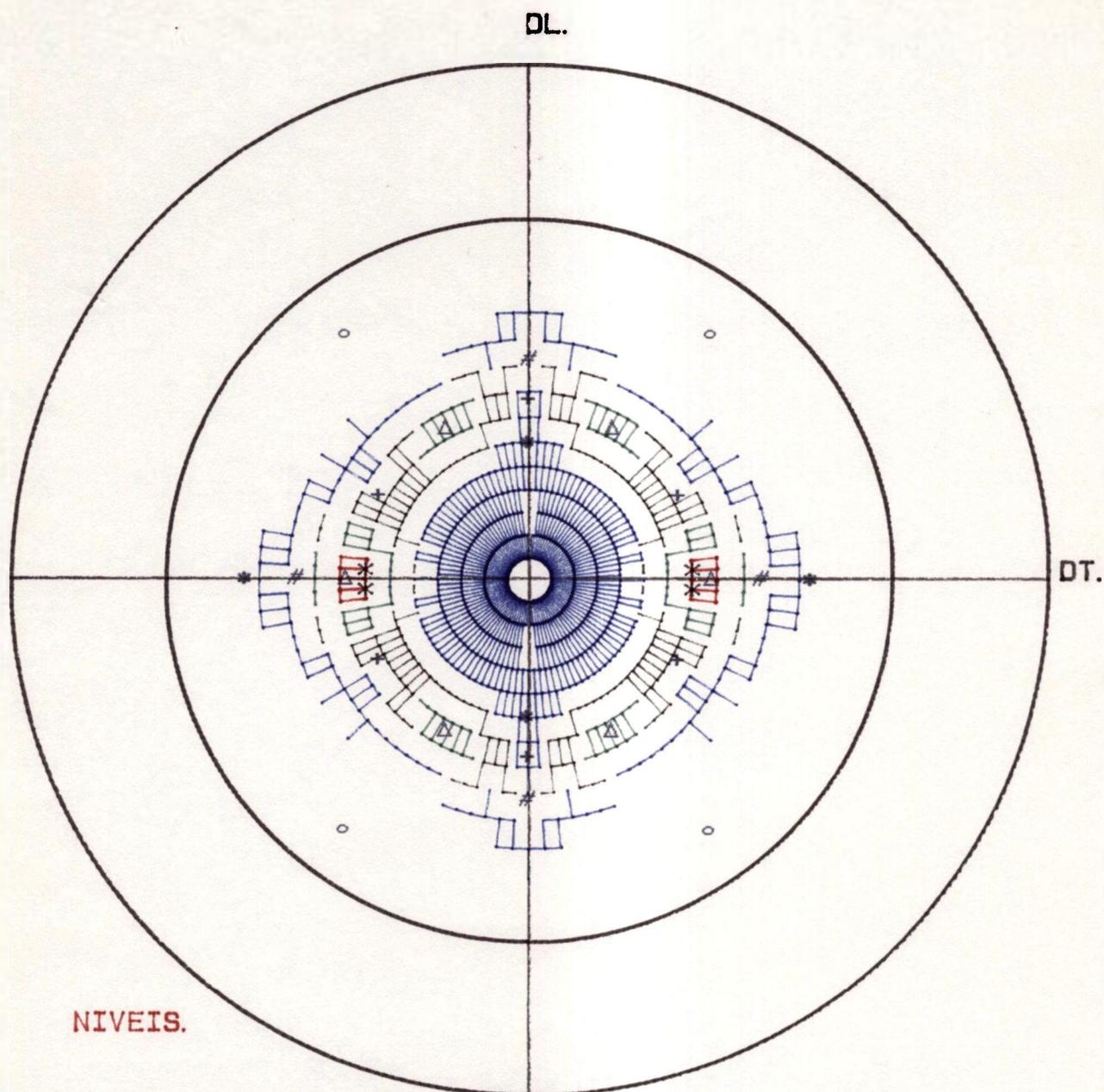
3 — 65/85% IMAX .

4 — 85/100% IMAX .

Fig. 6.11- Figura de Polo da amostra laminada a 0° e recozida.

E.E.U.F.M.G DPTO. ENG. METALURGICA-LABORATORIO DE RAIOS-X.

FIGURA DE POLOS (110) ACO INOX 430 .
LAMINADO A ZERO GRAU.



1 — 25/45% IMAX

IMAX=, 963,

2 — 45/65% IMAX

IMIN=, 0,

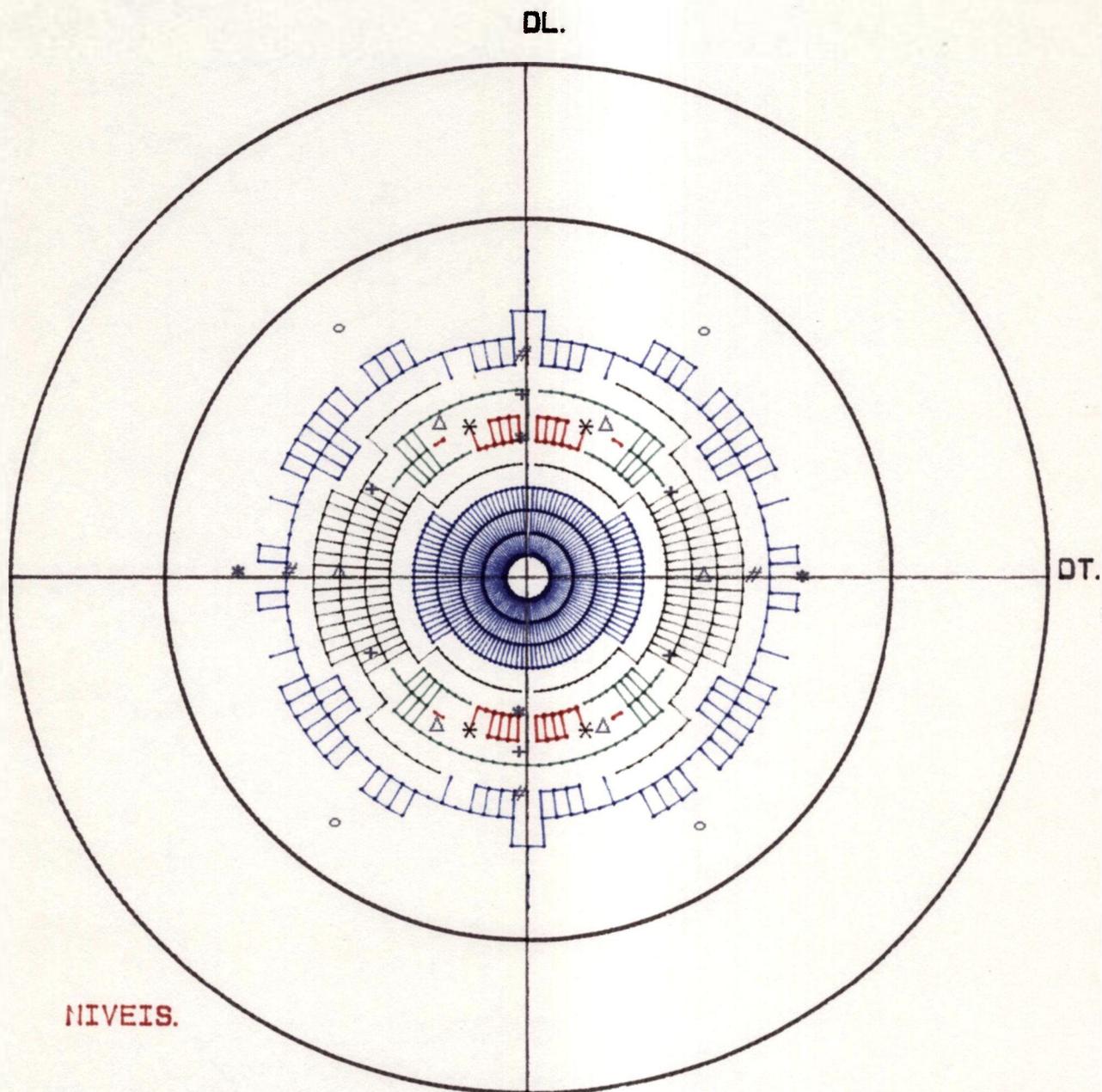
3 — 65/85% IMAX .

4 — 85/100% IMAX .

Fig. 6.10- Figura de Polo da amostra laminada a 0° (encruada).

E.E.U.F.M.G DPTO. ENG. METALURGICA-LABORATORIO DE RAIOS-X.

FIGURA DE POLOS (110) ACO INOX 430 .
LAMINADO A NOVENTA GRAUS.

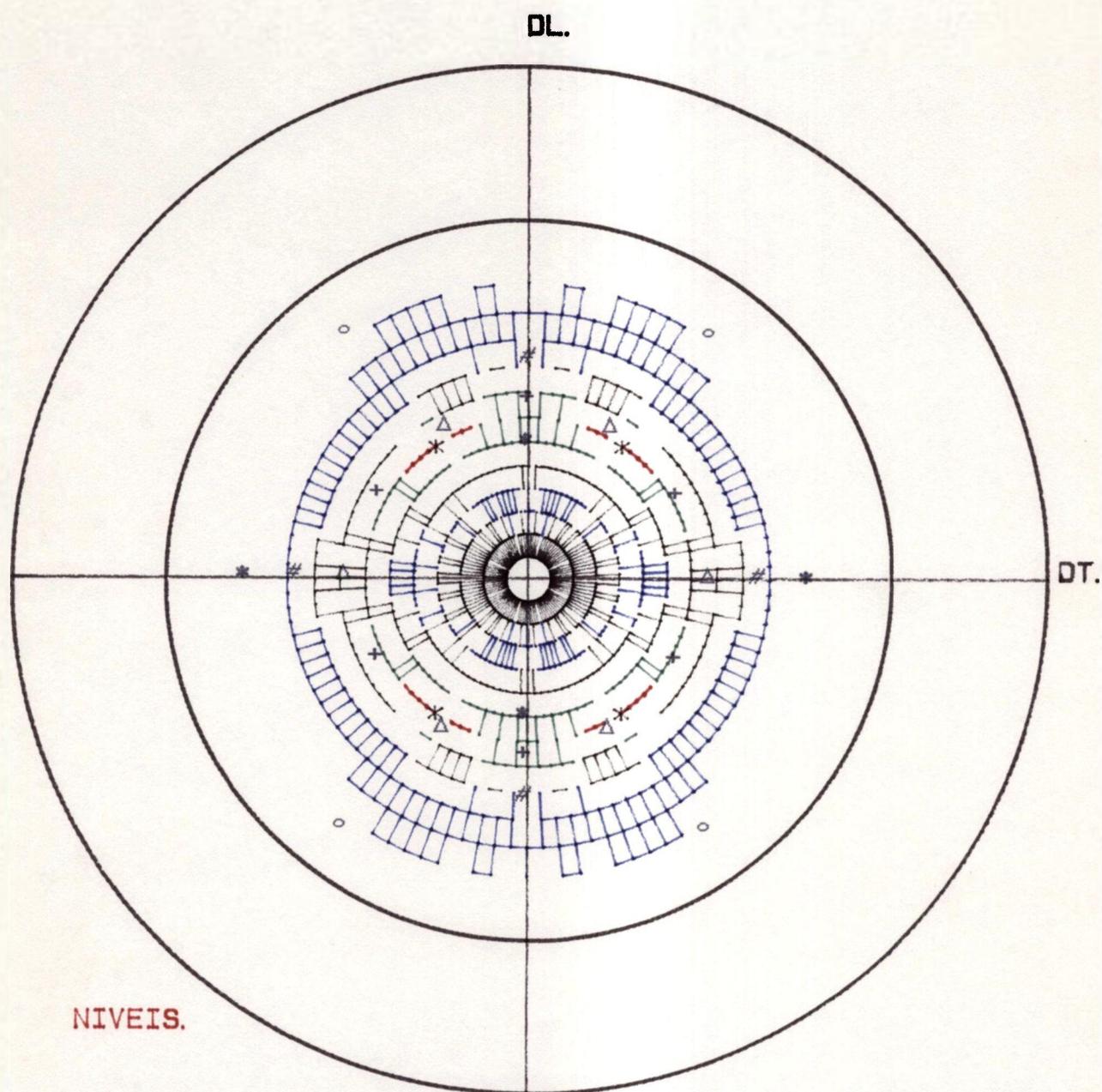


1	25/45%	IMAX	IMAX=, 1018,
2	45/65%	IMAX	IMIN=, 0,
3	65/85%	IMAX .	
4	85/100%	IMAX .	

Fig. 6.12 - Figura de Polo da amostra laminada a 90° (encruada).

E.E.U.F.M.G DPTO. ENG. METALURGICA-LABORATORIO DE RAIOS-X.

FIGURA DE POLOS (110) ACO INOX 430 .
LAMINADO A NOVENTA GRAUS E RECOZIDO.



1	25/45%	IMAX	IMAX=, 706,
2	45/65%	IMAX	IMIN=, 0,
3	65/85%	IMAX .	
4	85/100%	IMAX .	

Fig. 6.13- Figura de Polo da amostra laminada a 90° e recozida.

7 - Discussão de Resultados

7.1 - A Influência do Esquema de Laminação na Anisotropia Produzida por Deformação Plástica

Será analisada em primeiro lugar, a influência do tratamento térmico de recristalização em banho de sal. Pode-se observar que a porcentagem de orelhamento do esquema de laminação a 0° (7,70%), está próximo a faixa dos valores encontrados por Schneider (20), onde a porcentagem de orelhamento é de 8 a 10% para o mesmo aço. Schneider utilizou tempos de aquecimento maiores em seu trabalho, mas a diferença na porcentagem de orelhamento entre os dois tratamentos térmicos é pequena.

Analisando a influência da variação das propriedades com as direções de laminação, constata-se que o material laminado a 45° apresenta uma porcentagem de orelhamento inferior ao laminado a 0° , como ilustra a tabela 6.3. O mesmo pode ser observado para o esquema a 90° , onde a porcentagem orelhamento é de 2,75%, próximo ao limite inferior da faixa apresentada por Schneider (20) para o aço carbono acalmado ao alumínio, de estampabilidade extra profunda (porcentagem orelhamento 4 a 12%).

Quando o material se recristaliza no tratamento térmico, a textura de recristalização desenvolvida, dependerá da orientação inicial que o material apresenta. Novas componentes de textura se desenvolverão podendo surgir um material tendente a apresentar isotropia.

7.2 - A Influência do Esquema de Laminação sobre os Índices de Estampabilidade do Aço ABNT 430

O aço submetido ao esquema 3 (laminação a 90° com a direção original), apresenta o coeficiente r a 45° como um valor intermediário entre os coeficientes r a 0° e a 90° . Devido a isto, a curva do coeficiente r versus os ângulos em relação à

direção de laminação, apresenta forma de sino, como mostrado no trabalho de Koppers (19), e ilustrado na figura 4.1. J. A. Elias, R. H. Heyer e J. H. Smith puderam demonstrar a estreita relação entre o valor r e a orientação do cristal(12). Isto sugere que, provavelmente, a textura do material não esteja sendo modificada, mas que alguns componentes da mesma estejam se acentuando.

A razão $\Delta r/\bar{r}$ pode ser utilizada para avaliar orelhamento. Mas nesse material, esta razão está em torno de 0,25. Aparentemente é um valor um pouco elevado, se comparado com as figuras 4.3 e 4.4, porém esse índice não é muito recomendável nesse material, porque os valores de r a 0° , 45° e 90° não são extremos, logo, Δr não pode ser considerado um índice médio.

Pode-se observar pelo perfil de orelhamento, conforme ilustra a figuras 6.3, 6.4 e 6.5, que as orelhas menores do esquema 3 encontram-se em torno de 90° , onde o material apresenta o maior valor do coeficiente r de Lankford. Conforme era esperado, corresponde à região onde o material apresenta maior resistência ao afinamento da parede e em consequência a altura da orelha é menor.

O produto $n \times \bar{r}$ é um dos índices utilizado para avaliação da conformabilidade de chapas(20). A laminação cruzada não parece melhorar a conformabilidade do material, pois o produto $n \times \bar{r}$ encontrado está na faixa de 0,24. Para o mesmo aço, Schneider encontrou o produto $n \times \bar{r} = 0,19(20)$. O aço carbono, acalmado ao alumínio, de extra-estampabilidade profunda que apresenta o produto $n \times \bar{r}$ de 0,37(20); observa-se que a estampabilidade do aço 430 ainda não é comparável.

7.3 - Comparação entre as Texturas Desenvolvidas nos Diferentes Esquemas de Laminação

Analisando primeiramente a figura de polo da amostra no estado de recebimento, apresentada na figura 6.9, a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$

está no nível de intensidade mais elevada, as componentes $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$, $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(001)[100]$ e $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ estão no segundo nível de intensidade. Como uma componente no nível 4 pode estar 86% da diferença de intensidade e outra no nível 3 a 84%, não se pode afirmar que somente o nível 4 tem as componentes principais da textura. Conseqüentemente todas as componentes citadas acima, são as principais no material recebido. Deve-se notar que a diferença de intensidade é a mais elevada do material.

O material laminado a zero graus com a direção original de laminação, ainda encruado, apresenta a componente de textura $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ como a principal. As demais componentes reduzem a sua intensidade abaixo de 65% da diferença de intensidade. A diferença entre a intensidade máxima e mínima também reduz de 1263 para 963, como mostra a tabela 7.2.

No material laminado a 90° e ainda encruado, a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ em relação ao material fornecido reduz do nível 4 para o nível 2, porém a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ continua no nível 4 com uma dispersão reduzida. A diferença de intensidade é 1018, como mostra a tabela 7.2. A região de 0 a 25% da diferença de intensidade aumentou em relação a amostra fornecida.

Na amostra laminada a zero graus, quando recozida, as componentes $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ fortalecem-se, passando para o nível 4, ficando junto com a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$. No nível 2 tem-se as componentes $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ e $(100)[001]$. A textura do material modifica-se pouco em relação a amostra recebida, a região de 0 a 25% aumenta, reduzindo-se a região de 25 a 45%. Os pontos de máxima intensidade que são representados por um x modificaram 10° em relação ao estado de recebimento, um espaço maior entre eles, como pode ser observado nas figuras 6.9 e 6.11. A diferença de intensidade da amostra reduziu para 590, como mostra a tabela 7.2.

No material laminado a noventa graus e recozido somente a

está no nível de intensidade mais elevada, as componentes $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$, $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(001)[100]$ e $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ estão no segundo nível de intensidade. Como uma componente no nível 4 pode estar 86% da diferença de intensidade e outra no nível 3 a 84%, não se pode afirmar que somente o nível 4 tem as componentes principais da textura. Conseqüentemente todas as componentes citadas acima, são as principais no material recebido. Deve-se notar que a diferença de intensidade é a mais elevada do material.

O material laminado a zero graus com a direção original de laminação, ainda encruado, apresenta a componente de textura $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ como a principal. As demais componentes reduzem a sua intensidade abaixo de 65% da diferença de intensidade. A diferença entre a intensidade máxima e mínima também reduz de 1263 para 963, como mostra a tabela 7.2.

No material laminado a 90° e ainda encruado, a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ em relação ao material fornecido reduz do nível 4 para o nível 2, porém a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ continua no nível 4 com uma dispersão reduzida. A diferença de intensidade é 1018, como mostra a tabela 7.2. A região de 0 a 25% da diferença de intensidade aumentou em relação a amostra fornecida.

Na amostra laminada a zero graus, quando recozida, as componentes $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ fortalecem-se, passando para o nível 4, ficando junto com a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$. No nível 2 tem-se as componentes $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ e $(100)[001]$. A textura do material modifica-se pouco em relação a amostra recebida, a região de 0 a 25% aumenta, reduzindo-se a região de 25 a 45%. Os pontos de máxima intensidade que são representados por um x modificaram 10° em relação ao estado de recebimento, um espaço maior entre eles, como pode ser observado nas figuras 6.9 e 6.11. A diferença de intensidade da amostra reduziu para 590, como mostra a tabela 7.2.

No material laminado a noventa graus e recozido somente a

componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ continua no nível 4, sendo que o ponto de máxima intensidade quase se ajusta a essa componente. A componente $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ está no nível 3 e as demais componentes estão abaixo de 65% da diferença de intensidade; a dispersão reduz bastante, como se observa na figura 6.13. A intensidade da amostra reduz para 706, como mostra a tabela 7.2.

A história do material influencia a textura. Para diferentes esquemas de laminação obtém-se diferentes intensidades nas componentes de textura. No trabalho de Cunha (3) foram obtidas as componentes de textura apresentadas na tabela 7.1, mostrando o desenvolvimento da textura ao longo de cada etapa. Nesse trabalho foram desenvolvido novos esquemas de laminação com um estudo da textura ao longo do processo, que são apresentadas na tabela 7.2.

No trabalho de Cunha a obtenção da textura aleatória ocorre devido ao tratamento de normalização feito antes da laminação. Resultado semelhante é obtido por Mac Donald e Saimoto (6).

7.4 - A influência da textura no orelhamento

A figura 6.11 mostra a figura de polo do corpo de prova que apresentou 7% de orelhamento e a figura 6.13 a figura de polo da amostra que apresenta 2,8% de orelhamento. Observa-se, que a dispersão se reduz em torno das componentes $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ e $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$, na amostra laminada a 90° e recozida. Nessa amostra, o ponto de máxima quase coincide com a componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$; esta componente foi a única que esteve no nível 1 durante toda a pesquisa.

Apesar da redução do orelhamento, o material laminado a 90° e recozido apresenta uma textura bem definida. A hipótese de que para uma textura aleatória obteria-se um material isotropico, não corresponde aos resultados desse trabalho. Durante a deformação novos sistemas de escorregamento são ativados pelas maclas de deformação ou pela rotação do cristal, dificultando o

desenvolvimento de um modelo teórico para compreender o orelhamento na estampagem profunda. Neste trabalho o material texturado apresenta uma porcentagem de orelhamento de 2,8%.

Na literatura consultada(3) encontra-se que o material de estrutura CCC, cujas componentes de textura tem o plano (111) paralelo ao plano de laminação, apresenta um valor elevado do coeficiente de anisotropia r . O produto desse trabalho foi material laminado a 90° e recozido; a componente principal é a componente de textura (111)[$\bar{1}\bar{1}0$]. Essa componente apresenta o plano (111) paralelo ao plano da chapa, conseqüentemente o valor do coeficiente r deve ser elevado. A 90° com a direção de laminação tem-se um valor de r elevado, porém o coeficiente r médio é baixo. Este resultado, aparentemente contraditório, deveria ser melhor avaliado, através de ensaios adicionais, já que a direção [111], compacta na CCC, quando perpendicular à superfície da chapa, é a responsável pela maior resistência na direção da espessura e, portanto, o afinamento é dificultado, aumentando, por conseqüência o valor de \bar{r} .

	Componentes de Textura
Estado de recebimento	$\langle 110 \rangle [001]$ 10° em torno de DT $[1\bar{1}0]$.
Laminação a frio	$\langle 112 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 113 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 115 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 001 \rangle [1\bar{1}0]$.
Normalizado e Laminado	Idem
Laminado e Recozido	$\langle 55\bar{4} \rangle [225]$, $\langle 111 \rangle [2\bar{1}1]$, $\langle 001 \rangle 15^\circ [110]$, $\langle 001 \rangle [110]$.
Normalizado, Laminado e Recozido	Fracas componentes de textura de recozimento. Distribuição quase aleatória de grãos.

Tab. 7.1 - Componentes de Textura Obtidas por Cunha.

Amostra	Nível	Componentes de Textura
Estado de recebimento (1263)	4	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$
	3	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 111 \rangle [1\bar{1}2]$, $\langle 100 \rangle [001]$ e $\langle 112 \rangle [1\bar{1}0]$
Laminação a frio a 0° (963)	4	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$ como pontos de máximo
	3	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$
Laminação a frio a 90° (1018)	4	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$
	3	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}2]$ e $\langle 112 \rangle [1\bar{1}0]$
Laminado a 0° , recozido (590)	4	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 111 \rangle [1\bar{1}2]$ e $\langle 112 \rangle [1\bar{1}0]$
	3	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$, $\langle 111 \rangle [1\bar{1}2]$ e $\langle 100 \rangle [001]$
Laminado a 90° , recozido (706)	4	$\langle 111 \rangle [1\bar{1}0]$
	3	$\langle 112 \rangle [1\bar{1}0]$ e $\langle 111 \rangle [1\bar{1}2]$

Os valores entre parenteses são as diferenças entre a intensidade de máxima e mínima de raio-x difratado pela amostra.

Tab. 7.2 - Texturas obtidas nos diferentes esquemas de laminação.

8 - Conclusões

O esquema utilizando laminação cruzada (90°), no aço inoxidável ferrítico ABNT 430, apresenta uma porcentagem de orelhamento para os corpos de prova testados, semelhante ao limite inferior da faixa que são encontrados nos aços ao carbono acalmados ao alumínio, de estampabilidade extra profunda. Isto é indicativo de uma tendência de se obter uma chapa com elevada isotropia planar.

O material que apresentou menor grau de anisotropia, não apresenta textura aleatória. A componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$, fortalece cada vez mais durante a sequência dos esquema de laminação, quando laminado a 90° e recozido, torna-se a componente principal e apresenta o nível mais elevado na figura de polo.

Ainda não se pode compreender como a textura influencia no orelhamento que ocorre na estampagem profunda, mas pode-se-ia concluir em função dos resultados experimentais obtidos no presente trabalho que o fortalecimento da componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ é importante na redução da anisotropia.

9 - Sugestões para Trabalhos Futuros

O trabalho inicialmente proposto foi a obtenção de um esquema de laminação que reduzisse a anisotropia planar no aço inoxidável ferrítico ABNT 430. Conseguiu-se um esquema apropriado por tentativas.

Em trabalhos futuros, seria importante a análise da textura apropriada para a estampagem através da técnica FODC (Função da Distribuição das Orientações Cristalinas), a qual permite quantificar a textura, tornando possível conhecer melhor o processo de conformação de chapas.

10- Referências Bibliográficas

- 1 - Hosford, W.F. et all. Metal Forming: Mechanics and Metalurgy, Englewood Cliffs, Prentice-Hall, 1983.
- 2 - Dieter, G. E. Metarlugia Mecânica. Rio de Janeiro, Editora Guanabara Kogan, 1981.
- 3 - Cunha, M A. Efeito de uma nomalização na evoiução da textura e no enrugamento do aço inoxidável AISI 430. Belo Horizonte, Escola de Engenharia da UFMG, 1978. Tese de Mestrado.
- 4 - Backofen, W. A. Deformation Processing. Addison-Welley Publishing Company. 1972.
- 5 - Roberts, W.L. Cold rolling steel. New York, Marcel Decker, 1978.
- 6 - Mac Donald, Saimoto S. Influence of texture on Formability of 430 Stainless Steel Sheet. Eighth International Conference Texture of Materials. Santa Fe, New Mexico, USA. 20 - 25 sept 1987.
- 7 - Pedraza, Antônio Juan et all. Tratamento Térmico dos Aços. Belo Horizonte, Escola de Engenharia da UFMG, 1979.
- 8 - Pinto, M. Seminário Interno do centro de pesquisas sobre FLO, Ipatinga, USIMINAS, 1979.
- 9 - Souza, S.A. Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos. São Paulo, Edgard Blücher, 1987.
- 10 - Helman, H. Elementos de la mecânica de dos médios contínuos, Belo Horizonte, UFMG, 1977.

- 11 - Mase, G.E. Continuum Mechanics, Schaum's Outline Series Mc Graw-Hill, 1970.
- 12 - Schneider, C. Pesquisas sobre a anisotropia normal r e o expoente de encruamento n em chapas destinadas à conformação a frio. Tradução de Borisas Cimbliris do original Alemão.
- 13 - Hosford, W.F., The effect of anisotropy and work hardening on cup drawing, redrawing and ironing, Department of Materials and Metallurgical Engineering, The University of Michigan, Ann Arbor, Michigan 48109.
- 14 - Manual Técnico de aços inoxidáveis: Características básicas e cuidados, ACESITA.
- 15 - Almeida, Leonan. Influência da redução a frio sobre a estampabilidade de chapas de aço inoxidável ABNT 430 lamindas a frio, Belo Horizonte, Escola de Engenharia da UFMG, 1987, Tese de Mestrado.
- 16 - Colpaert, H. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 3^ª Edição. São Paulo. Editora Blucher, 1986.
- 17 - Chiaverine, Vicente. Tratamento Térmico das Ligas Ferrosas, 2^ª edição. São Paulo, Associação Brasileira dos Metais, 1987.
- 18 - Mc Gannon, Harold E. The Making, shaping and treating of steel. 9^ª edição. Pittsburg, Penn. United States Steel, 1971.
- 19 - Kupers, W. The anisotropy value r and its effect on the forming behaviour of stainless steel sheet, Bander-Bleche-Rohres, 18(8): 541-5, Aug. 1977.
- 20 - Schneider, S.G. et alli. Type 430 with better drawability. Metals Engineering Quartely, 14(1):40-3, Feb. 1974.

- 21 - Associação Brasileira de Normas Técnicas. Materials Metálicos - Determinação da Dureza Vickers; NBR 6672. Rio de Janeiro, Julho de 1981.
- 22 - Silva, Paulo Furtado. Introdução a corrosão e proteção a superfícies metálicas. Imprensa Universitária da UFMG. Belo Horizonte, 1981.
- 23 - Klein Luiz Nelson T. Conformação na prensa, fascículo de informação técnicas. Ipatinga, Centro de Pesquisa da USIMINAS - UDC, 1980.