

Universidade Federal do Rio de Janeiro

ESTUDO DA EVOLUÇÃO DA TEXTURA
CRISTALOGRÁFICA EM ALUMÍNIO COMERCIALMENTE
PURO PROCESSADO POR EXTRUSÃO ANGULAR EM
CANAL (EAC)

João Paulo Mendes Antenor

2011

**ESTUDO DA EVOLUÇÃO DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA EM ALUMÍNIO
COMERCIALMENTE PURO PROCESSADO POR EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL
(EAC)**

João Paulo Mendes Antenor

Projeto de graduação submetido ao corpo docente do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMM) da Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro como parte dos requisitos necessários para a obtenção da graduação em Engenharia Metalúrgica.

Aprovado por:

Juan Carlos Garcia de Blas, Dr.Ing. (orientador)

Luiz Carlos Pereira, D.Sc. (co-orientador)

Adriana da Cunha Rocha, D.Sc.

Helio Salim de Amorim, D.Sc.

Rio de Janeiro, RJ – Brasil

Dezembro de 2011

Resumo

As chapas metálicas desempenham um importante papel na produção de produtos das mais diversas naturezas. Um processo de considerável importância na utilização de chapas industrialmente é a estampagem profunda. Neste processo são requeridas algumas propriedades anisotrópicas do material para que defeitos de fabricação não sejam induzidos durante a estampagem. A Extrusão Angular em Canal (ou *Equal Channel Angular Pressing*, ECAP) tem se mostrado uma técnica promissora na obtenção de anisotropia em alumínio, devido à textura cristalográfica gerada em decorrência do modo de deformação envolvido no processo, cisalhamento simples. Neste trabalho a textura gerada em alumínio 1050 pelo processamento por ECAP é estudada por difração de Raios-X e a anisotropia por ensaios mecânicos.

Abstract

Metal sheets play an important role on the production of many products. An important process applied to sheets is the deep drawing. In this process some anisotropy is required to the material so that it doesn't show defects during the process. One of the most suitable ways to produce aluminum with the desired anisotropy is the as Equal Channel Angular Pressing (ECAP). It occurs because of the mode of deformation related to this technique: the simple shear. On this work the texture produced by ECAP in aluminum AA1050 is studied by X-Ray diffraction and the anisotropy is characterized by mechanical tests.

ÍNDICE

| | |
|--|----|
| 1 INTRODUÇÃO | 5 |
| 2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA | 6 |
| 2.1 ALUMÍNIO | 6 |
| 2.1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS | 6 |
| 2.1.2 ESTRUTURA..... | 6 |
| 2.1.3 LIGAS..... | 7 |
| 2.1.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS..... | 7 |
| 2.1.5 ESTAMPABILIDADE/CONFORMABILIDADE | 7 |
| 2.2 ANISOTROPIA E TEXTURA..... | 9 |
| 2.2.1 DEFINIÇÕES..... | 9 |
| 2.2.2 REPRESENTAÇÃO DE ANISOTROPIA:..... | 10 |
| 2.2.2.1 PARÂMETRO DE LANKFORD..... | 10 |
| 2.2.2.2 COEFICIENTE DE ANISOTROPIA PLANAR. | 11 |
| 2.2.3 REPRESENTAÇÃO DE TEXTURA:..... | 12 |
| 2.2.4 TEXTURAS IDEAIS PARA O ALUMÍNIO..... | 13 |
| 2.2.5 FIGURAS DE PÓLOS | 13 |
| 2.2.6 FUNÇÃO DE DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÕES (ODF)..... | 16 |
| 2.3 LAMINAÇÃO | 20 |
| 2.3.1 PRINCÍPIOS DA LAMINAÇÃO | 20 |
| 2.3.2 MODO DE DEFORMAÇÃO..... | 20 |

| | |
|---|-----------|
| 2.3.3 TEXTURA DE LAMINAÇÃO DO ALUMÍNIO | 23 |
| 2.4 EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL (EAC) | 25 |
| 2.4.1 PRINCÍPIOS DA EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL..... | 25 |
| 2.4.1.1 GEOMETRIA DO PROCESSO..... | 25 |
| 2.4.1.2 DEFORMAÇÃO..... | 26 |
| 2.4.1.3 ROTAS DE PROCESSAMENTO..... | 28 |
| 2.4.1.4 MICROESTRUTURA..... | 28 |
| 2.4.1.5 EAC E TEXTURA NO ALUMÍNIO | 29 |
| 2.4.2 APLICABILIDADE INDUSTRIAL DO EAC | 30 |
| 2.5 ESTAMPAGEM PROFUNDA | 31 |
| 2.5.1 INTRODUÇÃO..... | 31 |
| 2.5.2 PRINCÍPIOS DA ESTAMPAGEM PROFUNDA..... | 31 |
| 2.5.3 RAZÃO LIMITE DE EMBUTIMENTO..... | 34 |
| 3. MATERIAIS E MÉTODOS..... | 35 |
| 3.1PRODUÇÃO DE AMOSTRAS | 35 |
| 3.1.2 INTRODUÇÃO..... | 35 |
| 3.1.3 LAMINAÇÃO A QUENTE | 35 |
| 3.1.4 LAMINAÇÃO A FRIO..... | 35 |
| 3.1.5 USINAGEM | 35 |
| 3.1.6 TRATAMENTO TÉRMICO | 36 |
| 3.2 PROCESSAMENTO DAS AMOSTRAS POR EAC..... | 37 |

| | |
|---|-----------|
| 3.2.1 IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS..... | 37 |
| 3.2.2 ENSAIOS DE EAC | 37 |
| 3.3 CARACTERIZAÇÃO DA TEXTURA | 40 |
| 3.3.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X | 41 |
| 3.3.3 ANÁLISE DE TEXTURA | 41 |
| 3.3.3.1 AQUISIÇÃO DE DADOS..... | 42 |
| 3.3.3.2 ANÁLISE DOS DADOS | 44 |
| 3.4 MEDIÇÃO DE ANISOTROPIA | 45 |
| 4 RESULTADOS | 49 |
| 4.1 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X..... | 49 |
| 4.2 FIGURAS DE PÓLOS | 51 |
| 4.2.1 FIGURAS DE PÓLOS DIRETAS..... | 51 |
| 4.2.2 FIGURAS DE PÓLOS INVERSAS | 52 |
| 4.3 FUNÇÕES DE DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÕES | 54 |
| 4.4 MEDIÇÃO DE ANISOTROPIA | 56 |
| 5 DISCUSSÃO | 57 |
| 6 CONCLUSÕES | 58 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 59 |

1 INTRODUÇÃO

As chapas metálicas desempenham um importante papel na produção de produtos das mais diversas naturezas. Um processo de considerável importância na utilização de chapas industrialmente é a estampagem profunda. Neste processo são requeridas algumas propriedades anisotrópicas do material para que defeitos de fabricação não sejam induzidos durante a estampagem. A estampagem profunda é amplamente utilizada para o aço, em contrapartida, o alumínio, não tem grande utilização por meio deste processo devido as suas características mecânicas. A anisotropia requerida para esta aplicação é proveniente da textura cristalográfica e esta textura é proveniente do modo de deformação ao qual o material foi submetido. O alumínio quando submetido ao cisalhamento simples desenvolve a textura desejada para essa aplicação. Um dos métodos mais eficazes de deformar materiais metálicos por cisalhamento simples é a Extrusão Angular em Canal (EAC) (ou *Equal Channel Angular Pressing*, EAC) [1]. Nesta técnica, o material com geometria de tarugo é introduzido sob pressão através de dois canais de mesma secção ligados por um ângulo conhecido e, durante a passagem, deformações cisalhantes de grande intensidade são impostas ao material [2]. Após um passe de EAC é observado que a geometria da secção do material é pouco modificada de forma que este possa sofrer outros passes e acumular deformação. O objetivo deste trabalho é estudar a textura promovida pelo processamento por EAC no alumínio em diferentes graus de deformação.

Neste trabalho, chapas de alumínio AA 1050 empilhadas foram processadas por EAC. A textura final e inicial foram caracterizadas por difração de Raios-X e a anisotropia estudada por ensaios mecânicos.

2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 Alumínio

2.1.1 Considerações Gerais

O alumínio é um dos materiais mais abundantes na crosta terrestre sob a forma de óxido . Contudo sua conversão de óxido a metal só se tornou viável industrialmente ha aproximadamente cem anos com o advento do processo Bayer e do processo Hall-Helleroult. O alumínio e suas ligas se caracterizam e são utilizados como materiais de engenharia por sua boa relação resistência e densidade, boa ductilidade e também por apresentar passivação. A passivação ocorre por meio da formação de uma fina camada de óxido na sua superfície a temperatura ambiente, sendo assim resistente a corrosão na maioria dos meios [3].

O sistema cristalino do Alumínio é o Cúbico de Face Centrada (CFC), por isso possui baixa energia de falha de empilhamento se comparado com metais de sistema cristalino Cúbico de Corpo Centrado (CCC). Contudo, dentre os metais de estrutura CFC possui um valor significativamente elevado, o que explica algumas particularidades do seu processamento mecânico.

2.1.2 Estrutura

O alumínio possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). O átomo de alumínio tem raio de 143pm. Estas características conferem a este metal a capacidade de reter em solução sólida elementos como cobre, magnésio, silício, entre outros de forma a garantir um endurecimento eficiente por solução sólida [4].

2.1.3 Ligas

As ligas de alumínio são divididas em duas categorias: as ligas trabalhadas e as ligas de fundição. As ligas trabalhadas se dividem em encruadas e tratadas termicamente. As ligas tratadas são endurecidas por precipitação através de envelhecimento artificial [4]. As ligas encruáveis são as de maior interesse para este trabalho, em especial o alumínio comercialmente puro, a liga AA 1050.

2.1.4 Propriedades Mecânicas

O alumínio puro possui limite de escoamento de 12,7Mpa, limite de resistência em tração de 48Mpa e módulo de elasticidade de 70GPa . O alumínio puro não apresenta um encruamento muito acentuado. Uma das mais notáveis propriedades mecânicas do alumínio é a sua ductilidade.

Por ser um metal de estrutura CFC com energia de falha de empilhamento alta, o alumínio, diferentemente do esperado para metais com esta estrutura, forma subestruturas de discordâncias ao sofrer grandes deformações, mesmo a temperatura ambiente [5].

2.1.5 Estampabilidade/Conformabilidade

Embora apresente grande ductilidade, a anisotropia do alumínio não favorece a sua conformabilidade sob a forma de chapas. O parâmetro de Lankford [6], ou r_m , das chapas de alumínio se situa entre 0,7 e 0,8 ao passo que o Aço e outros metais CCC apresentam o mesmo parâmetro acima de 1,0 . O coeficiente de anisotropia planar, ou Δr , do alumínio é relativamente alto, em torno de 0,6.

Estas características se devem a estrutura cristalina apresentada pelo alumínio e a maneira em que ele é processado convencionalmente, que resulta em uma textura não favorável. Durante a estampagem profunda defeitos como orelhas e furos têm grande ocorrência. [1].

Chapas de alumínio normalmente são produzidas por laminação a quente e laminação a frio seguida de recozimento para recristalização. A textura resultante deste processamento é a textura cubo ($\{100\}\langle 001\rangle$) e textura de laminação ($\{110\}\langle 221\rangle$) [1] o que confere às chapas de alumínio convencionais os valores de r e Δr citados anteriormente.

2.2 Anisotropia e Textura

2.2.1 Definições

Monocristais apresentam anisotropia, ou seja, propriedades diferentes de acordo com a direção da solicitação. No caso de solicitações mecânicas isso se deve ao fato da deformação ocorrer segundo sistemas de deslizamento preferenciais definidos pelas direções cristalográficas mais densas nos planos cristalográficos mais densos [5].

Materiais policristalinos não apresentam anisotropia tão pronunciada como no caso de monocristais. Idealmente, se todos os grãos estiverem orientados aleatoriamente, o material é completamente isotrópico [7], mas os métodos de fabricação em geral levam a uma característica conhecida como textura cristalográfica. A textura é a existência de uma orientação preferencial para os grãos, de maneira que as propriedades do material não sejam as mesmas em todas as direções.

Existem texturas de diferentes naturezas. Em peças fundidas é observada a textura de fusão, devido ao crescimento dos grãos orientado de acordo com o gradiente térmico imposto pelo modo de resfriamento.

A deformação plástica é caracterizada por deslizamento de planos cristalográficos preferenciais o que frequentemente leva a rotação e maclagem no cristal, dando ao material trabalhado uma textura característica do processo de conformação empregado. A esse tipo de textura damos o nome de textura de deformação. Durante um tratamento térmico onde ocorra recristalização, ha modificação na textura, gerando uma textura de recristalização que depende da textura anterior.

Crescimento de grão após a recristalização não leva a mudanças acentuadas na textura, excetuando-se quando estes se tornam tão grandes que consomem os menores impondo uma textura representada pela orientação de poucos grãos que normalmente difere da textura de deformação e de recristalização. A textura final da peça depende das características microestruturais iniciais, do processo de conformação empregado e da temperatura de processamento. [7].

2.2.2 Representação de Anisotropia:

A anisotropia na resistência mecânica de um material pode ser entendida com três parâmetros: o Parâmetro de Lankford r e o coeficiente de anisotropia planar Δr .

2.2.2.1 Parâmetro de Lankford.

O índice de anisotropia plástica, ou simplesmente r , é definido como o quociente da deformação verdadeira na largura pela deformação verdadeira na espessura.

$$r = \frac{\ln\left(\frac{l_0}{l}\right)}{\ln\left(\frac{e_0}{e}\right)} \quad (2.2.2.1.1)$$

Onde l_0 e l são respectivamente as larguras inicial e final e e_0 e e as espessuras inicial e final. Em um ensaio de tração convencional é possível a obtenção deste parâmetro para uma direção da chapa.

Valores elevados de r são desejáveis na conformação de chapas, em especial na estampagem profunda. Para facilitar as medições, usa-se o princípio de que durante a deformação plástica o volume se mantém constante, assim:

$$\varepsilon_l + \varepsilon_e + \varepsilon_c = 0 \quad (2.2.2.1.2)$$

$$\varepsilon_e = -(\varepsilon_l + \varepsilon_c) \quad (2.2.2.1.3)$$

ε_l , ε_c e ε_e são respectivamente as deformações verdadeiras na largura, comprimento e espessura. Substituindo a equação (2.2.2.1.3) em (2.2.2.1.1) temos:

$$r = \frac{\ln\left(\frac{l_0}{l}\right)}{\ln\left(\frac{lc}{l_0c_0}\right)} \quad (2.2.2.1.4)$$

Onde c e c_0 são respectivamente os comprimentos final e inicial. Dessa maneira medições de espessura são descartáveis.

2.2.2.2 Coeficiente de Anisotropia Planar.

O Parâmetro de Lankford é uma característica relacionada a uma direção da chapa. Para avaliar se existe anisotropia no plano da chapa, é utilizado o coeficiente de anisotropia planar. Este parâmetro é calculado com base nos valores de r para diferentes direções da chapa da seguinte forma:

$$r_m = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.2.2.2.1)$$

Os índices de r se referem ao ângulo que a direção do corpo de prova em relação a direção de laminação da chapa. Idealmente não deve existir diferenças significativas entre

os valores de r com ângulos diferentes, por isso, idealmente o r_m deve possuir um valor próximo dos valores de r .

Uma maneira de se medir a variação de r ao longo do plano da chapa é a determinação do coeficiente de anisotropia planar, o parâmetro Δr :

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.2.2.2.2)$$

Pela análise da equação, quanto mais próximo de zero menor a anisotropia planar, indicando proximidade entre os valores de r para diferentes direções.

2.2.3 Representação de Textura:

A textura de uma chapa é representada da seguinte maneira:

{família de planos paralelos à superfície da chapa}<direção contida nestes planos paralela a direção de laminação>

Então uma chapa laminada que apresente textura $\{100\}\langle 001 \rangle$ possui uma grande proporção de seus grãos orientados de forma que seus planos $\{100\}$ estejam paralelos a sua superfície enquanto as direções $\langle 001 \rangle$ paralelas a direção de laminação.

Existem texturas características do processo de fabricação e do material. Alguns exemplos de texturas bem conhecidas são :cubo W $\{100\}\langle 001 \rangle$, Goss $\{011\}\langle 100 \rangle$, tipo cobre C $\{211\}\langle 111 \rangle$, tipo latão B $\{011\}\langle 211 \rangle$, cubo rodado WRD $\{123\}\langle 001 \rangle$, cubo gêmeo WT $\{221\}\langle 122 \rangle$, alumínio S $\{123\}\langle 634 \rangle$, alumínio/latão B/S $\{681\}\langle 112 \rangle$. [7].

2.2.4 Texturas Ideais para o Alumínio

Estudos mostram que existe uma relação bem clara entre a textura e os valores dos coeficientes de anisotropia [8]. Foram encontrados os valores teóricos de r , r_m e Δr para texturas ideais, ou seja, com a totalidade dos grãos obedecendo a uma orientação específica.

Tabela 2.2.4.1: orientações ideais e respectivos coeficientes de anisotropia. Adaptado de [8].

| Orientação ideal | r_0 | r_{45} | r_{90} | r_m | Δr |
|------------------|-------|----------|----------|-------|------------|
| {001}<100> | 1,00 | 0,00 | 1,00 | 0,53 | 0,30 |
| {001}<110> | 0,00 | 1,00 | 0,00 | 0,53 | 0,30 |
| {111}<110> | 1,84 | 1,89 | 1,95 | 1,91 | 0,04 |
| {111}<112> | 1,95 | 1,89 | 1,84 | 1,91 | 0,04 |
| {110}<100> | 0,96 | 0,50 | 17,00 | 2,69 | 2,70 |
| {110}<112> | 0,50 | 2,09 | 1,00 | 1,35 | 0,46 |

A partir da tabela 2.2.4.1 é possível identificar quais seriam as orientações que melhor favoreceriam a conformação para o alumínio: {111}<110> e {111}<112> por apresentarem melhor combinação de r_m e Δr .

2.2.5 Figuras de Pólos

Figuras de pólo são projeções estereográficas que mostram a distribuição de normais de um determinado plano cristalográfico, em um sistema de coordenadas ajustado a amostra [7]. Para chapas laminadas, é conveniente definir o sistema de referencia de acordo com a direção de laminação (DL), a normal da chapa (DN) e a direção ortogonal a

ambas, a direção transversal a laminação (DT).

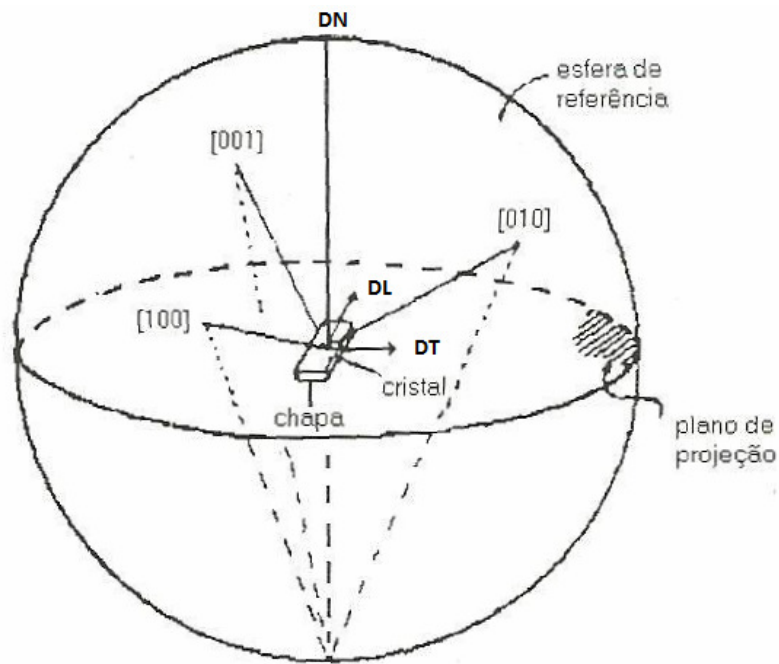


Figura 2.2.5.1: figura esquemática com destaque das direções de um amostra em relação a esfera de referencia [7]

A projeção estereográfica é visualizada centrando-se uma esfera de referencia de raio arbitrário na origem do sistema de coordenadas. A projeção estereográfica é a projeção dos pontos definidos pelas normais dos planos e as esferas numa superfície hemisférica da esfera paralela ao plano definido por DL e DT. O ponto focal da projeção é definido ao longo de DN.

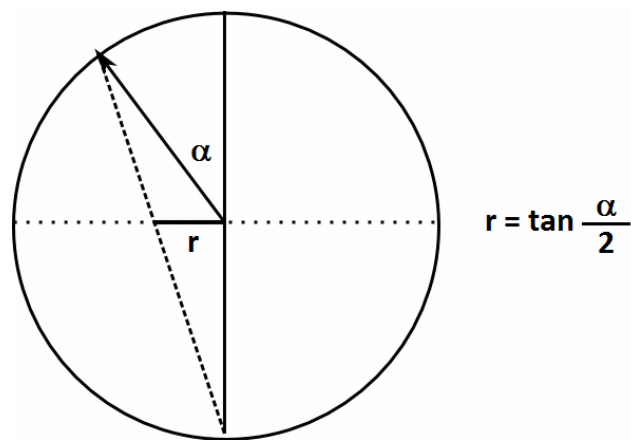


Figura 2.2.5.2.: Figura ilustrativa do sistema de projeção estereográfico.

Como já foi dito, uma figura de pólo é definida para um plano cristalográfico específico. Será usado o exemplo dado por Cullity [9], supondo um material de sistema cúbico com dez grãos cujas orientações foram previamente determinadas, pode-se construir a figura de polos com os polos $\{100\}$. Note que cada grão terá três pontos, pois se considera todos os planos da família $\{100\}$ para aquele grão. Assim em uma distribuição aleatória de orientações teríamos algo semelhante a figura 2.2.5.3(a). Se os planos $\{100\}$ estiverem orientados perpendiculares ao plano da chapa ou próximo disto, a figura de polo poderia ser descrita como em 2.2.5.3 (b).

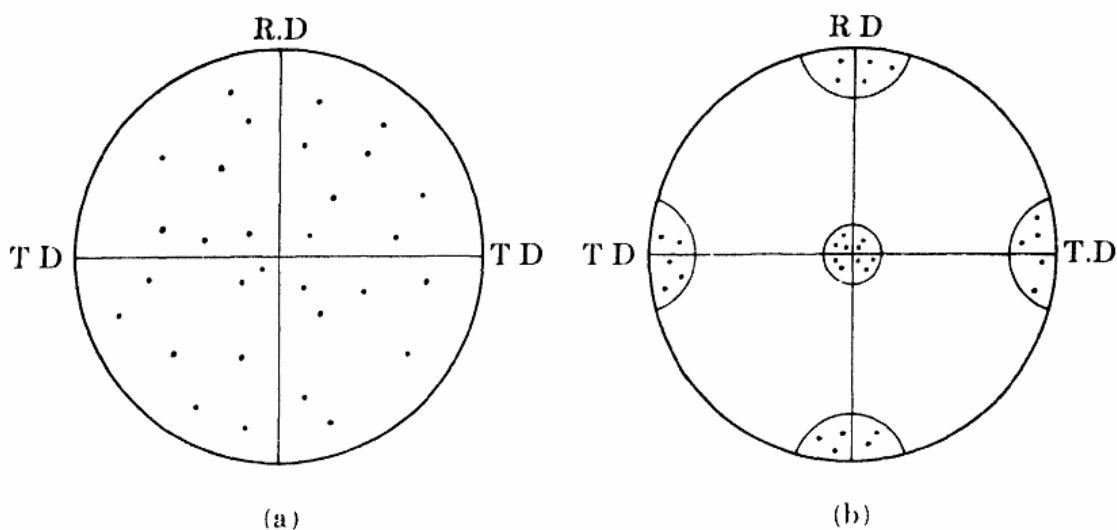


Figura 2.2.5.3 : polos $\{100\}$ de dez grãos com uma textura aleatória (a) e com orientação preferencial (b) [9].

Para a obtenção de figuras de pólo que sejam estatisticamente confiáveis não podemos considerar apenas dez grãos como no exemplo mostrado acima. É necessário um mínimo de 5000 grãos para a construção de uma figura de polo consistente

estatisticamente. Observa-se que para uma quantidade de grãos dessa ordem não é possível definir claramente os polos, por isso são definidas linhas de iso-intensidade. Como é mostrado a seguir:

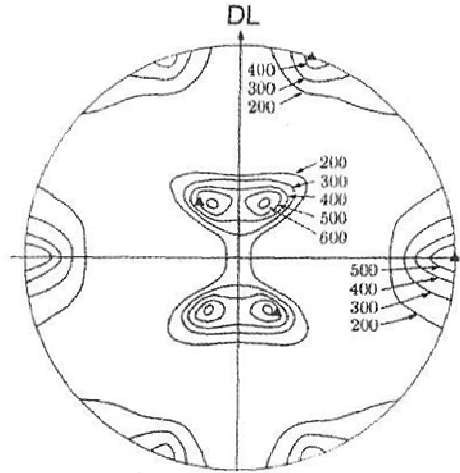


Figura 2.2.5.3 : figura de pólos com quantidade de amostra com quantidade suficiente de grãos que seja possível a definição de linhas de iso-intensidade [9].

figuras de pólos podem ser construídas de duas maneiras: direta e inversa. Na figura de polo direta, as intensidades de um plano hkl específico são comparadas com as de uma amostra sem textura, normalmente uma amostra de pó. Na figura de polo inversa, é considerado a orientação de muitos planos em relação a uma direção específica do sistema de orientação da amostra

2.2.6 Função de Distribuição de Orientações (ODF)

Uma função de distribuição de orientações (do inglês *Orientation Distribution Function*, ODF) é uma função que quantifica a ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional definido pelos ângulos de Euler.

Os ângulos de Euler são definidos como o conjunto de rotações que devem ser aplicados a um cristal para que o sistema de orientações definido pelos seus eixos

cristalográficos da família {100} coincida com um eixo específico da amostra. Neste trabalho é adotado o sistema proposto por Bunge, onde os ângulos são ϕ_1 , Φ e ϕ_2 , e estão definidos na figura seguinte. Costuma-se chamar a operação de rotação de g , sendo esta uma função dos três ângulos de Euler.

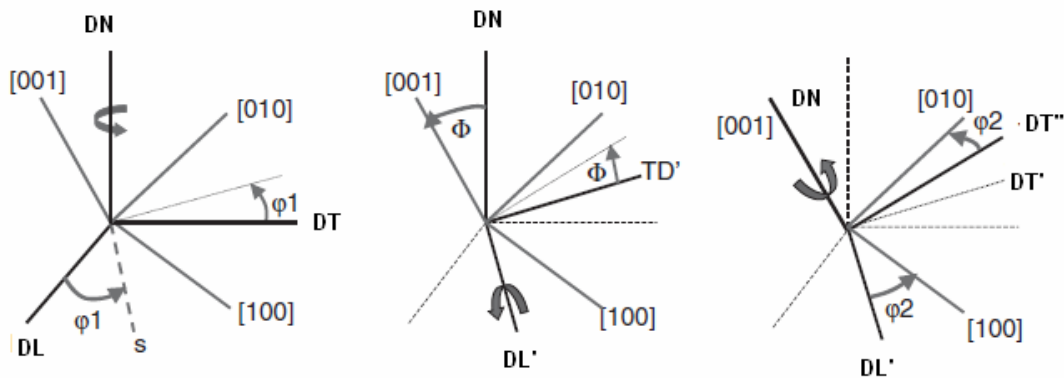


Figura 2.2.6.1 : definição dos ângulos de Euler. Adaptado de [10].

A primeira rotação ϕ_1 se dá em torno da DN, trazendo a direção de laminação a posição s definida pela interseção do plano definido por DL e DT com o definido por [100] e [010]. A segunda rotação, Φ , ocorre em torno da DL fazendo DN coincidir com [001]. A terceira, ϕ_2 , se dá em DN, fazendo DL coincidir com [100] e DT coincidir com [010].

A Função de Distribuição de Orientações é definida pela fração volumétrica de grãos com orientação g , dentro do intervalo $g \pm dg$ segundo a equação seguinte [10].

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg \quad (2.2.6.1)$$

Em uma amostra sem textura (ou com textura aleatória), a integral da ODF em todas as orientações possíveis deve ser 1. A ODF, quando a textura é aleatória (sem textura), é constante, na ocorrência de textura a ODF assume máximos e mínimos em algumas orientações [10].

A função de distribuição de orientações não pode ser medida diretamente e deve ser calculada a partir de figuras de pólos.

A função de distribuição de orientações de um material é comumente representada por secções do espaço de Euler. O espaço de Euler é definido pelos eixos relativos aos ângulos de Euler. O espaço de Euler está representado a seguir.

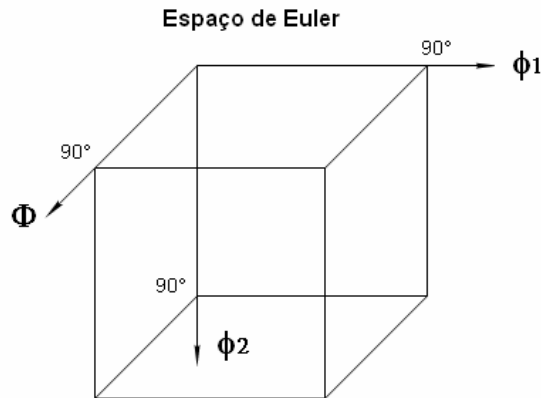


Figura 2.2.6.1: Espaço de Euler. Adaptado de [10].

Para exemplificar a representação da textura cristalográfica no Espaço de Euler tem-se abaixo as texturas Latão e Goss. As orientações correspondentes se encontram na tabela seguinte.

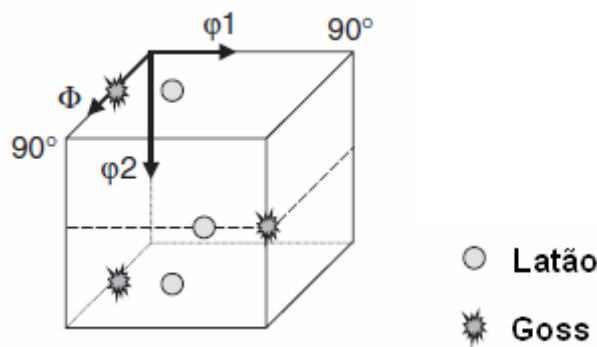


Figura 2.2.6.2: Texturas Latão e Goss representadas no Espaço de Euler. Adaptado de [10].

Tabela 2.2.6.1 : texturas Latão e Goss. Adaptado de [10]

| Componente | ϕ_1 | Φ | ϕ_2 |
|--------------|----------|--------|----------|
| latão | | | |
| (011)[2-11] | 35 | 45 | 0 |
| (011)[1-12] | 55 | 90 | 45 |
| (011)[-1-21] | 35 | 45 | 90 |
| Goss | | | |
| (110)[001] | 90 | 90 | 45 |
| (110)[100] | 0 | 45 | 0 |
| (110)[0-10] | 0 | 45 | 90 |

Comumente as ODF's são representadas por secções em ϕ_2 , desta forma as texturas supracitadas seriam representadas como mostrado na figura abaixo.

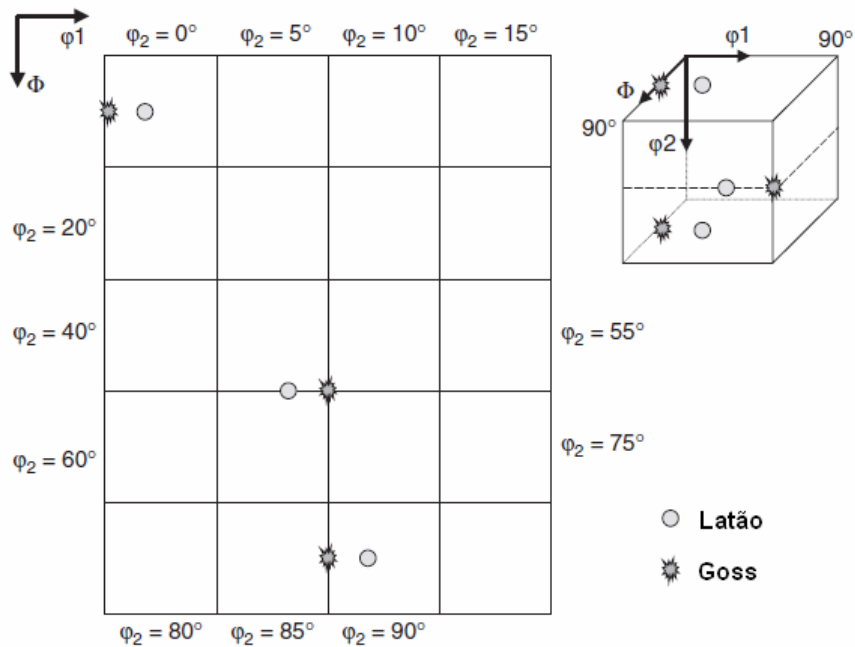


Figura 2.2.6.3 : Representação das Texturas Latão e Goss na forma de de secções em ϕ_2 definidas em intervalos de 5°.adaptado de [10]

2.3 Laminação

2.3.1 Princípios da laminação

Laminação é um dos processos de conformação mais empregado na indústria dado a sua grande tolerância dimensional e produtividade. Neste processo o material passa entre dois cilindros que giram em sentidos opostos convergindo para o espaço entre eles. Durante a passagem, a espessura do material é reduzida e não se observa normalmente aumentos expressivos na largura. Assim praticamente toda redução de espessura é convertida em aumento no comprimento da chapa [5]. Observe a figura 2.3.1.1:

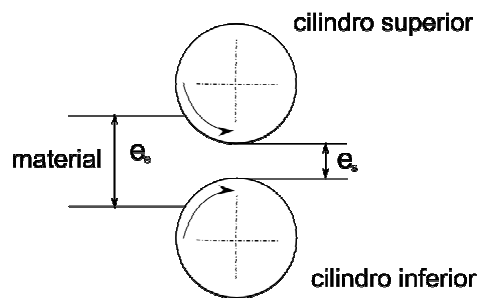


Figura 2.3.1.1: o processo de laminação de forma esquemática. e_e e e_s são respectivamente a espessura de entrada e espessura de saída.

2.3.2 Modo de Deformação

Na laminação, a geometria do processo impõe um estado de deformação plana. O estado de deformação plana se dá devido ao atrito entre as superfícies do material e dos cilindros que impede deformação na direção da largura. Observando o caso da deformação plana sob a ótica das equações de Levy-Mises, pois estas se aplicam ao regime plástico, considerando um sistema de coordenadas alinhado com as direções

principais temos:

$$d\varepsilon_1 = \frac{2}{3}d\lambda \left[\sigma_1 - \frac{1}{2}(\sigma_2 + \sigma_3) \right]$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{2}{3}d\lambda \left[\sigma_2 - \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_3) \right] \quad (2.3.2.1)$$

$$d\varepsilon_3 = \frac{2}{3}d\lambda \left[\sigma_3 - \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_2) \right]$$

como $d\varepsilon_3 = 0$, já que na laminação se tem deformação plana, temos que

$$\sigma_3 = \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (2.3.2.2)$$

O critério de escoamento de Von-Mises diz que quando o segundo invariante do tensor de tensões for superior a K^2 , onde K é a tensão mínima para cisalhamento, ocorre deformação plástica. A equação do segundo invariante é a seguinte:

$$J_2 = \frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] = K^2 \quad (2.3.2.3)$$

Considerando-se o estado de tensões de tração simples (ensaio de tração) temos $\sigma_1 = \sigma_0$, $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ onde σ_0 é o limite de escoamento. Substituindo estes valores na equação 2.3.2.3 temos:

$$\sigma_0 = \sqrt{3}K \quad (2.3.2.4)$$

Substituindo a equação (2.3.2.4) na equação (2.3.2.3) temos o conceito de tensão equivalente, que descreve a tensão uniaxial que equivale àquele estado de tensões:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{\frac{1}{2}} \quad (2.3.2.5)$$

Quando a tensão equivalente for superior ao limite de escoamento em tração, o

material sofrerá deformação. Substituindo as tensões principais da deformação plana na equação (2.3.2.5) temos:

$$\sigma_1 - \sigma_2 = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 = 2k \quad (2.3.2.6)$$

Sob a ótica de um diagrama de tensões para o estado de deformação plana, onde $\sigma_1 = P$ e $\sigma_2 = Q$ temos:

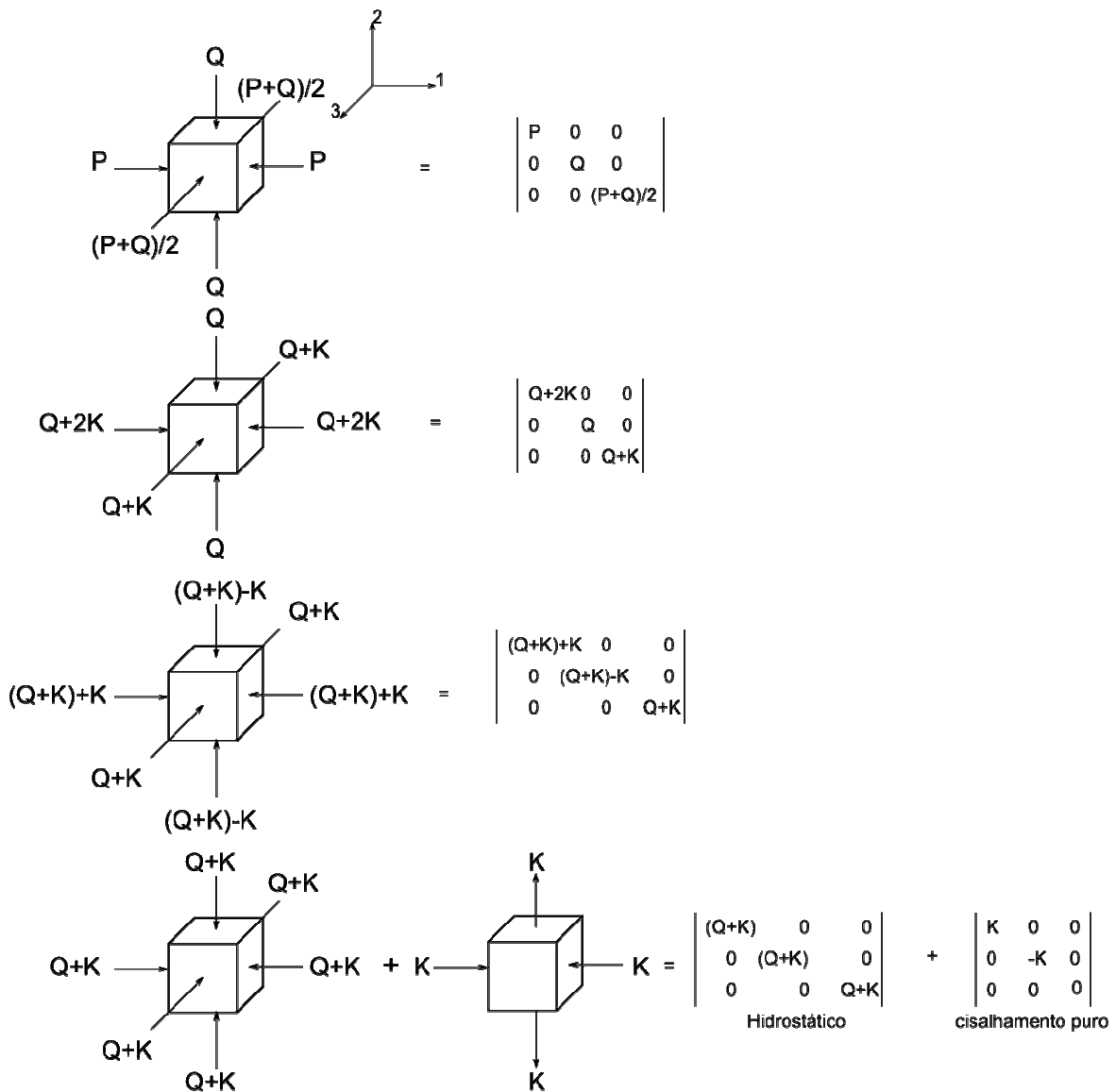


Figura 2.3.2.3: diagramas de estados de tensão e tensores equivalentes para deformação plana. Adaptado de [5].

Pelo exposto na figura 2.3.2.3, conclui-se que um material exposto a um estado de tensões que o leve a deformação plana esta sofrendo o efeito de um tensor hidrostático e de cisalhamento puro de maneira sobreposta. Um tensor hidrostático não gera cisalhamento, não provocando deformação, sendo responsável apenas por expansão ou contração uniforme [5]. Então o modo de deformação atuante no material em deformação plana é o cisalhamento puro.

2.3.3 Textura de Laminação do Alumínio

Durante a laminação, ocorre cisalhamento da rede cristalográfica e rotação dos cristais, produzindo uma textura associada ao processo. Devido ao modo de deformação da laminação, cisalhamento puro, a textura obtida não apresenta uma grande densidade de cristais orientados com os planos da família {111} paralelos a superfície da chapa, o que não é o esperado para que o alumínio possua características favoráveis a conformação. Estudos mostram que a direção normal dos planos 111 em chapas de alumínio não se caracterizam por pequenas diferenças de orientação em relação a normal da chapa, ou seja, não estão próximas do alinhamento ideal, como foi tratado na seção 2.2.4 [8]. A figura 2.3.3.1 mostra a disposição das bandas de deslizamento de uma chapa de alumínio 1050 submetida a laminação, acredita-se que estas são bandas relativas aos planos (111) já que estes constituem os sistemas de deslizamento no sistema CFC.

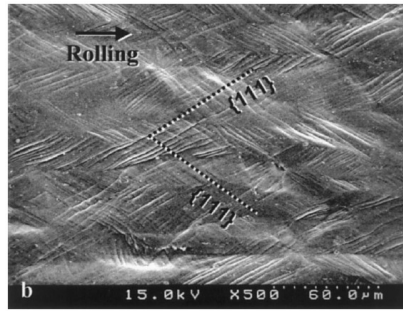


Figura 2.3.3.1: bandas de deslizamento em Alumínio 1050 submetido a laminação, micrografia da lateral da chapa. Retirada de [8]

2.4 Extrusão Angular em Canal (EAC)

2.4.1 Princípios da Extrusão Angular em Canal

2.4.1.1 Geometria do Processo

A Extrusão Angular em Canal é uma técnica de processamento mecânico desenvolvida nos últimos anos que vem se mostrando bem promissora. O princípio da EAC é mostrado na figura abaixo:

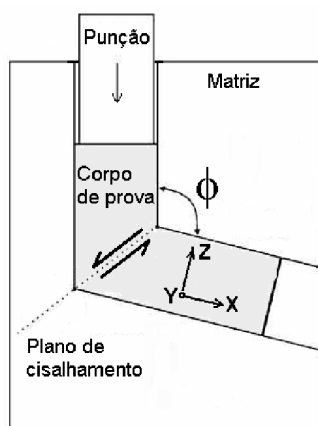


Figura 2.4.1.1.1: EAC de maneira esquemática.

Um tarugo do material com secção de dimensões próximas as do canal da matriz de deformação é introduzido e passado sob pressão pela junção dos canais, onde é deformado. Uma característica fundamental do processo é que não há modificação significativa na secção do tarugo após a deformação, o que permite que o material possa sofrer outros passes e acumular deformação [11].

2.4.1.2 Deformação

O modo de deformação do EAC é o cisalhamento simples. Isto pode ser deduzido pela geometria de um elemento volumétrico no material antes e depois da região de intersecção dos canais, como é mostrado na figura abaixo:

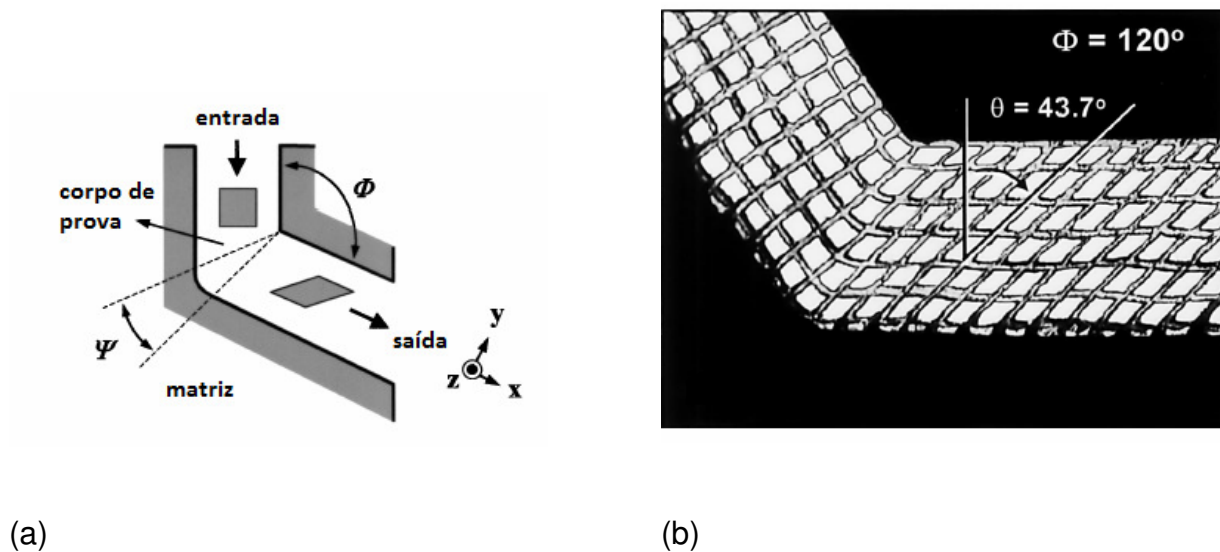


Figura 2.4.1.2.1: deformação na EAC- esquemática(a) fotografia(b). figuras adaptadas de [8].

Iwahashi et al mostraram que a deformação de uma passe depende dos dois ângulos da matriz segundo a figura e a equação seguintes [11].

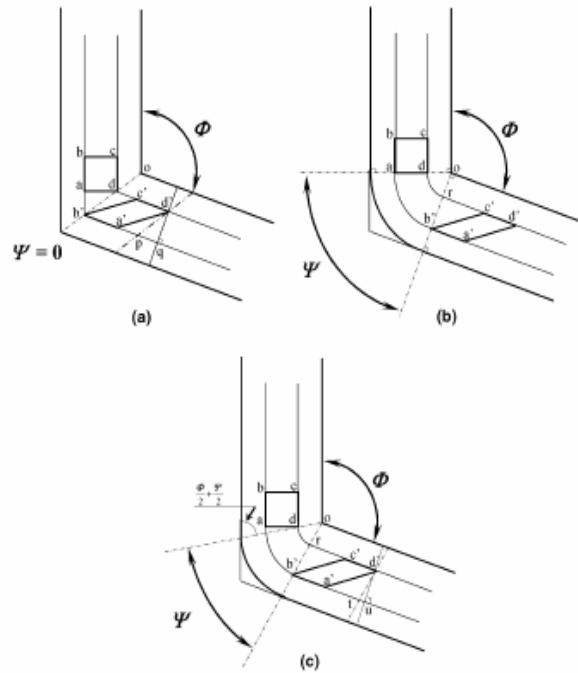


Figura 2.4.1.2.2: deformação para diferentes valores do ângulo de curvatura Ψ .(a) $\Psi=0$,(b) $\Psi=\pi-\Phi$ e (c) $0<\Psi<\pi-\Phi$. Retirada de [11].

$$\gamma = 2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \cos ec\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \quad (2.4.1.2.1)$$

Calculando a deformação verdadeira, considerando N o número de passes temos:

$$\varepsilon = \frac{n}{\sqrt{3}} \left[2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \cos ec\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \right] \quad (2.4.1.2.2)$$

Considerando $\Psi=0$ temos:

$$\varepsilon = n \frac{2}{\sqrt{3}} \cot\left(\frac{\phi}{2}\right) \quad (2.4.1.2.3)$$

A tabela abaixo mostra alguns cálculos que demonstram a capacidade de acumulo de deformação por meio do EAC.

Tabela 2.4.1.2.1: relação deformação verdadeira, ângulos e equivalências em tração.

| ϕ | ϵ_1 | equivalente em: | |
|----------|--------------|-----------------|--------------|
| | | $\Delta L/L$ | $\Delta A/A$ |
| 150° | 0,31 | 36% | 27% |
| 120° | 0,67 | 95% | 49% |
| 90° | 1,15 | 217% | 68% |
| 8 x 120° | 5,3 | 20600% | 99,50% |

2.4.1.3 Rotas de Processamento

Como já citado, é possível após a execução de um passe de EAC, que outros sejam feitos no mesmo material. A orientação que o material seguirá no passe seguinte é caracterizada pela rota de processamento.

As rotas são definidas a partir da rotação sofrida em torno do eixo X da amostra. A figura abaixo expõe as principais rotas de processamento:

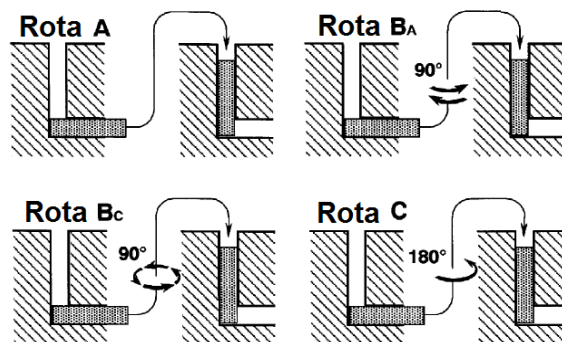


Figura 2.4.1.3.1: as quatro rotas fundamentais de processamento por EAC. retirada de [11]

2.4.1.4 Microestrutura

É observado que após múltiplos passes por EAC a microestrutura evolui de maneira a se tornar mais refinada. Nos primeiros passes, se tem a geração de grande quantidade de

discordâncias e subestruturas de discordâncias (contornos de baixo ângulo). Outra característica microestrutural é geometria dos grãos após o passe.

Após o primeiro passe, os grãos tendem a se mostrarem inclinados no sentido do cisalhamento. A morfologia dos passes seguintes depende da rota utilizada. Para a rota A, a inclinação dos grãos tende a aumentar e estes se tornam mais alongados (figura 2.4.1.4.1), para a rota C, a geometria dos grãos retorna a condição inicial, contudo percebe-se um aumento na densidade de discordâncias. Na rota Bc, o retorno a geometria inicial é observado apenas após quatro passes. O aumento da diferença de orientação entre os contornos, que indica se um contorno é de baixo ou alto ângulo [12], definindo assim os grãos ou subgrãos, é mais pronunciado na rota Bc, bem como o refino de grão.

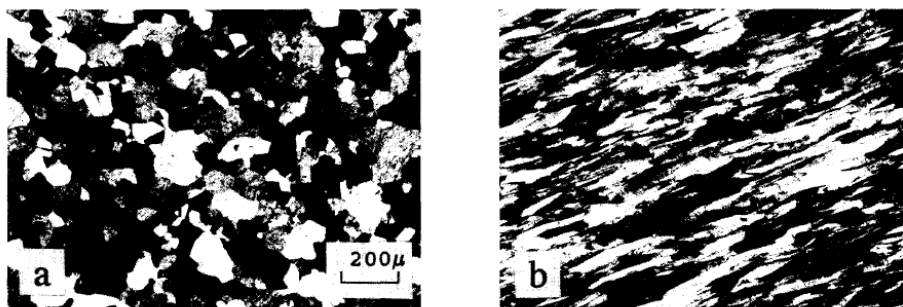


Figura 2.4.1.4.1: microestruturas de níquel sem passes de EAC(a) e após o primeiro passe (b). Retirada de [2]

2.4.1.5 EAC e Textura no Alumínio

Como já foi dito, o modo de deformação associado a Extrusão Angular em Canal é o cisalhamento simples. Para viabilizar a deformação, durante o processo, ocorre rotação dos grãos de forma que a diferença de orientação entre o sistema de deslizamento mais favorável e a direção em que ocorre a deformação seja reduzida. No alumínio, que é um metal de estrutura CFC, o sistema de deslizamento mais compacto é composto pelos

planos da família {111} e pelas direções da família <110>, por isso com a aplicação do EAC ao alumínio é observado um aumento da textura {111}<110>. [2]

2.4.2 Aplicabilidade Industrial do EAC

Diversos esforços têm sido desempenhados de forma a estabelecer métodos industriais de aplicação de deformação plástica severa através de cisalhamento simples.

Dentre as tentativas mais eficientes podemos destacar o CFAE (*Continuous frictional angular extrusion*), que tem mostrado resultados promissores [13], bem como o c2s2 (*continuous confined strip shearing*) [6].

Estes processos propõem o processamento contínuo. Assim chapas de grande comprimento poderiam ser processadas.

As figuras seguintes ilustram os princípios dos mecanismos utilizados.

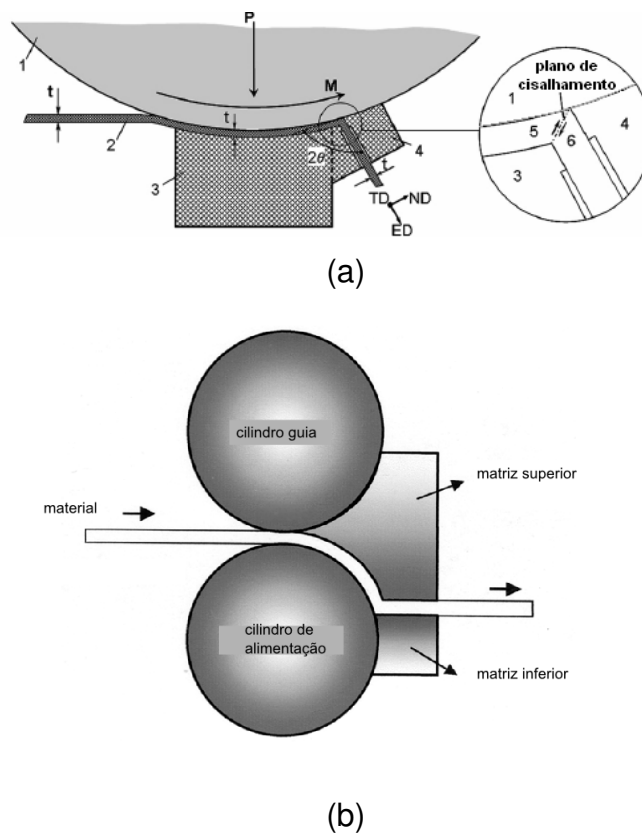


Figura 2.4.2.1 : Sistemas promissores de processamento de chapas por cisalhamento simples. (a) CFAE, adaptada do artigo [13] e (b) C2S2, adaptada do artigo [6].

2.5 Estampagem profunda

2.5.1 Introdução

A estampagem profunda é um processo muito importante na indústria. Uma grande diversidade de peças é produzida por este processo. A carroceria de automóveis é um exemplo típico.

2.5.2 Princípios da Estampagem Profunda

A estampagem profunda consiste na aplicação de carga por meio de um punção a uma chapa submetida a uma matriz como exemplificado na figura seguinte.

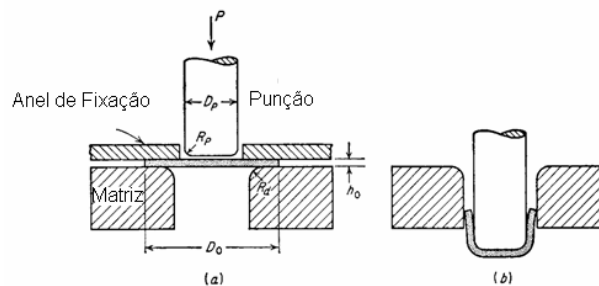


Figura 2.5.2.1: figura esquemática do processo de estampagem profunda, (a) antes da deformação e (b) depois de deformação. Adaptado de [5]

Durante o processo o estado de tensões ao longo da chapa é descrito como na figura seguinte.

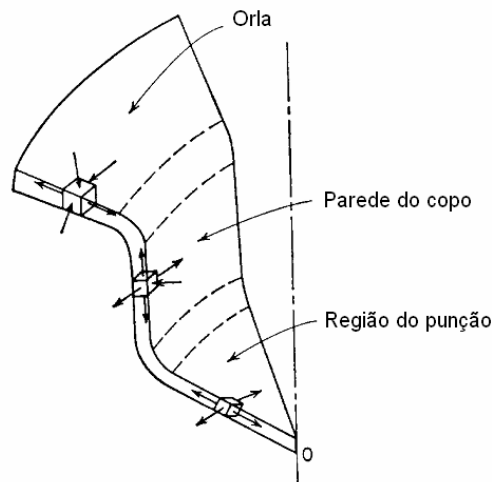


figura 2.5.2.2: figura esquemática destacando o tensor de tensões ao longo do processo de estampagem profunda. Adaptado de [5]

Pode-se observar na orla, a região que ainda não entrou em contato com o punção, que ao longo da largura se tem compressão, o que exige que o material seja capaz de acomodar a deformação nesta direção para que franjas de dobramento não se formem. Em outras palavras, o material deve possuir uma resistência baixa ao longo da largura em relação as outras direções. Na região da orla e na parede do copo, se tem compressão na espessura. O material então deve possuir alto valor de resistência nesta direção para que defeitos como istricção e fratura localizada não se manifestem durante o processamento. Então para que o processo ocorra de maneira adequada é importante que o material possua acentuada anisotropia, o que é caracterizado por um valor de r (coeficiente de anisotropia) elevado.

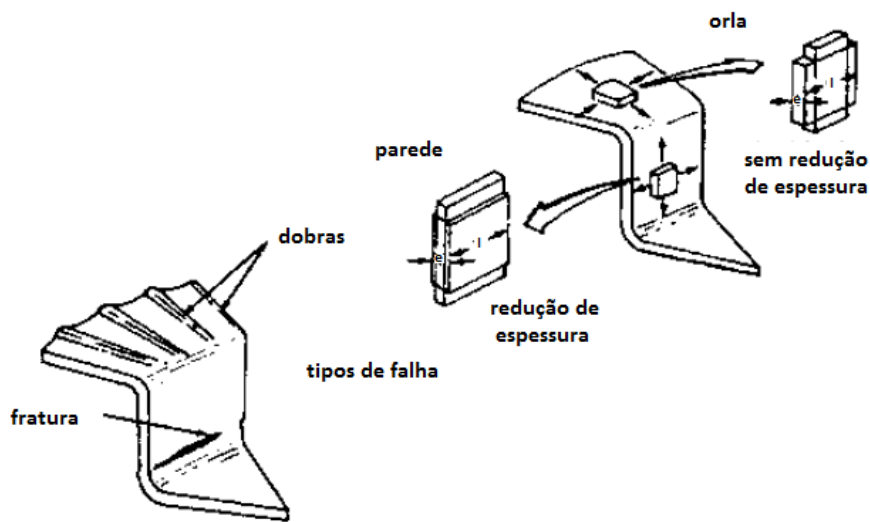


figura 2.5.2.3: figura esquemática destacando a fratura na parede devido a redução na espessura e o surgimento de dobras na orla em função da incapacidade do material de acomodar a deformação na largura. Figura adaptada de [14]

Outro problema característico do processo é o orelhamento. O orelhamento, como sugerido pelo nome, é caracterizado pelo surgimento de orelhas na região superior do “copo”, como pode ser observado na figura abaixo. Este problema ocorre devido a variação do coeficiente de anisotropia em relação a orientação na chapa, ou seja, quando se tem o coeficiente de anisotropia planar elevado.



Figura 2.5.2.4: fotografia ilustrando o orelhamento. Retirado de [15]

2.5.3 Razão Limite de Embutimento

O parâmetro definido como razão limite de embutimento é uma propriedade do material e é definida como a razão máxima entre o diâmetro inicial da chapa, antes do processamento, e o diâmetro final, do copo. Para que essa razão seja elevada é importante que os coeficientes de anisotropia sejam adequados.

$$RLE = \left(\frac{D_{disco}}{D_{copo}} \right)_{MAX} \quad (2.5.3.1)$$

A figura seguinte relaciona o coeficiente de anisotropia com a razão limite de embutimento para o aço e o alumínio processado convencionalmente.

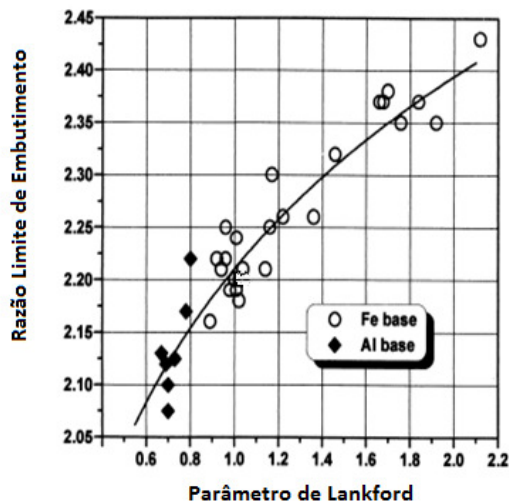


Figura 2.5.3.1: Razão Limite de Embutimento em função do parâmetro de Lankford.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Produção de Amostras

3.1.2 Introdução

Neste trabalho objetiva-se entender a influencia do nível de deformação em cisalhamento simples e a textura cristalográfica desenvolvida no material e assim, a anisotropia. Para que as amostras pudessem ser comparadas em níveis de deformação diferentes, elas deveriam partir do mesmo ponto, ou seja, da mesma microestrutura e textura. O material de estudo deste trabalho é o alumínio comercialmente puro AA1050.

3.1.3 Laminação a Quente

A laminação a quente foi feita com parte de um lingote aquecido a 400°C. A redução total obtida foi de 2.15 (de 30 mm para 3.5 mm de espessura).

3.1.4 Laminação a Frio

Com parte da chapa laminada a quente foi feita a laminação a frio até uma espessura de 2.3 mm em nove passes. Devido à necessidade de um controle mais fino da espessura de saída do laminador, a laminação a frio foi feita com cilindros de menor diâmetro.

3.1.5 Usinagem

A partir da chapa laminada a frio foram cortados corpos de prova com 50 mm x 12,5 mm, num total de 10. Para controle da geometria, a usinagem foi feita em uma maquina fresadora.

3.1.6 Tratamento Térmico

Os corpos de prova foram recozidos a 320 °C por uma hora e resfriado ao ar.

3.2 Processamento das Amostras por EAC

3.2.1 Identificação das amostras

As amostras foram identificadas com letras de A a J. Conforme uma amostra era processada, seu código era atualizado com um número que indica o número de passes sofridos.

3.2.2 Ensaio de EAC

As amostras foram processadas três a três por passes de EAC em uma matriz de 120°. A secção da matriz utilizada possui 12mm de largura, dessa forma, para que os ensaios fossem feitos foi necessário que duas outras chapas de alumínio fossem passadas simultaneamente como indicado pela figura seguinte.

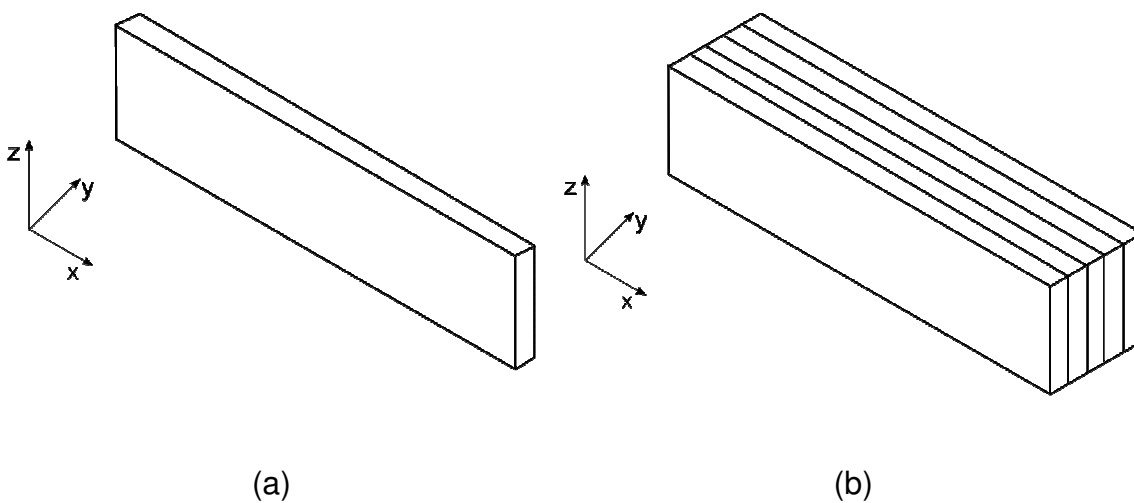


Figura 3.2.2.1: (a) amostra esquemática, (b) amostras empilhadas. Em ambas as figuras esta disposto o

sistema de orientação do processo, de forma que o cisalhamento ocorre segundo o plano z na direção x.

A figura seguinte mostra um desenho esquemático do processamento por EAC.

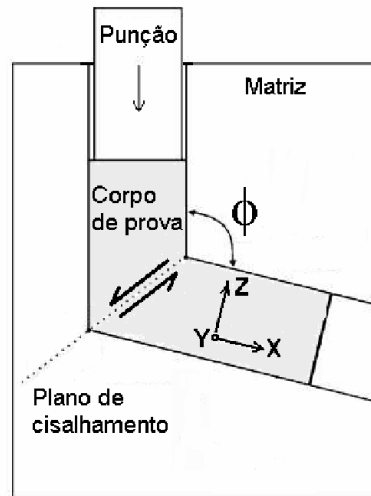


Figura 3.2.2.1: desenho esquemático do processamento por Extrusão Angular em Canal.

Foi empregada a rota c de processamento. Nesta rota a cada passe o material sofre uma rotação de 180° em torno do eixo x, dessa forma, a cada dois passes é observada a recuperação da geometria inicial.

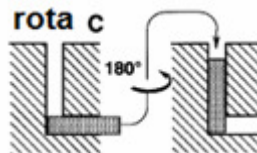


Figura 3.2.2.2: representação da rota de processamento empregada, a rota c.(adaptado de [11])

No processamento utilizou-se lubrificação sólida de politetrafluoretileno (PTFE) em fita além de bissulfeto de molibdênio (MoS_2) em pó. Os ensaios foram realizados em uma máquina geral de ensaios mecânicos Emic no Laboratório de Propriedades Mecânicas dos Materiais. A velocidade de avanço do punção utilizado nos ensaios foi de 5 mm/min.



Figura 3.2.2.3: Fotografia da matriz de EAC utilizada montada na máquina geral de ensaios.

3.3 Caracterização da Textura

A textura foi inicialmente, analisada por difração de Raios-Xs X para os diferentes níveis de deformação, para que se verificasse se o processo de fato introduz uma textura expressiva ao material. Análises mais completas com difração de raios-X visando o calculo de figuras de pólos e posteriormente das funções de distribuição de orientações foram feitas.

3.3.1 Amostras

Nas análises por Raios-X foi objetivada a obtenção de dados relativos ao interior das amostras no plano definido pela direção z (FIGURA 3.2.2.1). Para isso as amostras foram cortadas com disco de baixa velocidade com refrigeração por álcool (Isomet) segundo a figura abaixo.

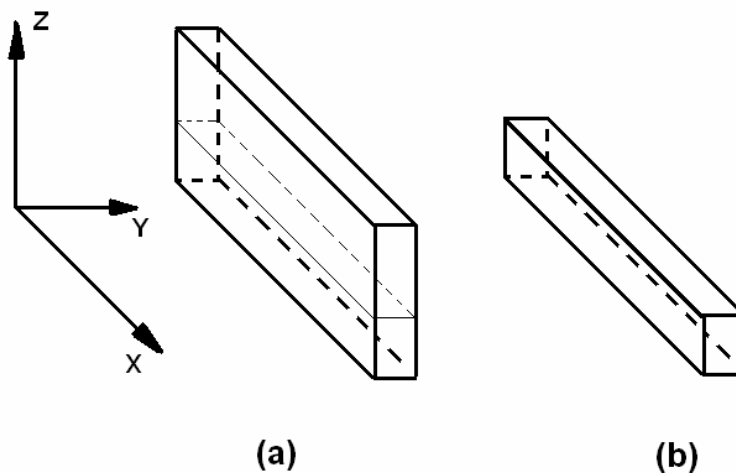


Figura3.3.1.1 : esquema de corte para análise por Raios-X. (a) amostra inteira com marcação do plano de corte e (b) amostra cortada, evidenciando a face paralela ao plano z como face de análise.

As amostras foram lixadas com lixas 320, 400, 500, 600, e 1200. Em seguida polidas

em panos de diamante com granulometria de 6 μm , 3 μm e 1 μm . Após o polimento, se deu o ataque químico. As amostras foram submersas em uma solução de hidróxido de sódio (NaOH), que consistia de 4 g de NaOH em 100ml de H₂O por 3 minutos e em seguida em uma solução de ácido nítrico por 1 minuto, esta consistia de 4ml de HNO₃ em 100ml de H₂O.

3.3.2 Difração de Raios-X

As amostras foram analisadas no Laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais através de um difratometro Shimadzu XRD6000. Utilizou-se incremento de 0,05° e velocidade de varredura de 2°/min, com tempo de aquisição de 1,50 segundos. A tensão utilizada no tubo de Raios-X foi de 30,0 KV e a corrente de 30,0 mA. A fonte de radiação utilizada foi Cobre ($\lambda = 1,54250 \text{ \AA}$). As fendas utilizadas na ótica primária possuíam divergência e espalhamento máximo de 1°. A fenda utilizada na ótica secundária possuía abertura de 0,3mm.

A superfície observada foi a relativa ao plano z da amostra, com a varredura ocorrendo no plano Y (FIGURA 3.2.2.1).

3.3.3 Análise de Textura

As análises de textura se deram com o difratometro de Raios-X Bruker modelo D8 Discover do Laboratório de Ensaio Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem. O sistema para aquisição de dados e cálculo das figuras de pólos e funções de distribuição de

orientações foi o pacote de softwares da Bruker. Neste sistema, a malha de aquisição é gerada em um programa chamado Wizard TE. Esta malha é executada no programa XRD commander e os arquivos relativos às difrações são analisados no programa Multex 3. O difratometro utilizado pode ser visto na figura seguinte.

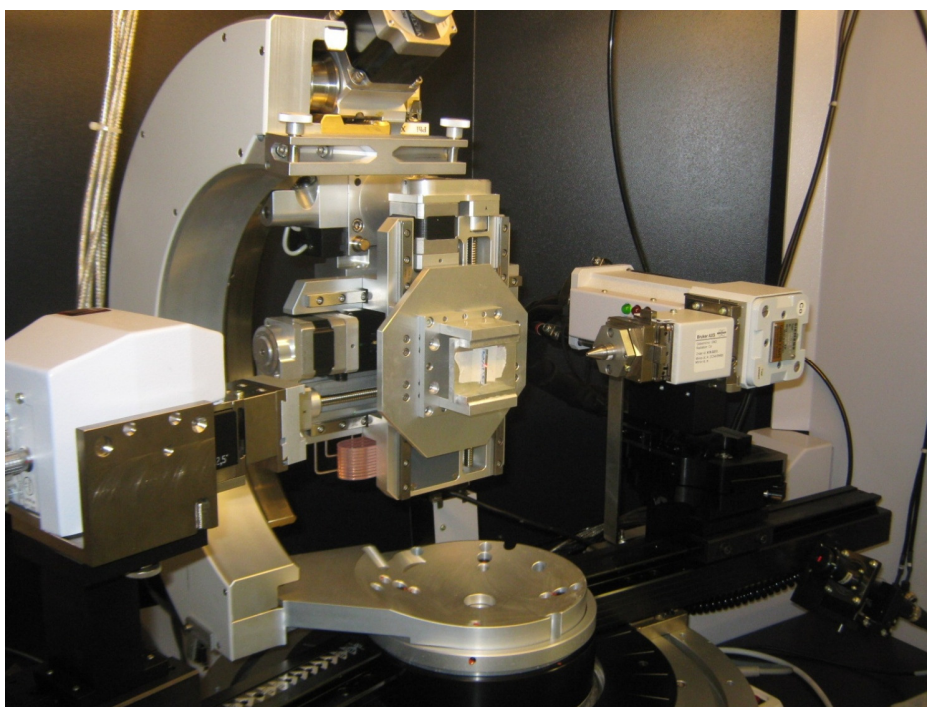
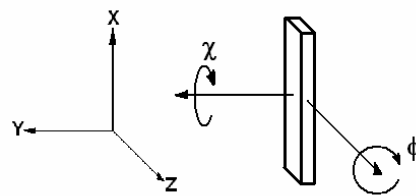


Figura 3.3.3.1.: Fotografia do difratometro de Raios-X do LNDC.

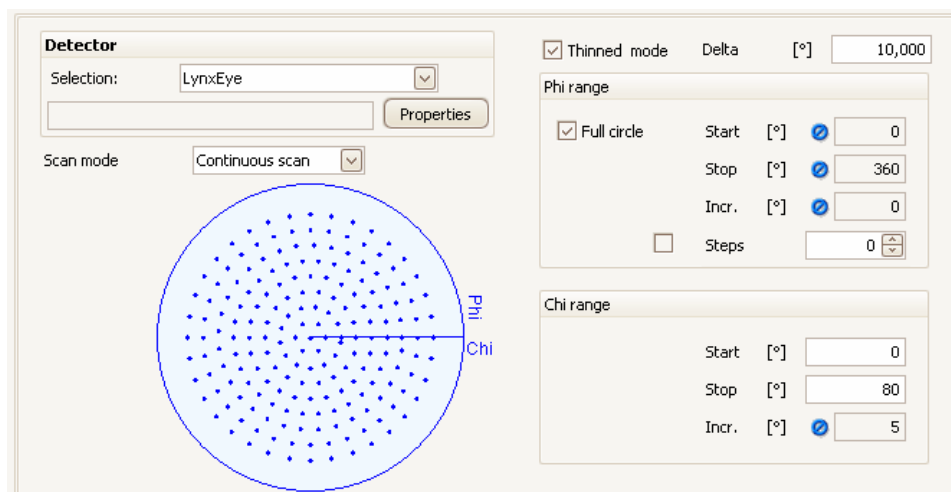
3.3.3.1 Aquisição de Dados

A malha de aquisição de dados foi feita segundo o modo de geração de malha diluído (“*thinned mode*”). Neste modo, o conjunto de pontos é espaçado igualmente em Φ para um mesmo X , como é mostrado na figura seguinte. Em cada posição definida por Φ e X , é feita uma varredura em 2θ , nos intervalos onde se encontram os picos dos planos cristalográficos estudados. Em função dos efeitos de alargamento e deslocamento dos

picos, os limites dos intervalos foram definidos por dois graus abaixo e dois graus acima do ângulo definido, segundo a Lei de Bragg, pela difração do plano cristalográfico em questão. Na varredura em 2θ , foi usado incremento de $0,045^\circ$. A fonte de Raios-X utilizada foi a de cobalto ($\lambda=1,79026$), com tensão de 35 KV corrente de 40 mA. Na ótica primária, foi utilizado um Espelho Gobel, uma fenda vertical de 0,6 mm e uma horizontal de 6,0 mm de abertura. O colimador da ótica primária possuía abertura de 0,5 mm de diâmetro. Na ótica secundária, foi utilizado detector pontual Lynxeye PSD (*Point Scanning Detector*) com uma fenda axial do tipo *Soller* de $2,5^\circ$ e uma fenda de 8 mm de abertura.



(a)



(b)

Figura 3.3.3.1.1: (a) definição de ϕ e χ em relação ao sistema de orientação da amostra. (b) aba de criação de malha para aquisição de dados do software Wizard TE.

Essas condições foram usadas em todas as amostras.

3.3.3.2 Análise dos Dados

A análise e cálculo das figuras de pólo foi feita com o programa Multex 3. Neste programa as figuras de pólo são calculadas com os dados experimentais e com o sistema de ajuste de componentes é possível calcular a funções de distribuição de orientações.

3.4 Medição de Anisotropia

Para a medição da anisotropia foram feitos corpos de prova de tração com 10 mm de comprimento útil, 5 mm de largura na região de deformação e 2 mm de espessura. É importante ressaltar que, devido à geometria de processamento utilizada, a dimensão do corpo de prova produzido que equivaleria à espessura de uma chapa é a sua largura, por isso, neste texto a largura dos corpos de prova de tração serão tratadas como espessura. Nesses corpos de prova foram feitas malhas de pontos com indentações de microdureza vickers com carga de 25g. A esquematização das malhas esta disposta na figura que segue. As arestas dos quadrados definidos pelos pontos medem aproximadamente 0,75 mm.

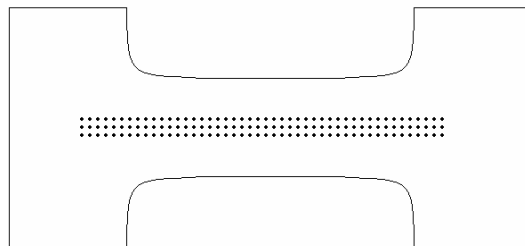


Figura 3.4.1 : ilustração do esquema de indentações da malha utilizada na medida de deformações.

As deformações foram medidas com o auxílio de fotografias e programas de tratamento de imagens. As fotografias foram executadas tendo como centro os pontos da segunda linha. Abaixo se encontra uma fotografia de exemplo.

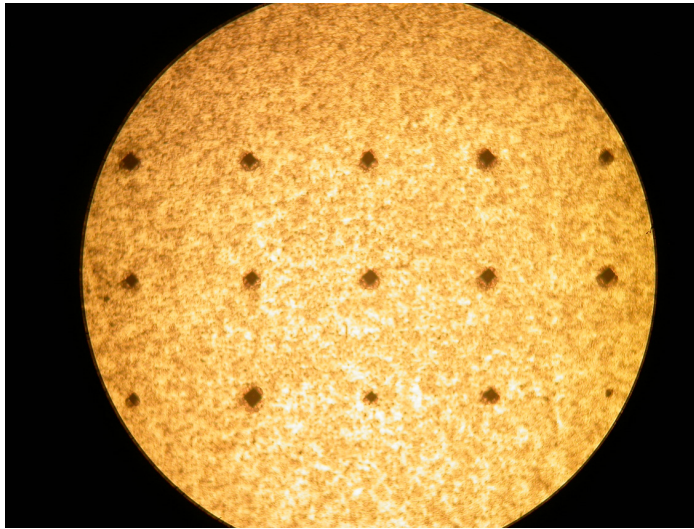
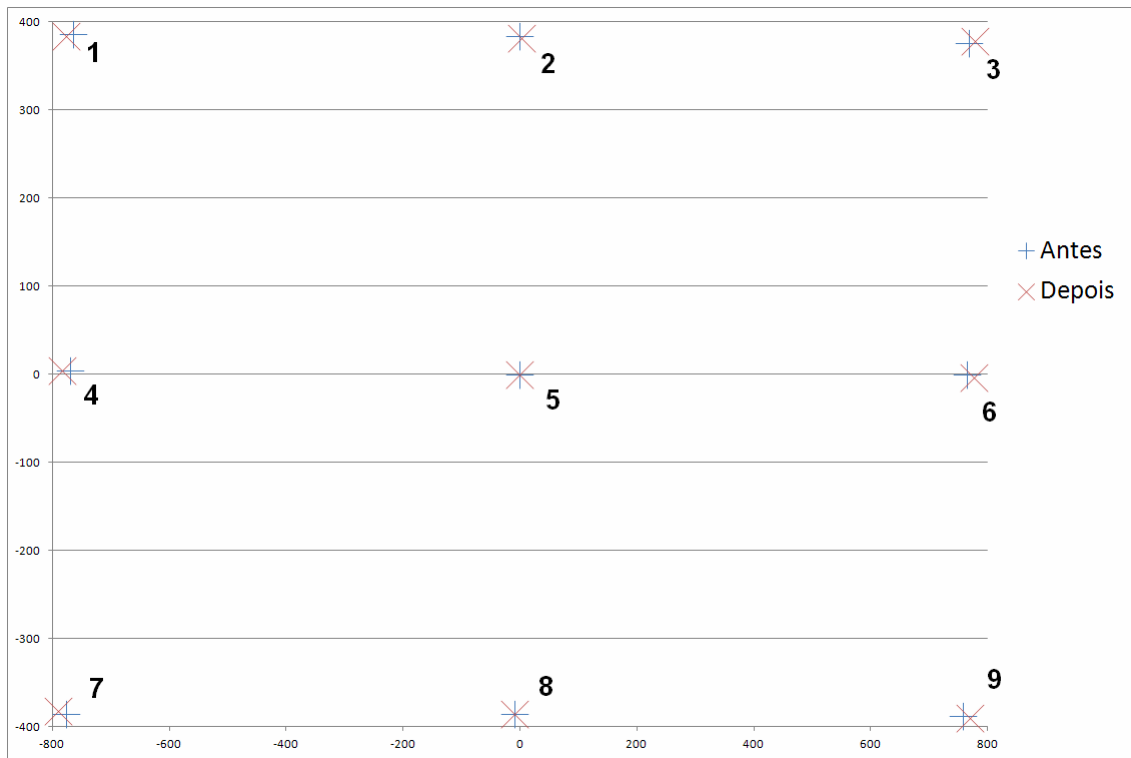


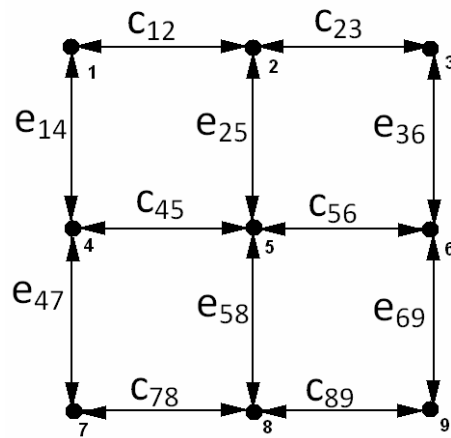
Figura 3.4.2: fotografia de parte da malha de pontos utilizada na medição de deformação.

Os corpos de prova utilizados foram deformados até a ruptura, de forma que uma deformação mensurável com o método disponível fosse obtida. Após os ensaios os corpos de prova foram fotografados novamente. A partir da comparação das distâncias entre os pontos, são determinadas as deformações.

As posições dos pontos foram numeradas para que as grandezas medidas pudessem ser determinadas. A figura seguinte mostra a disposição dos pontos com a numeração de cada um, nesta figura ainda são mostrados os pontos de cada posição antes e depois da deformação como exemplo.



(a)



(b)

Figura 3.4.3: (a) disposição gráfica dos pontos medidos para determinação de deformação. Nesta figura, as coordenadas foram ajustadas para centralização no ponto 5. (b) figura esquemática das distâncias tomadas nos cálculos.

Para cada fotografia foram determinadas um conjunto de espessuras e comprimentos. As espessuras foram determinadas pelas distâncias entre os pares de pontos 1 e 4, 2 e 5,

3 e 6, 4 e 7, 5 e 8, e 6 e 9, assim a nomenclatura para a espessura definida pelos pontos i e j , era e_{ij} . Os comprimentos, foram determinados por 1 e 2, 2 e 3, 4 e 5, 5 e 6, 7 e 8, e 8 e 9, então os comprimento definido por um ponto i e um j é o comprimento c_{ij} . Estas dimensões estão evidenciadas na Figura 3.4.3 (b). Além destas medidas foram também tomados os comprimentos definidos por 1 e 3, 4 e 6, e 7 e 9, bem como as espessuras dadas por 1 e 7, 2 e 8, e 3 e 9. A partir destas dimensões foram determinados valores médios de espessura e comprimento, e_m e c_m respectivamente. Com estes valores, era possível determinar as medidas bases de maior desvio em relação a média. Estas então foram descartadas. Medidas que indicassem erros absurdos, tais como aumento da espessura ou redução do comprimento após a deformação também foram descartadas.

Assim as deformações foram calculadas com as seguintes equações:

$$\varepsilon_e = \ln \frac{e_m'}{e_m} \quad (3.4.1)$$

$$\varepsilon_c = \ln \frac{c_m'}{c_m} \quad (3.4.2)$$

$$\varepsilon_l = -(\varepsilon_e + \varepsilon_c) \quad (3.4.3)$$

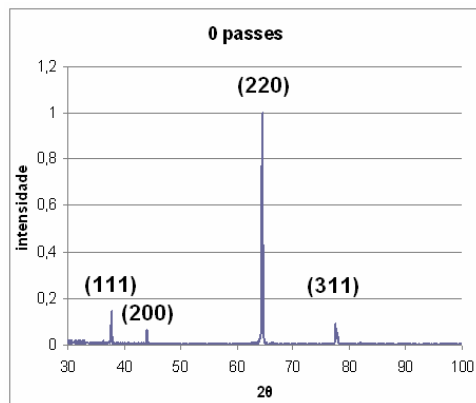
Onde e_m' e c_m' são respectivamente a espessura média e o comprimento médio após a deformação. A equação 3.4.3 vem do desenvolvimento do principio da conservação do volume após a deformação plástica, ou seja, a soma das deformações nas três direções é nula.

Com os valores de ε_l e ε_c é possível determinar o coeficiente de anisotropia plástica r , definido pela razão dos mesmos.

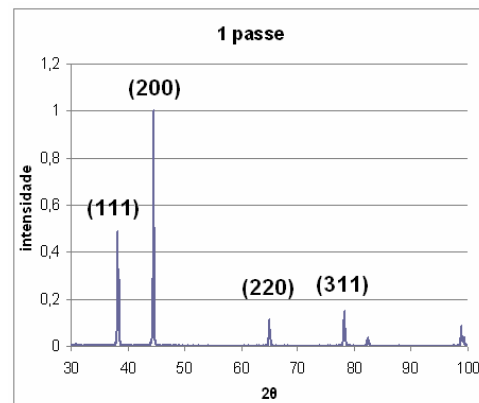
4 RESULTADOS

4.1 Difração de Raios-X

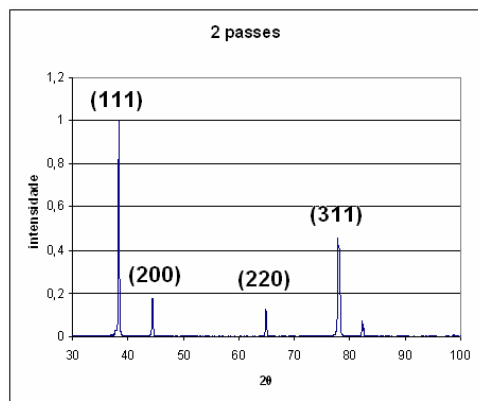
A figura seguinte expõe difratogramas de cinco amostras, com diferentes níveis de deformação, a saber, J0, I1, G2, H3 e C4.



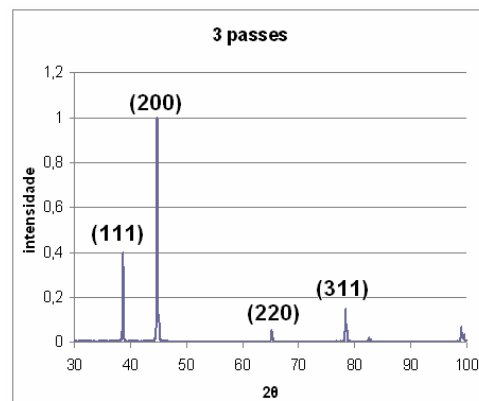
(a)



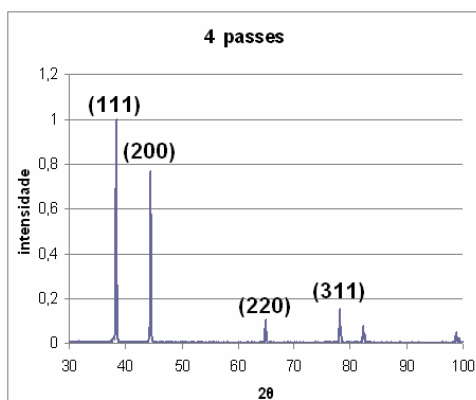
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 4.1.1: difratogramas relativos a diferentes níveis de deformação. Em (a) 0 , (b) 0,67, em (c) 1,33 , em (d), 1,99 e em (e), 2,65

A observação dos difratogramas permite que se perceba uma grande variação da textura cristalográfica, principalmente no que se refere à intensidade relativa da difração dos planos cristalográficos da família (111). Com o aumento do nível de deformação, a intensidade de difração desses planos, em comparação à dos outros, tende a aumentar, como esperado. O único caso não se encaixa nesta observação foi para três passes (deformação de 1,99), onde se observa uma queda.

Acredita-se que esta queda esteja relacionada à rota de processamento empregada, a saber, a rota C. Nesta rota, ocorre rotação de 180° em torno do eixo X da amostra a cada passe, ou seja, é possível que a solicitação do sistema de cisalhamento no sentido contrário ao anterior tenha levado a uma rotação dos cristais de maneira a desfazer a rotação imposta pelo passe anterior.

4.2 Figuras de Pólos

4.2.1 Figuras de Pólos Diretas

A figura abaixo mostra as figuras de pólos dos planos da família (111) ao longo dos níveis de deformação empregados.

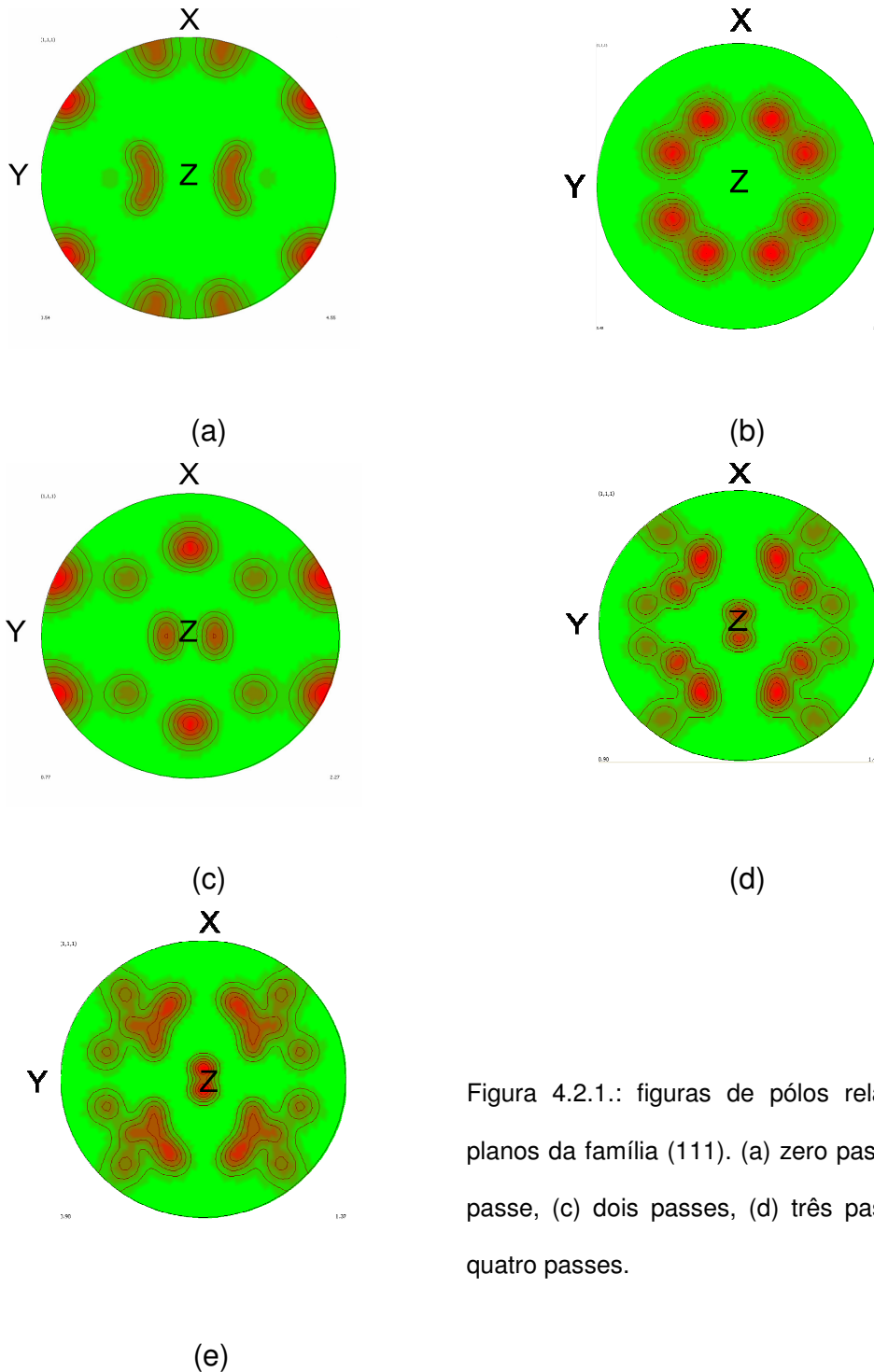


Figura 4.2.1.: figuras de pólos relativos aos planos da família (111). (a) zero passe, (b) um passe, (c) dois passes, (d) três passes e (e) quatro passes.

Percebe-se a aproximação dos pólos a direção z da amostra, o que indica a eficiência do processamento utilizado para a criação da textura desejada.

4.2.2 Figuras de Pólos Inversas

A seguir estão dispostas as figuras de pólos inversas das amostras analisadas.

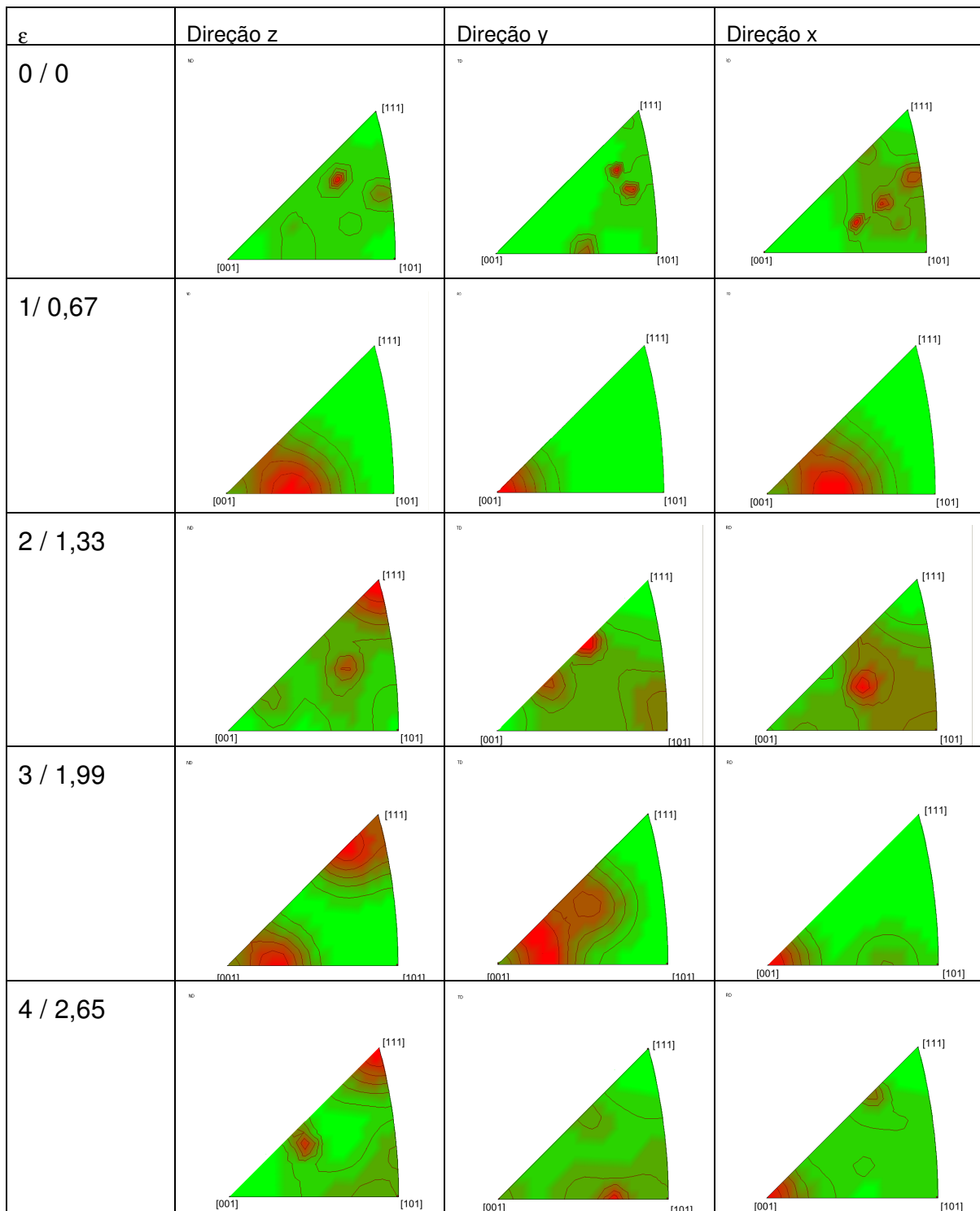


Figura 4.2.2.1: figuras de pólos inversas em função da quantidade de deformação sofrida.

Percebe-se pela observação das figuras que os passes de maior incidência de cristais com os planos (111) com uma pequena diferença de orientação em relação a direção z são o segundo e o quarto. Embora a intensidade relativa máxima no segundo passe seja maior. A tabela abaixo relaciona as intensidades máximas e mínimas dos itens da figura anterior. Embora a intensidade mais elevada seja observada na amostra sem processamento, esta não apresenta a orientação cristalográfica desejada.

Tabela 4.2.2.1: intensidades máximas e mínimas nas figuras de pólos inversas.

| passes | ϵ | direção z | | direção y | | direção x | |
|--------|------------|-----------|------|-----------|------|-----------|------|
| | | min | max | Min | max | min | max |
| 0 | 0 | 0,42 | 4,26 | 0,65 | 3,7 | 0,35 | 3,27 |
| 1 | 0,67 | 0,48 | 2,34 | 0,48 | 2,22 | 0,48 | 7,05 |
| 2 | 1,33 | 0,24 | 2,94 | 0,23 | 2,65 | 0,19 | 2,29 |
| 3 | 1,99 | 0,9 | 1,25 | 0,9 | 1,16 | 0,9 | 1,85 |
| 4 | 2,65 | 0,67 | 2,21 | 0,14 | 3,5 | 0,37 | 4,04 |

A figura seguinte mostra graficamente a intensidade de difração máxima na direção z das amostras processadas. A intensidade varia ao longo dos passes de maneira que ao final da rota de processamento, ou seja, a cada dois passes, seja percebido um aumento da intensidade.

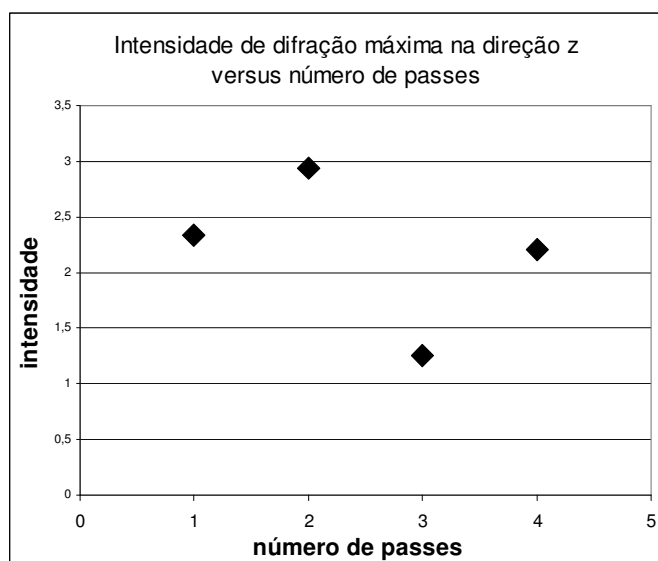
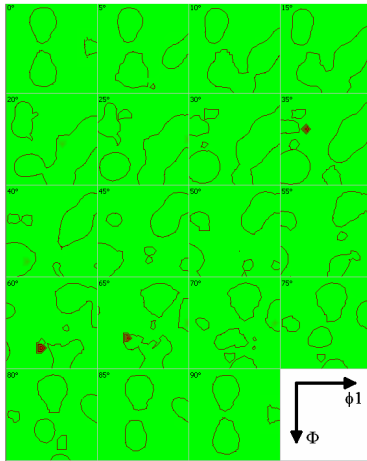


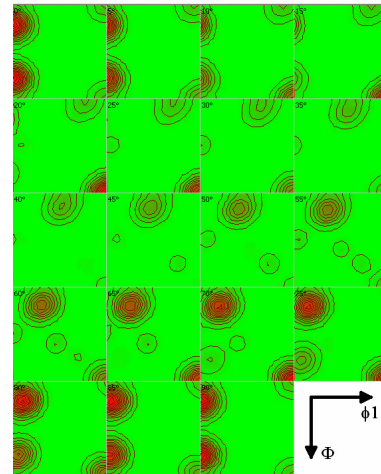
Figura 4.2.2.2: intensidade relativa máxima de difração na direção z, em função do número de passes.

4.3 Funções de Distribuição de Orientações

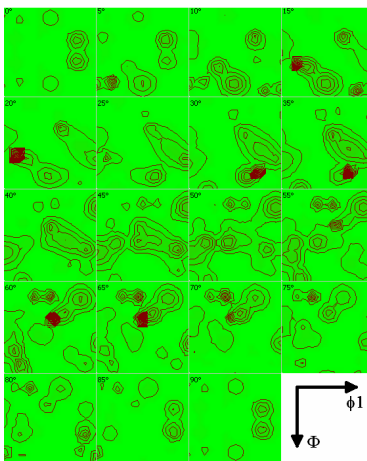
As funções de distribuição de orientações calculadas estão dispostas na figura seguinte. As secções mostradas foram feitas com espaçamento de 5° em ϕ_2 .



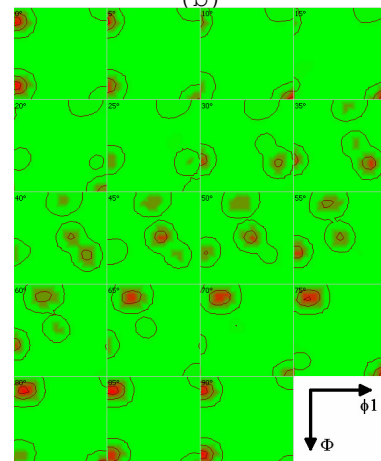
(a)



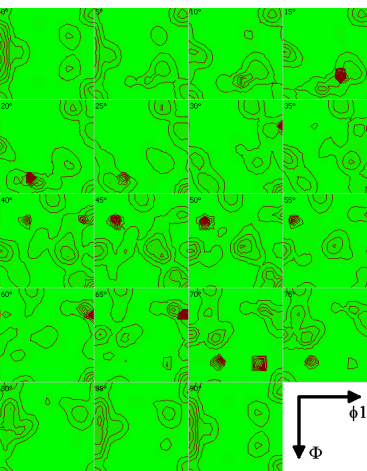
(b)



(c)



(d)



(e)

(e)

Figura 4.3.1: representação das funções de distribuições de orientações para diferentes números de passes de EAC. (a) 0, (b) 1, (c) 2, (d) 3 e (e) 4 passes.

Sabe-se que os ângulos de Euler da orientação ideal $\{111\}\langle 110\rangle$ estão em torno de $\phi_1 = 60^\circ$, $\Phi = 55^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$ ou de $\phi_1 = 0^\circ$, $\Phi = 55^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$. Essas orientações estariam compreendidas no Espaço de Euler na secção de 45° e seriam representadas pela figura seguinte.

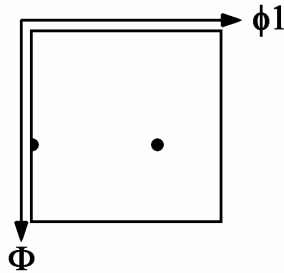


Figura 4.3.2: representação gráfica dos ângulos de Euler relativos a orientação ideal $\{111\}\langle 110\rangle$.

Para melhorar a análise foram separadas as secções $\phi_2 = 45^\circ$, de cada condição.

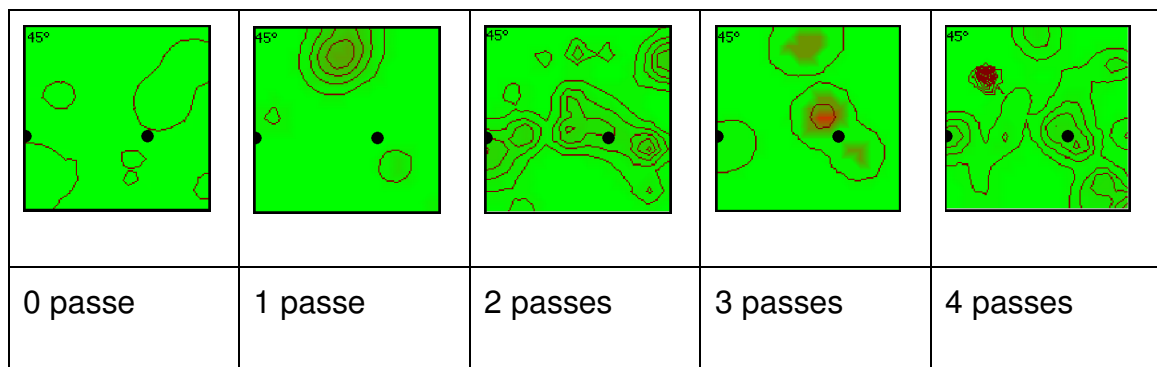


Figura 4.3.3: secções $\phi_2 = 45^\circ$ para cada condição de processamento. Em destaque estão as orientações que descrevem a textura $\{111\}\langle 110\rangle$.

Observa-se que a textura desejada se mostra mais aguçada a partir do segundo passe, contudo ela se mostra mais eminente nas amostras de 2 e 4 passes.

4.4 Medição de Anisotropia

Os resultados da medição estão dispostos na tabela e na figura abaixo.

Tabela 4.4.1: relação entre o número de passes e o valor de r obtido experimentalmente

| número de passes | r | desvio padrão | erro |
|------------------|------|---------------|------|
| 0 | 0,68 | 0,14 | 0,07 |
| 1 | 0,54 | 0,21 | 0,08 |
| 2 | 1,03 | 0,31 | 0,12 |
| 3 | 0,76 | 0,16 | 0,07 |
| 4 | 0,62 | 0,25 | 0,10 |

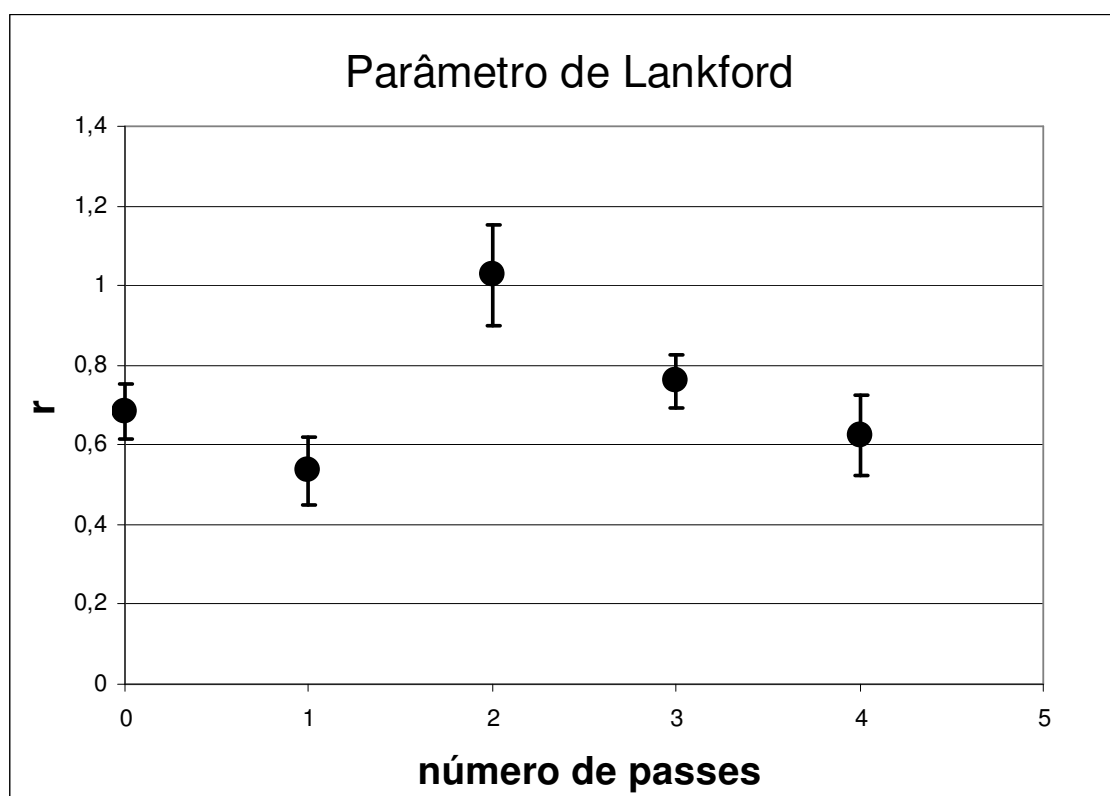


Figura 4.4.1: gráfico com os valores de r em função do número de passes.

Percebe-se que o Parâmetro de Lankford decresce no primeiro passe, mas sobe no segundo para cair nos passes seguintes.

5 DISCUSSÃO

Foi utilizado o método de Extrusão Angular em Canal em alumínio comercialmente puro (AA 1050) visando o estudo da influencia do modo de deformação, o cisalhamento simples, na textura cristalográfica, de forma a tornar o material favorável à conformação por estampagem profunda. A rota empregada, a rota c, se caracteriza pela rotação de 180° em torno do eixo longitudinal da amostra entre os passes.

A textura foi caracterizada por técnicas difração de raios-X. Estas indicam que a textura favorável, $\{111\}\langle 110\rangle$, aparece mais intensa nas amostras de 2 e 4 passes, sendo que a intensidade difratada para a amostra de 2 passes é maior que para a de 4. Acredita-se que a queda esteja relacionada com a rota de processamento. Os resultados sugerem que como cisalhamento imposto entre um passe e outro é feito em sentidos contrários, a rotação imposta pelo passe anterior aos cristais tende, então, a ser desfeita pelo passe seguinte.

Resultados provenientes da bibliografia também retratam a oscilação da intensidade de difração, e conseqüentemente a textura, nos quatro primeiros passes nessa rota de processamento [16]. Ainda é observado na bibliografia que, com um número de passes superior ao estudado neste trabalho, o coeficiente de anisotropia tende a atingir um patamar estável [17].

As deformações medidas após ensaios de tração indicam crescimento do valor do índice de anisotropia plástica r no segundo passe em relação ao valor inicial, mas uma queda é percebida nos passes subseqüentes. Para dois passes de EAC foi percebido um valor de r bem acima do convencional para o alumínio, 1,03. Este parâmetro no alumínio processado por rotas convencionais de laminação se situa em torno de 0,8, como

mencionado anteriormente, devido ao modo de deformação característico da laminação, o cisalhamento puro. O valor de r obtido leva o alumínio ao patamar dos aços convencionais.

Os resultados dos ensaios mecânicos estão de acordo com a textura encontrada nas análises de Raios-X. Na condição em que a intensidade de difração do plano cristalográfico (111) se mostrou mais elevada, com dois passes, foi observado o maior valor de r , ou seja, é evidenciada a dependência da anisotropia plástica com a textura cristalográfica. Este resultado ainda implica na redução do tempo e custos de processamento em escala industrial, pois com dois passes a textura estaria na melhor condição dentre as observadas.

6 CONCLUSÕES

Pode-se relacionar os resultados das medições de anisotropia com os das análises de textura. A condição em que a textura desejada, $\{111\} \langle 110 \rangle$, se encontra mais pronunciada é justamente a de maior valor do coeficiente de anisotropia plástica. Isto ocorre com dois passes.

Pode-se então afirmar que com apenas dois passes segundo a rota c é alcançado um índice de anisotropia plástica em torno de 1, o valor típico dos aços, o que mostra uma melhora expressiva da estampabilidade do alumínio. Dessa forma, a técnica empregada é eficiente e se presta a dar ao alumínio anisotropia plástica de tal maneira que este possa ser usado em uma gama maior de aplicações, no que diz respeito ao processamento por estampagem profunda.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] HAN J.H., SEOK H.K., CHUNG Y.H., SHIN M.C., LEE J.C. "Texture evolution of the strip cast 1050 Al alloy processed by continuous confined strip shearing and its formability evaluation" *Materials Science and Engineering A323* (2002) 342–347
- [2] SEGAL V.M. "Materials processing by simple shear" *Materials Science and Engineering A197* (1995) 157–164
- [3] GENTIL V. "Corrosão", 3ª Edição, LTC editora
- [4] BROOKS C.R. "Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys", American Society for Metals. (1982)
- [5] DIETER G.E., "Mechanical Metallurgy", SI Metric edition, McGraw-Hill (1988).
- [6] LEE J.C., SEOK H.K., HAN J.H., CHONG Y.H. "Controlling the textures of the metal strips via the continuous confined strip shearing (C2S2) process" *Materials Research Bulletin* 36 (2001) 997–1004
- [7] PADILHA A.F., Siciliano F. "Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura" terceira edição 2005, São Paulo, ABM
- [8] LEE J.C., SEOK H.H., SUH J.Y., HAN J.H., CHUNG Y.H. "Structural Evolution of a Strip-Cast Al Alloy Sheet Processed by Continuous Equal-Channel Angular Pressing" *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS* ^a VOLUME 33A, MARCH 2002 665-673
- [9] CULLITY B. D., "ELEMENTS OF X-RAY DIFFRACTION" 1956 ADDISON-WESLEY PUBLISHING COMPANY
- [10] VERLINDEN B., DRIVER J., SAMAJDAR I., DOHERTY R.D. "Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials" first edition 2007, Elsevier
- [11] VALIEV R.Z., LANGDON T.G. "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement" *Progress in Materials Science* 51 (2006) 881–981
- [12] IWAHASHI Y., HORITA Z., NEMOTO M., LANGDON T.G. "THE PROCESS OF GRAIN REFINEMENT

INEQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING". Acta mater. Vol. 46, No. 9, pp. 3317-3331, 1998

[13] HUANG Y., PRANGNELL P.B., "Continuous frictional angular extrusion and its application in the production of ultrafine-grained sheet metals". Scripta Materialia 56 (2007) 333–336

[14] TOTTEN G.E., MACKENZIE D.S., "Handbook of Aluminum" Marcel Dekker, Inc.

[15] EUROPEAN ALUMINIUM ASSOCIATION AND MATTER. Alumatter © 2001-2010 MATTER, The University of Liverpool. [acesso em 7 de dezembro de 2011]. Disponível em: <http://www.aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=&pageid=1>.

[16] FERRASSE S., SEGAL V.M., KALIDINDI S.R., ALFORD F. "Texture evolution during equal channel angular extrusion Part I. Effect of route, number of passes and initial texture". Materials Science and Engineering A368 (2004) 28–40

[17] Han J.H. , Suh J.Y. , Jee K.K., Lee J.C. "Evaluation of formability and planar anisotropy based on textures in aluminum alloys processed by a shear deforming process". Materials Science and Engineering A 477 (2008) 107–120