

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E DE PRODUÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

ADEQUABILIDADE DAS CONDIÇÕES DE LAMINAÇÃO DE UM AÇO
BAIXO-CARBONO À ESTAMPAGEM PROFUNDA

Eng.º Francisco Nélio Costa Freitas

Fortaleza
Dezembro/2003



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E DE PRODUÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

ADEQUABILIDADE DAS CONDIÇÕES DE LAMINAÇÃO DE UM AÇO
BAIXO-CARBONO À ESTAMPAGEM PROFUNDA

Eng.º Francisco Nélio Costa Freitas

Dissertação apresentada ao
Programa de Mestrado em Engenharia e
Ciência de Materiais como requisito parcial
à obtenção do título de Mestre em
Engenharia e Ciência de Materiais.

Orientador: **Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu**

Fortaleza
Dezembro/2003

À minha família

AGRADECIMENTOS

A Deus.

Ao meu Orientador, Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pela amizade, incentivo e constante orientação na execução deste trabalho, desde a idéia do tema até a redação final.

Ao Prof. Dr. Lindberg Lima Gonçalves pelo incentivo e seriedade em seu trabalho a frente da Coordenação do Programa de Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais em seu período de mandato.

Ao Coordenador do Programa de Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais, Prof. Francisco Alcides Germano, pelo incentivo e constante atenção atribuída aos alunos deste Programa de Pós-Graduação.

Ao Prof. Dr. José Marcos Sasaki pela amizade, incentivo e colaboração nos procedimentos envolvendo a Técnica de Difração de Raios-x.

À empresa METALIC pela doação de material.

À empresa ESMALTEC pela doação de material.

À empresa AÇO LAMINADO, em especial ao Sr. Gerardo, pela disposição do seu laminador e seu forno para a execução dos processos de laminação.

À empresa LUBNOR-PETROBRAS, em especial aos Srs. Gerardo, Moura e Timbó, pelo empréstimo do equipamento de medição de temperaturas.

Ao Engenheiro José Adailson de Souza pela amizade, companheirismo e colaboração na execução deste trabalho.

Ao Engenheiro Marcelo Pinheiro Mendes pela amizade, companheirismo e colaboração na execução deste trabalho.

Ao aluno de Engenharia Mecânica, José Éder de Mendonça Ribeiro, pela amizade, companheirismo e colaboração na execução deste trabalho.

Ao Engenheiro Carlos Marley de Souza Júnior pela amizade, companheirismo e colaboração na execução deste trabalho.

Aos amigos do Curso de Mestrado, Francisco Estênio, Juliano Tesser, Erlon Rabelo, Sílvio Albuquerque, Jonh, Jean e demais pela amizade, companheirismo e em especial, ao ambiente agradável de trabalho proporcionado.

Aos alunos de Engenharia Mecânica, Rodrigo Tamiarana e Daércio da Costa, pela amizade e companheirismo.

À minha família pelo incentivo, amizade e compreensão nas horas mais difíceis, em especial à minha mãe, Olívia Costa de Freitas.

À minha noiva, Elizabeth Pereira Alves, pela amizade, companheirismo e principalmente incentivo para a execução deste trabalho.

Ao CNPq pela bolsa de mestrado concedida.

RESUMO

Dependendo da direção em que são medidas, algumas propriedades dos materiais policristalinos se apresentam diferenciadas. Isso se deve a existência de textura, ou seja, direções preferenciais dos cristais no material. Esta característica pode ser decorrente da solidificação de um processo de deformação plástica ou de um tratamento térmico. A textura em materiais metálicos influencia nas propriedades dos mesmos tanto de uma maneira benéfica quanto maléfica. Na estampagem de um disco para fabricação de um copo usado em armazenagem de refrigerantes tanto pode se destacar o efeito maléfico, que seria a formação de orelhas e o afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo do copo, como o efeito benéfico, que seria o aumento na resistência na direção perpendicular ao plano da chapa minimizando a possibilidade de ruptura na redução da espessura causada pelo processo de estampagem.

Neste trabalho foi feito um estudo da relação entre a textura cristalográfica, os coeficientes de anisotropia e o grau de estampabilidade para o caso de um aço baixo-carbono, cuja principal aplicação é na fabricação de botijões para gás de cozinha, nas condições de laminação em temperaturas entre 600°C e 900°C. Os resultados foram comparados com os de um aço com baixíssimo teor de carbono utilizado na estampagem profunda de latas para armazenagem de refrigerantes. A textura cristalográfica foi determinada a partir das funções de distribuição de orientação cristalográfica calculadas a partir de 3 figuras de pólos obtidas por difração de raios-x. Os coeficientes de anisotropia média (r_m) e planar (Δr) foram determinados a partir dos coeficientes de Lankford na direção de laminação, a 45° desta e na direção transversal a mesma. O grau de estampabilidade foi obtido por meio de ensaios de embutimento Erichsen modificado, que relaciona a profundidade de estampagem com a espessura da chapa.

As análises de textura nos aços laminados em temperaturas entre 600°C e 900°C, apresentaram resultados compatíveis com os de um aço usado na estampagem profunda de latas para armazenagem de refrigerantes. Os coeficientes de anisotropia média (r_m) e planar (Δr), apresentaram valores satisfatórios de acordo com a exigência para a mesma aplicação. O grau de estampabilidade da maioria das amostras de chapas de aço laminadas em temperaturas entre 600°C e 900°C, mostrou-se adequado para a fabricação das latas que servem como recipiente de armazenamento de refrigerantes.

ABSTRACT

Some properties of polycrystalline materials depends on the direction in which they are measured. This is due to the occurrence of texture, i. e., a preferred orientation developed by the crystallites that is caused by, for example, a plastic deformation process or a heat treatment. Texture influences materials properties in a beneficial as well as a deleterious way. In the case of drawing soft drink cans, the beneficial influence of texture is the increase in strength in the normal direction of the sheet. However, texture can also cause earing and thinning of the wall adjacent to the cup bottom.

The aim of this work is to study the relation between crystallographic texture, anisotropy and the degree of deep drawability for a low carbon steel used for the fabrication of gas containers. Samples of this steel were rolled in the range of temperatures between 600 °C and 900 °C. The results were compared to the ones obtained for an extra-low carbon steel grade used to make deep drawn soft drink cans. Texture was determined using orientation distribution functions calculated from 3 x-ray pole figures. The coefficients normal anisotropy (r_m) and planar anisotropy (Δr) were determined from the Lankford coefficients for the rolling direction, transversal direction and the direction 45° between them. The deep drawability degree was measured by the modified Erichsen test for deep drawability. This test relates the deep drawability degree to the sheet thickness.

Texture analyse results of rolled steels in temperatures between 600°C and 900°C are similar to a deep drawing steel for making cans for storage of soft drinks. Normal anisotropy (r_m) and planar (Δr) coefficients have satisfactory values in agreement with the requirement for the same application. The deep drawability degree of most of the samples of rolled steel sheets in temperatures between 600°C and 900°C are appropriate for the production of soft drink cans.

PUBLICAÇÕES

FREITAS, F. N. C., RIBEIRO, J. E. M., ABREU, H. F. G., “Adequabilidade das Condições de Laminação de um Aço Baixo-Carbono à Estampagem Profunda”, In: *Congresso Conamet/Jornadas Sam/ Simposio Matéria*, pp. 278-281, Bariloche, 2003.

ÍNDICE

DEDICATÓRIA	i
AGRADECIMENTOS	ii
RESUMO	iv
ABSTRACT	v
PUBLICAÇÕES	vi
ÍNDICE	vii
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1 Textura	7
2.2 Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC)	11
2.3 Fatores que Provocam a Textura	20
2.3.1 Textura Resultante de Solidificação	20
2.3.2 Textura Resultante de Deformação Plástica	21
2.3.3 Textura de Recristalização	21
2.3.3.1 Tratamento Térmico de Recozimento	22
2.4 Anisotropia	23
2.5 Estampagem Profunda	26
2.5.1 Formação de Orelhas em Processos de Estampagem Profunda	27
2.5.2 Ensaio Mecânico para Determinação do Grau de Estampagem a que uma Chapa Metálica pode ser Submetida (Estampabilidade)	27
2.6 Aços para Estampagem Profunda	28
3 MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1 Materiais	31
3.2 Metodologia	31
3.2.1 Processo de Laminação	31
3.2.2 Tratamento Térmico de Recozimento	33
3.2.3 Análise de Textura	34

3.2.4	Análise Metalográfica	35
3.2.5	Ensaio de Tração e Obtenção dos Coeficientes de Anisotropia	35
3.2.6	Ensaio de Embutimento Erichsen	36
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	39
4.1	Análise Microestrutural	39
4.2	Análise de Textura	52
4.2.1	Análise da Textura de Deformação	57
4.2.2	Análise da Textura de Recristalização	62
4.3	Análise dos Coeficientes de Anisotropia e da Severidade da Textura	68
4.4	Análise do Grau de Embutibilidade	71
5	CONCLUSÕES e RECOMENDAÇÕES	75
5.1	Conclusões	75
5.2	Recomendações	76
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

1 INTRODUÇÃO

A indústria metalúrgica tem como uma de suas principais aplicações à utilização de chapas de aço laminadas, em condições específicas, para processos de conformação metálica.

A laminação é o processo de deformação plástica dos metais no qual o material passa entre rolos e como consequência tem-se uma redução em sua espessura. É o processo de transformação mecânica de metais mais usado, pois apresenta uma alta produtividade e um controle dimensional do produto acabado bastante preciso [1]. A figura 1.1 mostra um processo simplificado de laminação de metais.

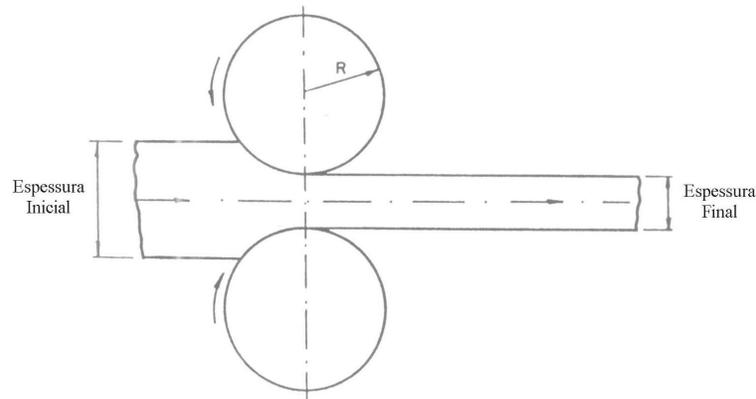


Figura 1.1. Processo de deformação plástica de metais através de laminação [2]

Dentre os tipos de laminação mais comuns para metais, aços baixo-carbono em particular, podemos citar: a laminação a frio, a laminação a quente e a laminação a morno. A laminação a frio se dá quando o material a ser processado encontra-se a uma temperatura mínima abaixo da temperatura de recristalização do mesmo, estando assim na região da ferrita ou da perlita. Na laminação a quente o material encontra-se a uma temperatura mínima acima da temperatura de recristalização, ou seja, na região da austenita. Já a laminação a morno, acontece na região que tenha ferrita e austenita [3]. A figura 1.2 mostrará as regiões da austenita, da ferrita e da perlita através do diagrama de equilíbrio de fases para o sistema ferro-carbono.

Os aços são ligas ferro-carbono que podem conter concentrações apreciáveis de outros elementos de liga. As propriedades mecânicas são sensíveis ao teor de carbono, que é normalmente inferior a 1%p.

Quanto ao teor de carbono os aços podem ser classificados da seguinte maneira: aço baixo-carbono, aço médio-carbono e aço alto-carbono. Os aços baixo-carbono contêm menos que 0,25%p C, os aços médio-carbono de 0,25 a 0,60%p C e os aços alto-carbono com 0,60 a 1,4%p C [4].

Na figura 1.2 pode-se observar uma parte do diagrama de equilíbrio de fases do sistema ferro-carbono que mostra o comportamento das fases presentes em um aço carbono de acordo com a temperatura e o teor de carbono contido na liga.

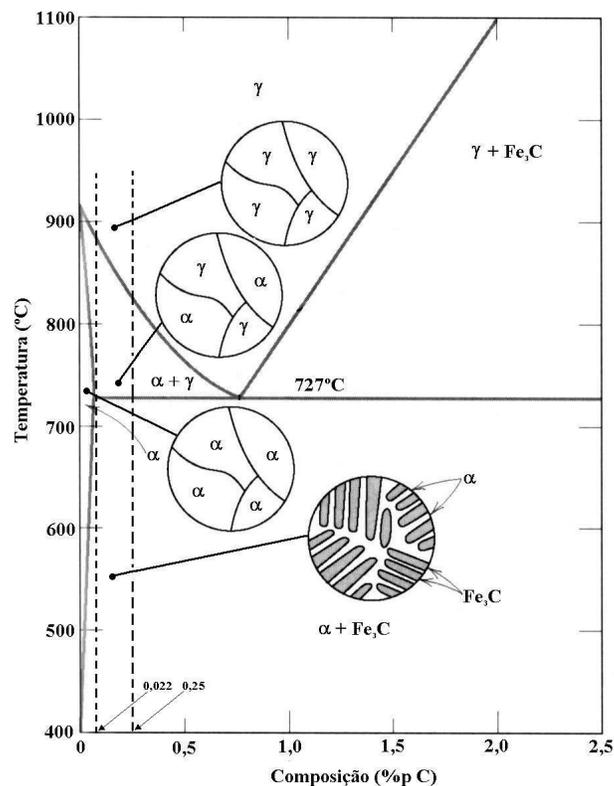


Figura 1.2. Diagrama de equilíbrio de fases para o sistema ferro-carbono [4]

Para os aços com concentrações de 0,022%p C a 0,25%p C, caracterizando aços baixo-carbono, observa-se que a temperaturas próximas e acima de 900°C há a presença da fase austenita (γ), já em temperaturas próximas de 800°C tem-se as fases austenita (γ) e ferrita (α) e no intervalo de temperatura compreendido entre 700°C e 600°C pode-se observar as fases ferrita (α) e perlita ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). Em concentrações inferiores a 0,022%p C, para tais temperaturas, encontra-se basicamente a fase α . Quando a laminação de um aço baixo-carbono se dá na região que representa a fase γ , diz-se que ele foi laminado a

quente. Para laminações efetuadas nas regiões que representam as fases α e $\alpha+Fe_3C$, caracteriza-se a laminação a frio. Já a laminação a morno se dá quando há a presença das fases γ e α simultaneamente.

Uma aplicação muito comum que utiliza chapas de aço baixo-carbono laminadas a frio é o de processos envolvendo estampagem profunda na fabricação de embalagens para armazenamento de refrigerante. Emprega-se mais o aço laminado a frio porque neste tipo de laminação pode-se obter chapas finas, com espessuras abaixo de 0,5 mm, associadas com um acabamento superficial satisfatório. No entanto, o desenvolvimento dos equipamentos e das técnicas de laminação a elevadas temperaturas estão permitindo a obtenção de chapas bem finas de boa qualidade superficial sem a necessidade de laminação a frio posterior e isto pode consistir numa economia de recursos sem a perda da qualidade do material.

Um processo industrial envolvendo aplicações de estampagem profunda é o da fabricação de latas para armazenagem de refrigerante como é exposto na figura 1.3.

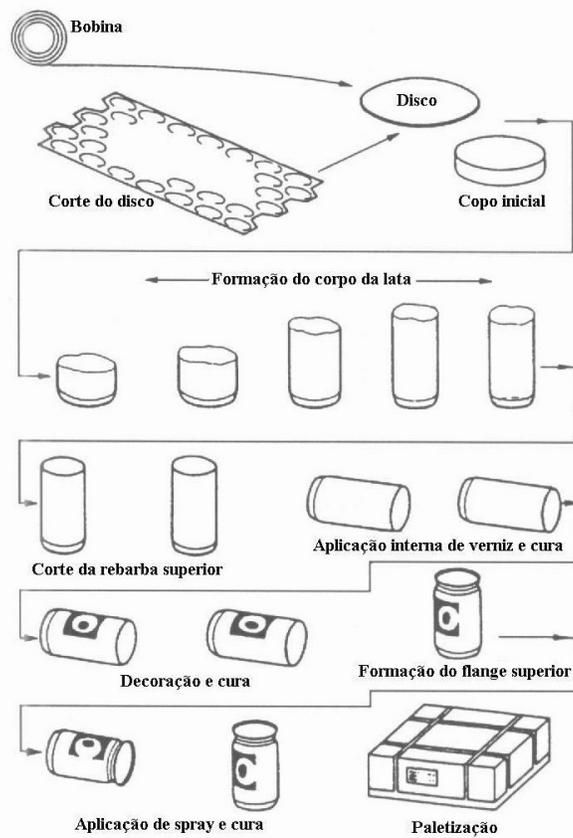


Figura 1.3. Processo de estampagem profunda na fabricação de latas para armazenagem de refrigerante [5]

Neste processo é utilizado como matéria prima uma chapa fina, com espessura em torno de 0,3 mm, de aço baixo-carbono com no máximo 0,07%p C, também chamado de extra-baixo-carbono, laminado a frio e posteriormente submetido a tratamento térmico de recozimento contínuo. De um disco, obtido a partir da chapa fina de aço proveniente da bobina, tem-se inicialmente a formação de uma pré-forma (copo inicial) que é o ponto de partida para o processo de estampagem profunda propriamente dito, conforme mostrado na figura 1.3.

Uma característica física, muito importante, apresentada por materiais que são usados para estampagem profunda e que influencia na qualidade do produto final é a textura cristalográfica. Entende-se por textura cristalográfica como sendo as direções preferenciais na estrutura cristalina do material, influenciando assim nas propriedades mecânicas do mesmo. Essa característica, no caso de chapas de aço laminadas, pode ser provocada pelo efeito da deformação plástica no ato da laminação e também pelo tratamento térmico de recozimento.

A textura cristalográfica acentuada pode trazer benefícios como também malefícios para o produto final. Para o caso específico da lata de refrigerante o benefício seria a obtenção de uma maior resistência na direção perpendicular ao plano da chapa minimizando assim a possibilidade de ruptura na redução da espessura causada pelo processo de estampagem. Já o malefício seria a formação de orelhas nas bordas da lata e o afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo da mesma. A figura 1.4 mostra simplificada o efeito da formação de orelhas provocado pela textura cristalográfica indesejável.

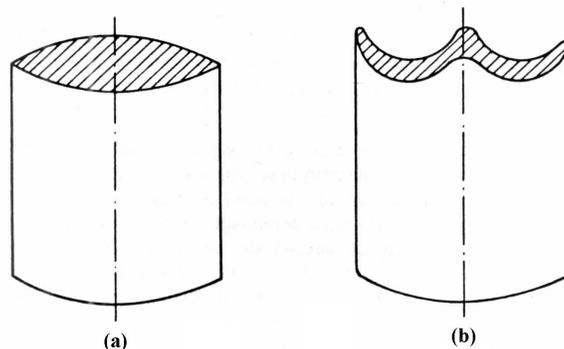


Figura 1.4. Lata estampada a partir de um disco. (a) com direção preferencial adequada e (b) com direção preferencial inadequada [2]

O objetivo deste trabalho é estudar a variação da textura cristalográfica, anisotropia e grau de estampabilidade de um aço baixo-carbono, com 0,147%p C, laminado a morno até baixa espessura analisando a viabilidade do processo para obtenção de matéria-prima usada na fabricação de embalagens (latas) para armazenamento de refrigerantes.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Textura

A forma de distribuição das orientações dos cristais constituintes de um material metálico, em particular o aço, é denominada textura. Considera-se um metal com ausência de textura quando a distribuição das orientações dos cristais no agregado policristalino é totalmente aleatória. Algumas diferentes etapas de processamento dos metais como solidificação, deformação plástica e recristalização, conduzem à formação de uma distribuição de orientação preferencial, onde determinados eixos cristalográficos posicionam-se de forma geométrica definida em relação às direções macroscópicas do corpo metálico.

A presença de textura num agregado policristalino confere propriedades físicas e propriedades mecânicas, diferentes para as diversas direções macroscópicas do metal, ou seja, conduz o material metálico a um comportamento anisotrópico [2].

Assim a textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um material policristalino não é aleatória. Algumas vezes utiliza-se a expressão textura aleatória para dar definição à ausência de orientação preferencial [6]. Nas figura 2.1 e 2.2 pode-se observar de forma mais clara a distribuição que o agregado cristalino pode assumir, ou seja, a total aleatoriedade ou a ocorrência de textura no mesmo.

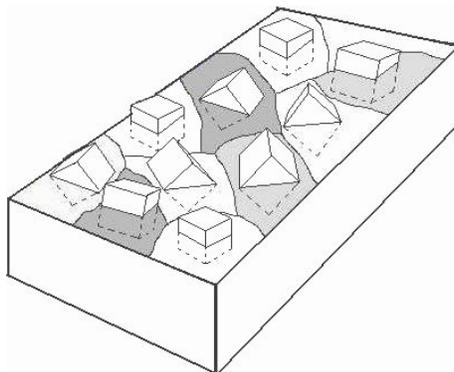


Figura 2.1. Distribuição aleatória dos cristais (sem textura)

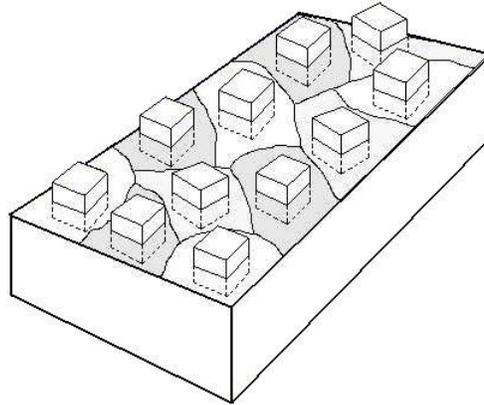


Figura 2.2. Distribuição dos cristais de forma preferencial (com textura)

A natureza e o grau de orientações preferenciais dos cristais em materiais texturados são difíceis de descrever e representar claramente. Para promover convenientes meios de apresentar tais resultados no estudo de metais, Wever, p.725, fez uma adaptação da projeção estereográfica de um monocristal, denominada de figura de pólo. A figura de pólo é um mapa de distribuição estatística de determinados planos $\{hkl\}$ de uma amostra policristalina. Tal artifício descreve a direção da orientação cristalográfica preferencial de forma facilmente compreendida, e assim prevê uma forma gráfica da textura de um metal [7].

A projeção estereográfica, amplamente utilizada para descrição e análise em geometrias cristalográficas, é derivada de uma projeção esférica. A projeção esférica consiste em assumir um cristal no centro de uma esfera imaginária (esfera de referencia). Com os centros do cristal e da esfera coincidindo, retas normais são traçadas do centro comum para cada face do cristal e estendidas até interceptarem a superfície da esfera [7], como mostra a figura 2.3 [8]. Os pontos de intercessão das normais com a esfera de referencia são conhecidos como pólos das faces, e eles constituem a projeção esférica do cristal [7]. Na figura 2.4 pode-se observar como essa projeção pode ser representada. Os pontos representam direções cristalográficas [8].

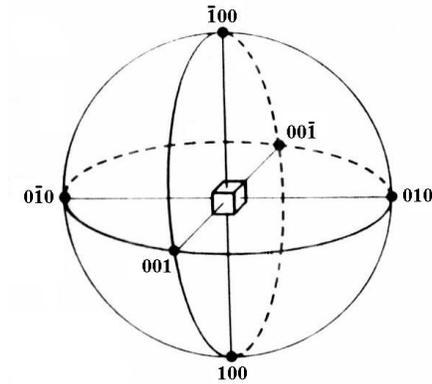


Figura 2.3. Pólos {100} de um cristal cúbico

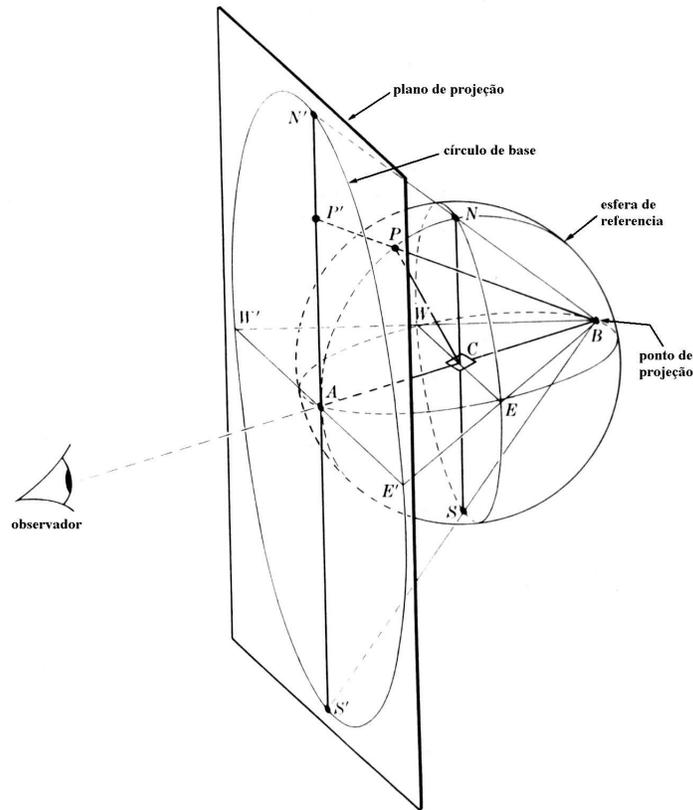


Figura 2.4. A projeção estereográfica

A determinação experimental da figura de pólo é feita com o auxílio da difração de raios-X [2]. O princípio da medição de figuras de pólos por meio da técnica de difração de raios-X é baseado na lei de Bragg para reflexão de radiação, raios-X ou

nêutrons, para planos atômicos da rede cristalina [9]. O registro das distribuições de intensidade permite traçar a figura de pólo, ao redor de cada pólo geométrico apresentado na projeção estereográfica, e correspondente a uma posição de máxima intensidade, de onde são traçadas linhas que unem pontos de igual intensidade, ou seja, curvas de níveis fechadas com indicação de valores de intensidades também chamadas de curvas de isovalor [2]. As figuras 2.5 e 2.6, respectivamente, mostram um esquema, denominado goniômetro, da técnica de medição de figuras de pólos e um exemplo de uma figura de pólo.

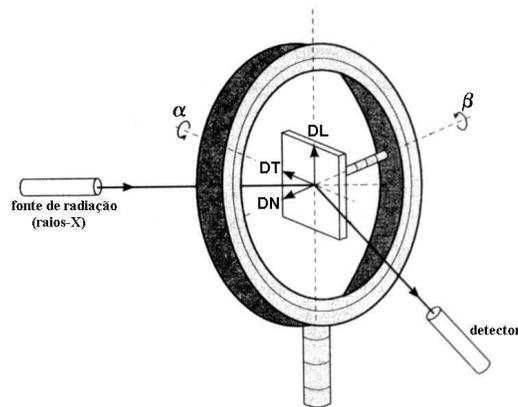


Figura 2.5. Geometria da técnica de difração de raios-X (goniômetro) [9]

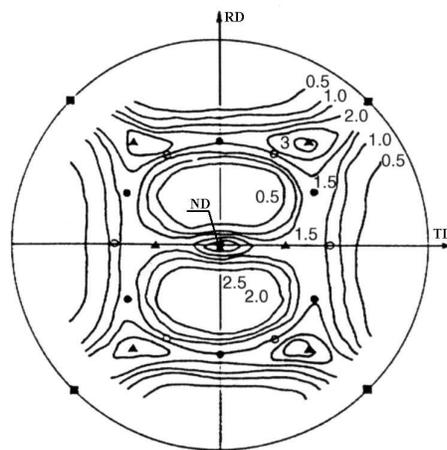


Figura 2.6. Figura de pólo (200) para um aço laminado a frio [5]

Em geral, diz-se que a textura é formada por componentes. Uma componente é representada por uma orientação cristalina ideal próxima da qual as orientações de um razoável volume do material (número de grãos) se agrupam. Em se tratando de uma

chapa laminada, a componente é representada por um plano cristalino (hkl), que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção [uvw] pertencente ao plano (hkl), que é paralela a direção de laminação (DL). Daí fixa-se a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal à direção de laminação) e DN (direção normal à direção de laminação) da chapa. Na figura 2.7, a componente ali representada é a de um cubo girado, (100)[110] [6].

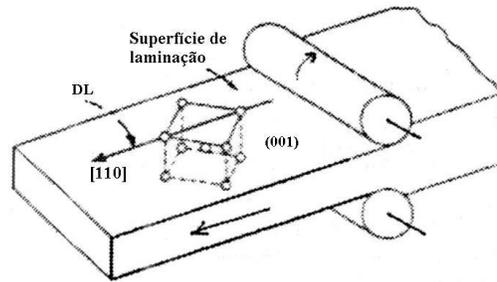


Figura 2.7. Textura (componente) (001)[110] em uma chapa laminada

A descrição de textura com o auxílio de figuras de pólos diretas é muito útil, mas as informações que elas contêm são incompletas e semiquantitativas, já que representam apenas os planos (h k l) difratados pelo material. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informações sobre a distribuição das orientações cristalográficas, ou seja, por um plano e uma direção: (hkl)[uvw], e a fração volumétrica de cada orientação presente. Isto pode ser obtido com o auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC) [6].

2.2 Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC)

A FDOC caracteriza a densidade de probabilidade de encontrar determinadas orientações (hkl)[uvw] em uma amostra do material. Esta probabilidade, num material sem textura é igual a 1. Na FDOC, a orientação de um cristal é definida segundo três ângulos, denominados ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula cristalina, tornam os mesmos coincidentes com as direções DL, DT e DN da chapa laminada [6]. A figura 2.8 mostra, ilustrativamente, tal relação após as rotações consecutivas [10].

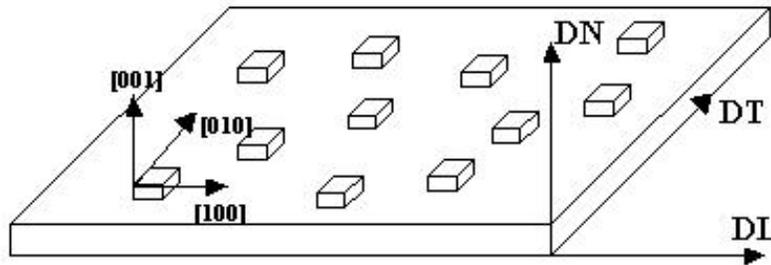


Figura 2.8. Relação entre os eixos [100], [010] e [001] e as direções DL, DT e DN

Essas convenções e o desenvolvimento matemático da FDOC foram feitos em separado por Roe [11] e por Bunge [12]. Segundo Roe, os eixos (X, Y, Z) na figura 2.9 a representam o sistema de referência da amostra e os eixos (X', Y', Z') os eixos de referência do cristal. Os ângulos de Euler são definidos de acordo com a seguinte seqüência de rotações:

- O sistema de referência do cristal rotaciona, em relação ao eixo Z, de um ângulo ψ (figura 2.9b);
- O sistema já rotacionado de ψ , rotaciona de θ em torno do eixo Y' (figura 2.9c);
- Finalmente o sistema apresentado rotaciona em torno do eixo Z' definindo o ângulo ϕ (figura 2.9d).

O sistema definido por Bunge, como mostra a figura 2.10, e mais utilizado pelos fabricantes de difratômetros de raios-X, difere do sistema de Roe na definição dos ângulos de Euler. Bunge define os ângulos φ_1 , ϕ e φ_2 do seguinte modo:

- Rotação de φ_1 em torno de Z' (figura 2.10b);
- Em seguida, rotação de ϕ em torno de X' (figura 2.10c);
- Finalmente, rotação de φ_2 em torno de Z' (figura 2.10d).

Os ângulos de Euler definidos por Roe e os definidos por Bunge obedecem as seguintes relações:

$$\varphi_1 = \psi + \frac{\pi}{2}, \quad \phi = \theta, \quad \varphi_2 = \phi - \frac{\pi}{2}$$

e para o caso de cristais cúbicos e simetria ortorrômbica da amostra os valores dos ângulos são limitados pelas relações:

$$0^\circ \leq \varphi_1, \phi = \theta, \varphi_2 \leq 90^\circ$$

$$\theta \leq \psi, \theta, \phi \leq 90^\circ$$

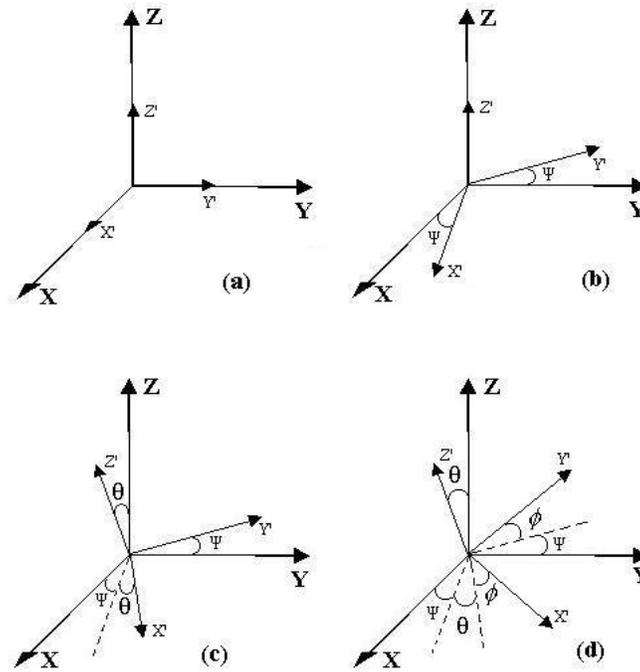


Figura 2.9. Definição dos ângulos de Euler, segundo Roe

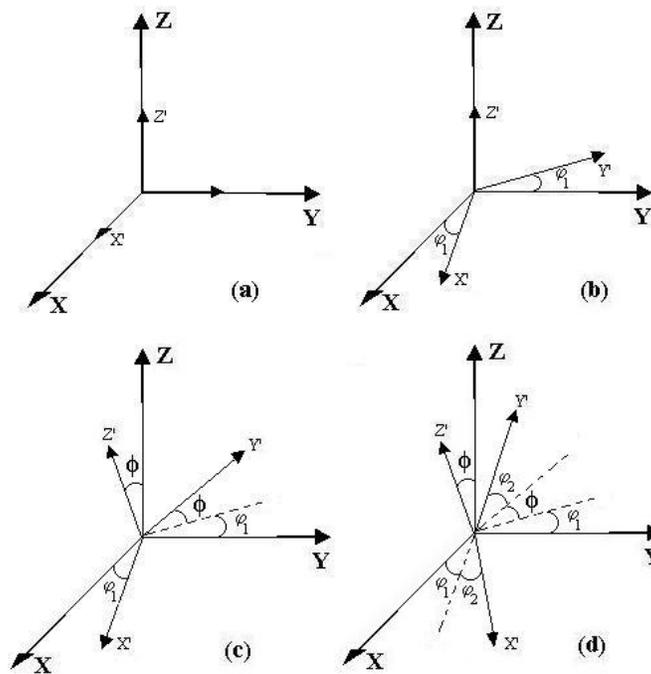


Figura 2.10. Definição dos ângulos de Euler, segundo Bunge

A função de distribuição de orientações cristalográficas (FDOC) estabelece uma relação entre o sistema de referência macroscópico da amostra, formado pela direção de laminação (DL), direção transversal à direção de laminação (DT) e direção normal à direção de laminação (DN) com os eixos cristalinos X' , Y' e Z' . Esta relação é feita através dos três ângulos de Euler (ψ, θ, ϕ) no caso da técnica de Roe ou (ϕ_1, ϕ, ϕ_2) caso a técnica seja a de Bunge.

Seja dV a fração do volume V que possui grãos com orientação (ψ, θ, ϕ) segundo o método de Roe. Dentro do intervalo $(d\psi, d\theta, d\phi)$, temos:

$$\frac{dV}{V} = \frac{1}{8\pi^2} w(\psi, \theta, \phi) \sin \theta \cdot d\theta \cdot d\psi \cdot d\phi \quad (1)$$

onde a função $w(\psi, \theta, \phi)$ é definida como uma função distribuição de probabilidades de se encontrar determinado volume dV com orientação (ψ, θ, ϕ) . Para uma amostra sem textura $w(\psi, \theta, \phi) = 1$ em qualquer ponto do espaço de coordenadas angulares de Euler.

A obtenção das FDOC's, para um sistema cristalino cúbico de corpo centrado (CCC), é feita a partir de 3 figuras de pólos diretas. As figuras de pólos podem ser normalizadas e representadas pela função $q(\alpha, \beta)$, como mostra a expressão 2. Tanto o método desenvolvido por Roe como o desenvolvimento por Bunge consistem em aproximar essas funções por somatório de séries tais que:

$$q(\alpha, \beta) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-1}^1 Q_{lm} P_{lm} \cos(\alpha) \exp(-im\beta) \quad (2)$$

onde os P_{lm} são polinômios de Legendre.

Roe [11] propôs a expressão para a função $w(\psi, \theta, \phi)$ que se segue:

$$w(\psi, \theta, \phi) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-1}^1 \sum_{n=-1}^1 W_{lmn} Z_{lmn} \cos \theta \exp(-im\psi) \exp(-in\phi) \quad (3)$$

onde Z_{lmn} são os polinômios generalizados de Legendre; W_{lmn} são coeficientes da FDOC e dependem do material e tratamentos termomecânicos aplicados. Roe mostrou também

que existe uma relação entre os Q_{lm} , da expressão de $q(\alpha, \beta)$ obtidos para cada figura de pólos, e os W_{lmn} da expressão 3. A expressão 4 mostra tal relação.

$$Q_{lm} = 2\pi \left(\frac{2}{2l+1} \right)^{1/2} \sum_{n=-l}^l W_{lmn} P_{ln} \cos(\beta) \exp(in\alpha) \quad (4)$$

Bunge [12] propôs expressões semelhantes. A função correspondente a $w(\psi, \theta, \phi)$ é a função:

$$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^l \sum_{n=-l}^l C_l^{mn} e^{im\varphi_2} P_l^{mn}(\phi) e^{in\varphi_1} \quad (5)$$

onde $P_l^{mn}(\phi)$ é uma generalização das funções associadas de Legendre e os coeficientes C_l^{mn} correspondem aos coeficientes W_{lmn} do desenvolvimento de Roe.

Comparando os dois métodos, Roe e Bunge, pode-se obter a seguinte relação entre as expressões dos mesmos:

$$w(\psi, \theta, \phi) = \frac{1}{8\pi^2} f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \quad (6)$$

$$Z_{lmn}(\phi) = i^{n-m} \sqrt{\frac{2l+1}{2}} P_l^{mn}(\phi) \quad (7)$$

$$W_{lmn} = \frac{1}{8\pi^2} \sqrt{\frac{2}{2l+1}} C_l^{-n,-m} \quad (8)$$

O Fator de Severidade da Textura (FST), proposto por Kallend [13], é outro parâmetro importante na definição da textura. Ele consiste no desvio padrão médio da FDOC em relação a uma amostra sem textura. O FST é definido pela expressão 9:

$$(FST)^2 = 4\sqrt{2}\pi^2 \left\{ \sum_{l=1}^{\infty} \sum_{m=-1}^1 \sum_{n=-1}^l W_{lmn}^2 \right\}^{1/2} \quad (9)$$

O valor de FST é zero para uma amostra sem textura, ou seja, com uma distribuição aleatória de grãos, e aumenta quanto mais texturado for o material.

Após a medida das três figuras de pólos, os dados são processados por uma seqüência de sub-rotinas que realizam além da normalização das figuras de pólos, o ajuste dos polinômios de Legendre, o cálculo das partes não medidas das figuras de pólos e determinam os coeficientes das FDOC. O novo arquivo gerado é usado pelo programa para calcular as seções de ϕ constante, no caso do método de Roe, ou ϕ_2 constante, quando se tratar do método de Bunge, escolhidas pelo usuário[10].

A figura 2.11 mostra as três figuras de pólos para um aço carbono com estrutura cristalina CCC laminado a frio, obtidas após normalização e cálculo das partes não medidas usando o programa X'PERT TEXTURE, desenvolvido pela PHILIPS. As figuras 2.12 e 2.13 apresentam, respectivamente, uma plotagem das seções da FDOC pelo método de Roe com seções ϕ constante e pelo método de Bunge com seções de ϕ_2 constante. A FDOC foi calculada a partir das três figuras de pólos mostradas na figura 2.11, utilizando os programas desenvolvidos por Kallend em 1988. Os programas utilizados para o cálculo da FDOC foram: CUBAN 2 e CODF. Para plotagem das seções da FDOC utilizou-se o programa SURFER.

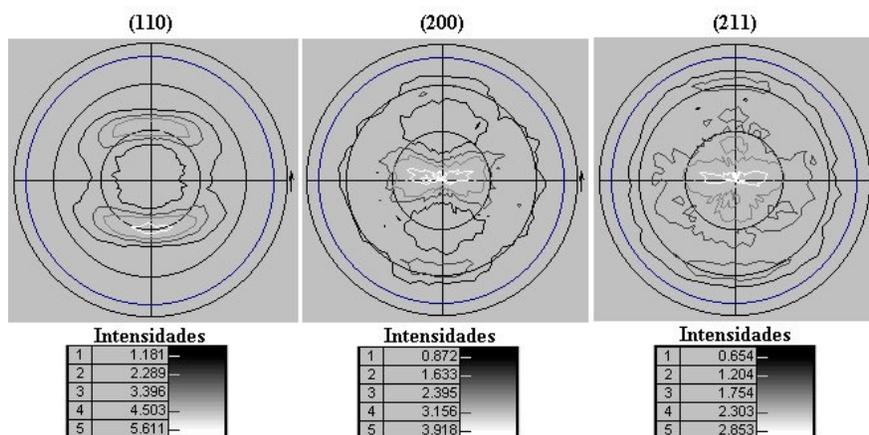


Figura 2.11. Figuras de pólos (110), (200) e (211) para um aço carbono laminado a frio

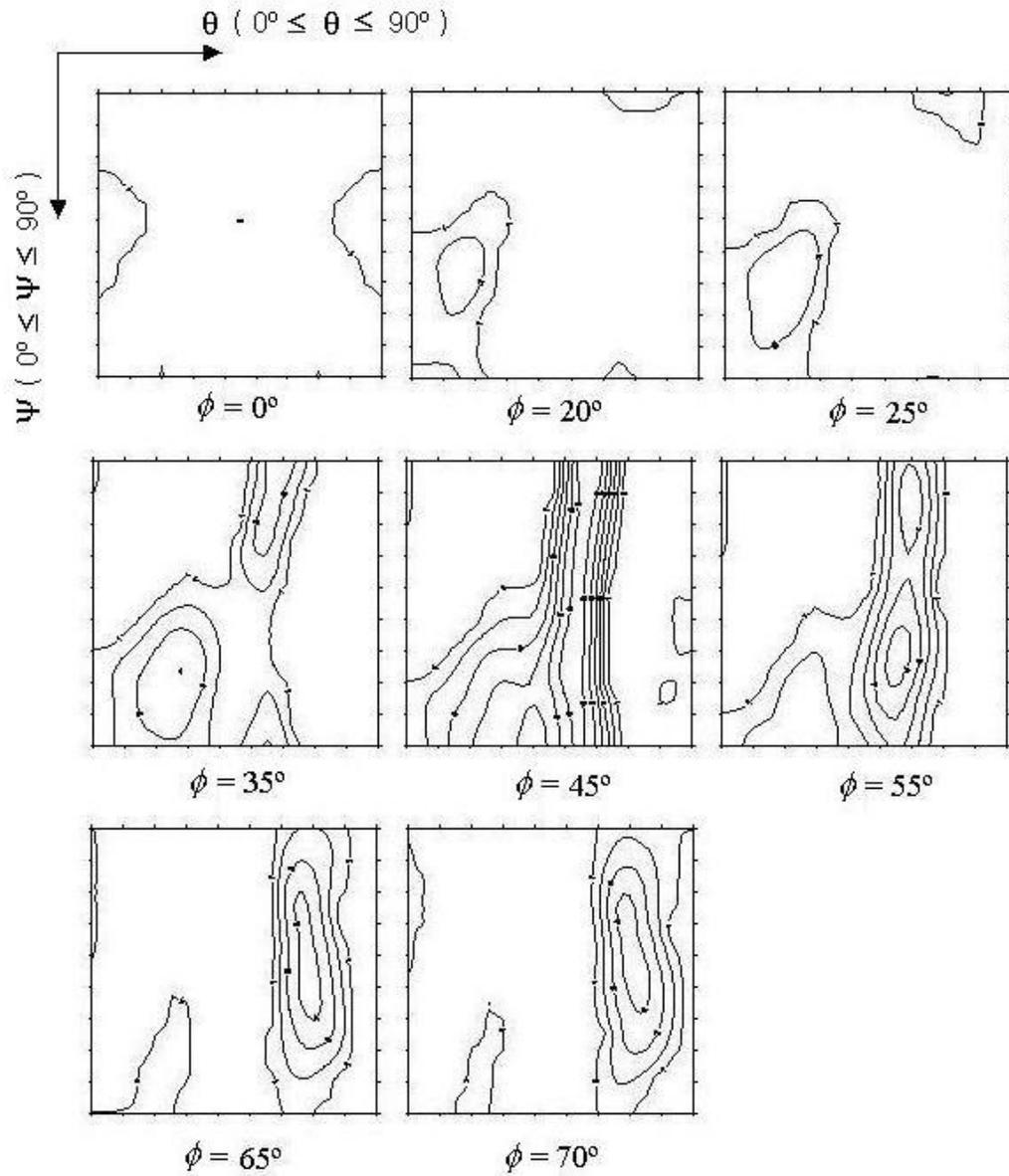


Figura 2.12. FDOC's, pelo método de Roe, para um aço carbono laminado a frio

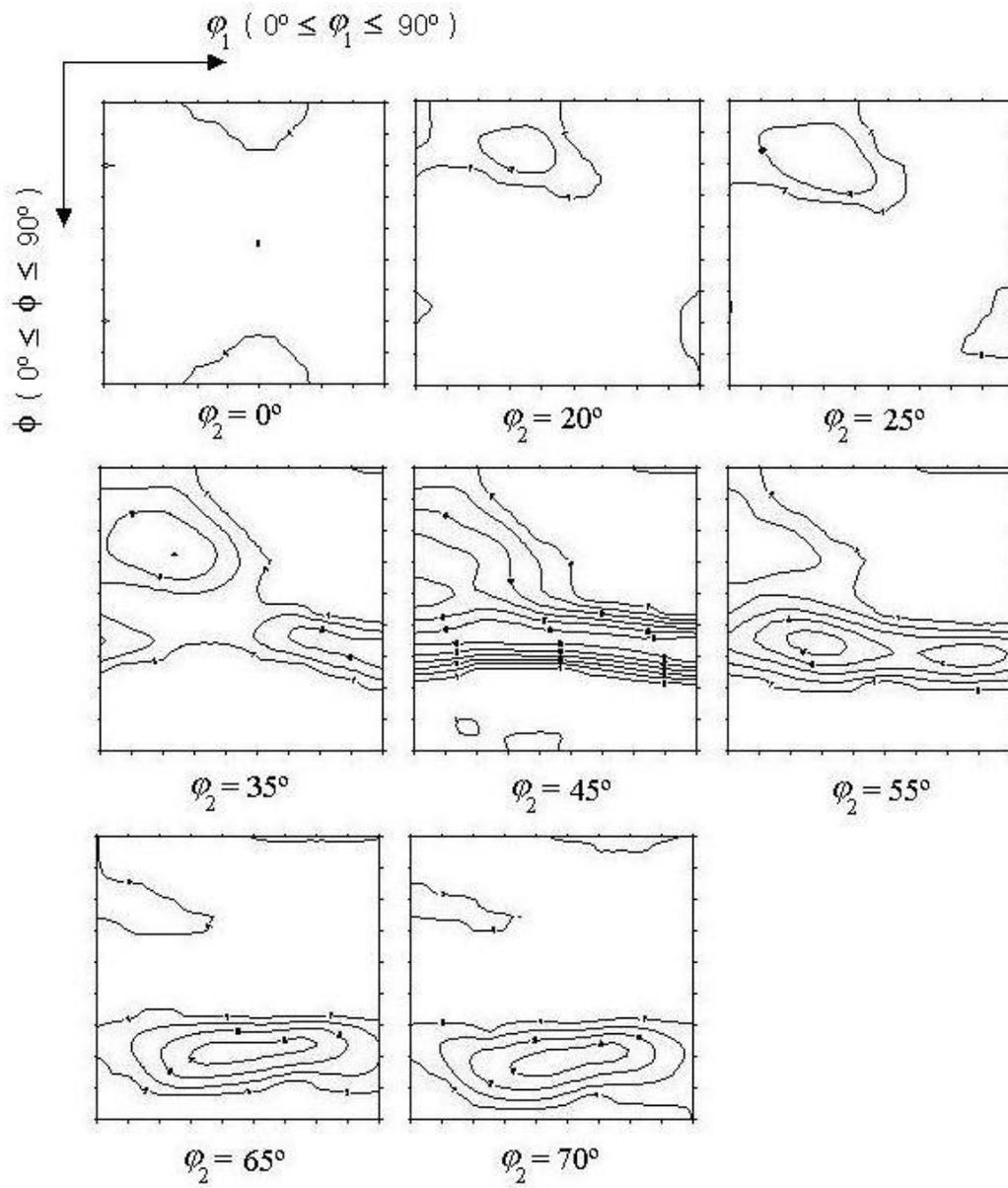


Figura 2.13. FDOC's, pelo método de Bunge, para um aço carbono laminado a frio

Apenas o método de Bunge será usado na apresentação das seções da FDOC para efeito do presente trabalho.

Como mostrado nas figuras 2.12 e 2.13, as seções da FDOC são representadas por curvas de nível de isovalor para serem interpretadas por ábacos anteriormente descritos [6].

Comumente se apresenta a textura de aços usando apenas a seção de $\phi_2 = 45^\circ$, pois ela contém os planos e direções importantes para análise desses materiais. Esta forma de representação da textura é bastante útil quando se comparando genericamente texturas de diferentes amostras. No entanto, quando se necessita comparar com mais precisão diferentes texturas, a plotagem da função $f(\phi_1, \phi, \phi_2)$ em função de apenas um ângulo é mais adequada. No caso de aços utilizam-se três fibras características para execução desta plotagem:

- Fibra RD - família de direções $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação (DL), abrangendo de (001)[110] a (110)[110];
- Fibra ND - família de direções $\langle 111 \rangle$ paralela à direção normal ao plano da chapa (DN), abrangendo de (111)[110] à (111)[112];
- Fibra TD - família de direções $\langle 110 \rangle$ paralela à direção transversal à direção de laminação (DT), abrangendo de (001)[110] à (110)[001].

A figura 2.14 mostra o ábaco contendo todas as posições das principais orientações ao longo dessas fibras [10]. Os planos (hkl) são representados pelas linhas e as direções [uvw] pelos pontos sobre estas linhas [6].

Para melhor compreender esta análise podemos citar alguns exemplos:

- Em $\phi = 0^\circ$ o plano (001), em $\phi = 54,8^\circ$ o plano (111) e em $\phi = 90^\circ$ o plano (110);
- Ao longo da fibra ND temos em $\phi_1 \cong 20^\circ$ a componente de textura (111)[$\bar{2}\bar{3}1$], ou seja, o plano (111) paralelo a direção normal à superfície de laminação e a direção [$\bar{2}\bar{3}1$] paralela a direção de laminação.

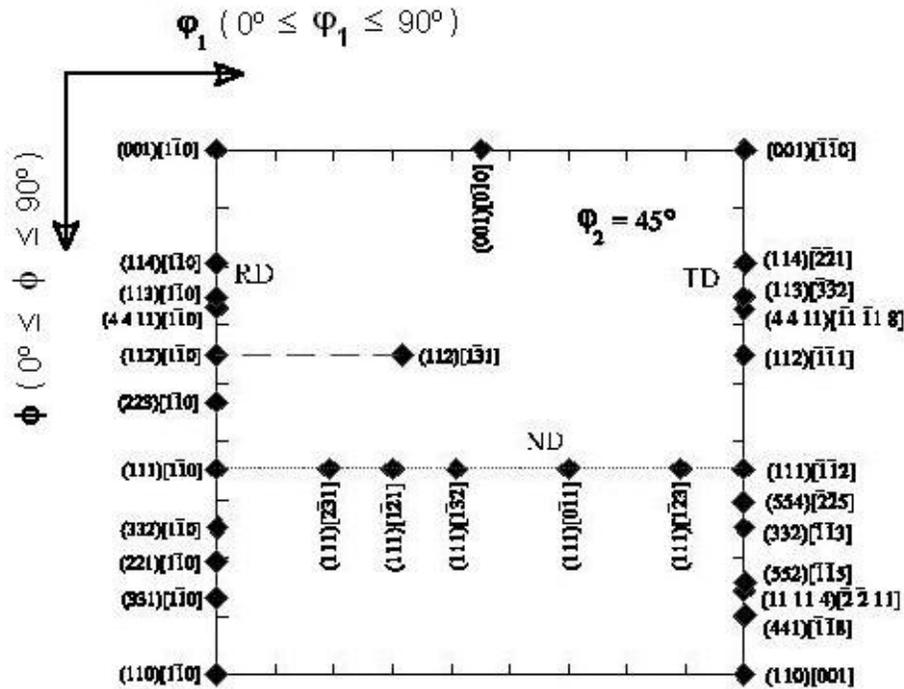


Figura 2.14. Ábaco com as posições das principais orientações ao longo das fibras RD, ND e TD para seção de $\phi_2 = 45^\circ$

2.3 Fatores que Provocam a Textura

A textura em materiais metálicos pode ser decorrente de vários fatores porém, os mais importantes são: texturas resultantes da solidificação, texturas resultantes de deformação plástica e texturas de recristalização devido a tratamento térmico após a deformação plástica [14].

2.3.1 Textura resultante de solidificação

Quando um metal líquido é derramado num cadinho de paredes laterais isoladas e fundo resfriado, o fluxo de calor se propaga na vertical, solidificando o metal do fundo para a superfície, formando uma estrutura granular “colunar”, com os grãos alinhados com o fluxo de calor. Em metais cúbicos, a estrutura colunar possui orientação $\langle 100 \rangle$, o que significa que as arestas do cubo estão alinhadas com o eixo da

coluna. O lingote solidificado possui uma textura <100>, chamada de textura de cubo [10].

2.3.2 Textura resultante de deformação plástica

Os cristais, ou grãos, de agregados policristalinos como os materiais metálicos se orientam com a deformação plástica de maneira que determinadas direções cristalográficas se posicionam segundo às direções principais da estrutura cristalina do metal. Essa distribuição de orientação caracteriza a textura de deformação.

Iniciando-se o processo de deformação a partir de um metal sem textura definida, isto é, com orientação aleatória dos cristais constituintes em um processo de laminação por exemplo, somente começa-se a notar a presença de textura de deformação quando se atinge reduções de 30% ou mais. O processo se completa somente com elevadas reduções, em torno de 90%. Se existe uma textura inicial que é próxima daquela que se pretende obter, pode-se atingir essa última com menores intensidades de deformação. De qualquer forma, a textura inicial não influencia na natureza da textura final, pois essa depende mesmo é do tipo de processo de deformação plástica ao qual o metal será submetido [2].

2.3.3 Textura de recristalização

Quando um metal deformado é submetido ao tratamento térmico de recozimento pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento. Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas de materiais levemente encruados causa apenas recuperação e pequena ou nenhuma modificação da textura de deformação.

Recozimento em temperaturas mais elevadas causa freqüentemente recristalização. A ocorrência de recristalização pode gerar orientações cristalográficas preferenciais (formação de textura) completamente diferente daquela gerada pela deformação. Na realidade, a recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou, simplesmente, não alterar a textura de deformação [15].

O caráter e o grau de perfeição da textura de recristalização dependem do tipo de tratamento de deformação, do grau e temperatura da última deformação, da temperatura

e tempo do último recozimento, do grau de deformação intermediário, da composição em elementos de liga, das impurezas, do tamanho do grão antes da deformação a frio e de outros fatores. Conseqüentemente, muito mais fatores influenciam na textura de recristalização do que na textura de deformação.

Como regra, quanto mais perfeita a textura de deformação, mais precisamente forma-se a correspondente textura de recristalização.

Para explicar a textura que se forma durante a recristalização, foram propostas duas hipóteses: nucleação orientada e crescimento orientado. De acordo com a primeira hipótese, na matriz deformada formam-se apenas aqueles núcleos de grãos recristalizados que têm a orientação cristalográfica correspondente à textura posterior de recristalização. Já a segunda hipótese, diz que na matriz deformada surgem núcleos de diversas orientações. Parte deles, porém, graças à relação de orientação com a matriz, tem maior velocidade crescimento [16].

2.3.3.1 Tratamento Térmico de Recozimento

O termo recozimento se refere a um tratamento térmico no qual um material metálico é exposto a uma temperatura elevada por um dado período de tempo, sendo ele então resfriado lentamente. Normalmente o recozimento é realizado com os objetivos de aliviar tensões, tornar o material mais dúctil e produzir uma microestrutura específica.

Qualquer processo de recozimento consiste em três estágios, que são: o aquecimento até a temperatura desejada, manutenção nesta temperatura por um dado tempo e resfriamento, geralmente até a temperatura ambiente [4].

Uma das tecnologias que mais vem se aplicando na indústria metalúrgica é a do recozimento contínuo. A figura 2.15 mostra um ciclo típico de recozimento contínuo aplicado na indústria metalúrgica atual usado para chapas laminadas a frio usadas em processos de estampagem [17].

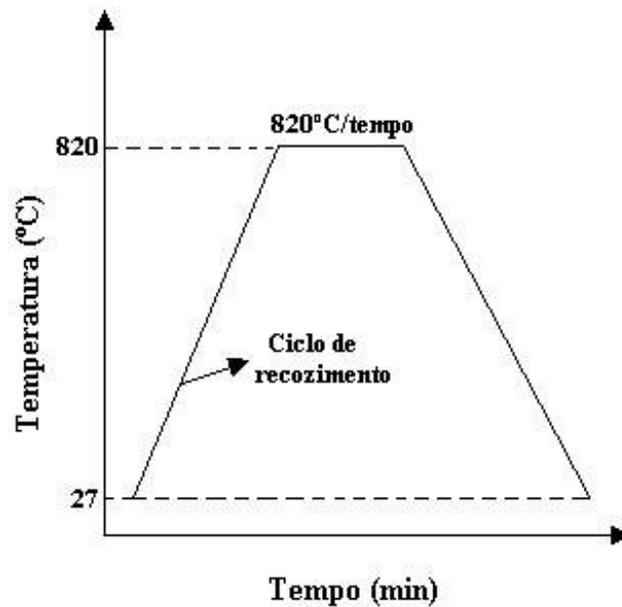


Figura 2.15. Ciclo de recozimento contínuo

2.4 Anisotropia

Os agregados policristalinos, como os metais, com formação de textura apresentam propriedades distintas segundo às diferentes direções do corpo metálico. Essa variação de propriedades com a direção caracteriza a natureza anisotrópica do metal. Particularmente, no que se refere à anisotropia das propriedades mecânicas, o efeito obtido tanto pode ser benéfico como maléfico. Na estampagem de um disco metálico, por exemplo, para a formação de um copo, tanto pode se destacar o efeito maléfico de formação de “orelhas” e afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo do copo, mostrado na figura 1.4, como o efeito benéfico de aumento de resistência na direção perpendicular da chapa, que reduz a possibilidade de ruptura no afinamento da espessura da mesma. Em decorrência disso, é conveniente analisar, para o caso de chapas, a relação entre a estampabilidade e os coeficientes de anisotropia [2].

O coeficiente de anisotropia normal (r), é a razão entre a deformação na largura e a deformação na espessura de uma chapa, como mostra a expressão 10:

$$r = \frac{\varepsilon_b}{\varepsilon_t} = \frac{\ln\left(\frac{b_0}{b}\right)}{\ln\left(\frac{t_0}{t}\right)} \quad (10)$$

Onde,

- ε_b é a deformação na largura;
- ε_t é a deformação na espessura;
- b_0 é a largura inicial;
- b é a largura final;
- t_0 é a espessura inicial;
- t é a espessura final.

Se um material possui um alto valor de r significa que ele oferece grande resistência à deformação plástica na direção da espessura.

No caso de chapas finas, as medidas da espessura não são precisas, assim a expressão 10 pode ser reescrita, aplicando-se a relação de volume constante. Obtém-se assim a expressão 11:

$$r = \frac{\ln\left(\frac{b_0}{b}\right)}{\ln\left(\frac{L \cdot b}{L_0 \cdot b_0}\right)} \quad (11)$$

Onde,

- L_0 é o comprimento inicial;
- L é o comprimento final.

Chapas laminadas apresentam variação das propriedades elásticas e plásticas de acordo com a direção de laminação a qual foram sujeitas. O coeficiente de anisotropia normal (r) pode ser medido em chapas segundo direções diferentes em relação a direção de laminação, variando de 0° a 90° . O r_{0° seria o coeficiente de anisotropia normal medido em uma direção longitudinal à direção de laminação e o r_{90° seria o coeficiente de anisotropia normal medido em uma direção transversal à direção de laminação. Neste caso costuma-se utilizar um valor médio (r_m) de anisotropia normal para diferentes direções, representado pela expressão 12:

$$r_m = \frac{(r_{0^\circ} + 2 \cdot r_{45^\circ} + r_{90^\circ})}{4} \quad (12)$$

Este valor está relacionado com o desempenho do material na estampagem. O ideal é que o material possua um alto valor de r_m , o que significa que não haverá grande redução da espessura. Para chapas de aço o valor de r_m varia entre 1 e 2.

A anisotropia planar representa a variação da deformação no plano de uma chapa. O coeficiente de anisotropia planar (Δr) é expresso segundo a expressão 13:

$$\Delta r = \frac{(r_{0^\circ} - 2 \cdot r_{45^\circ} + r_{90^\circ})}{2} \quad (13)$$

Se Δr apresenta um alto valor significa uma diferença grande entre os coeficientes de anisotropia nas direções consideradas, o que não é ideal em um processo de conformação mecânica como a estampagem, pois podem aparecer orelhas indesejadas na peça estampada [18].

Man [19] mostrou também que para chapas de aço baixo-carbono texturadas, o valor de r pode ser representado pela expressão 14:

$$r = \frac{q}{(1 - q)} \quad (14)$$

e q obedece a seguinte expressão:

$$q = \frac{1}{2} - 16,8 \left(W_{400} - \frac{2\sqrt{10}}{5} W_{420} \cos 2\theta - \frac{\sqrt{70}}{5} W_{440} \cos 4\theta \right) \quad (15)$$

Onde,

- W_{400} , W_{420} e W_{440} são os coeficientes W_{lmn} da FDOC, mostrados na expressão 3. Tais coeficientes podem ser determinados através do programa CUBAN 2, desenvolvido por Kallend em 1988;
- O parâmetro θ representa o ângulo em relação à direção de laminação da chapa onde se deseja obter o valor de r .

Logo, para se chegar a uma melhor condição de estampabilidade, deve-se procurar obter no processo de laminação da chapa valores elevados de r_m e valores baixos, mais próximos de zero possível, de Δr [2].

2.5 Estampagem Profunda

Estampagem profunda é o processo de estampagem em que as chapas metálicas são conformadas na forma de copo, ou seja, um objeto oco. As aplicações mais comuns correspondem a fabricação de cápsulas, carrocerias e pára-lamas de automóveis, estojos, latas para armazenagem de bebidas, etc. Esse processo ocorre geralmente sem modificar a espessura das chapas e realiza-se a deformação em uma ou mais fases como foi visto na figura 1.3.

A figura 2.16 permite observar o comportamento das fibras do material quando submetido ao processo de estampagem profunda. O material está representado por um disco metálico A de diâmetro D, do qual se originou o copo B, de diâmetro d e altura h [20].

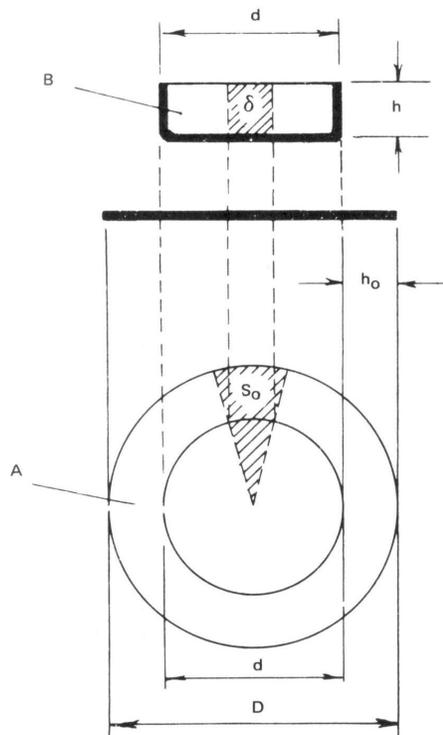


Figura 2.16. Representação esquemática da deformação devido à estampagem profunda

2.5.1 Formação de Orelhas em Processos de Estampagem Profunda

As extremidades superiores dos copos estampados não são totalmente planas. Existem pontos mais altos que dão origem à formação de orelhas. A formação de quatro orelhas é o mais comum, mas ocasionalmente duas, seis ou até mesmo oito orelhas podem ser encontradas. Esse tipo de formação acontece devido à anisotropia planar (Δr), e tem uma correlação com a variação do valor da anisotropia normal (r) em relação à direção de laminação da chapa, como mostra o esquema da figura 2.17 [21].

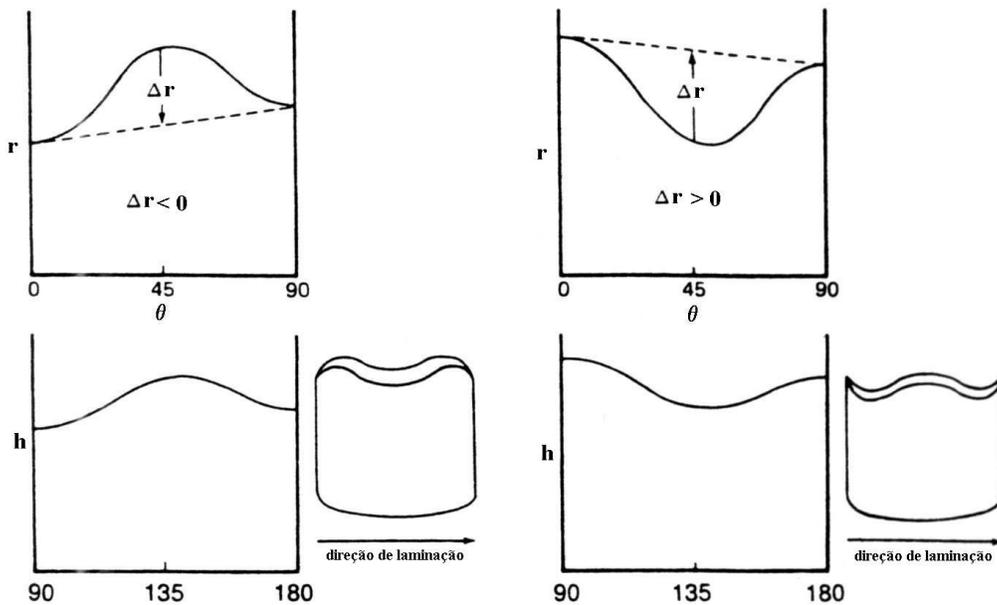


Figura 2.17. Relação entre a formação de orelhas e a variação do valor de r . Onde h representa a altura da parede do copo estampado.

2.5.2 Ensaio Mecânico para Determinação do Grau de Estampagem a que uma Chapa Metálica pode ser Submetida (Estampabilidade)

Existem inúmeros ensaios de estampabilidade, dos quais um dos mais empregados é o ensaio de embutimento Erichsen. Esse processo consiste em afinar a espessura de uma chapa por meio de um punção, prendendo-se a chapa numa matriz, de modo a impedir que o material deslize para dentro da matriz. Esse ensaio é o único padronizado pelas normas internacionais, sendo frequentemente realizado para comparação de materiais e para se verificar se a chapa possui a ductilidade desejada.

O ensaio de embutimento Erichsen é realizado em uma máquina apropriada, onde se coloca a chapa entre uma matriz e um anel de fixação, sendo presa por uma carga de compressão. Um punção aplica uma carga que força a chapa a se abaular, formando um copo. A impressão deve ser feita no centro da chapa ou, no mínimo, a 45mm das bordas. Tal ensaio mede a profundidade do copo no momento da estricção localizada ou no momento em que ocorra a ruptura do copo. O punção tem cabeça esférica, com 20mm de diâmetro, e a carga que prende a chapa é de aproximadamente 1000Kgf. A figura 2.18 mostra o princípio do ensaio de embutimento Erichsen [22].

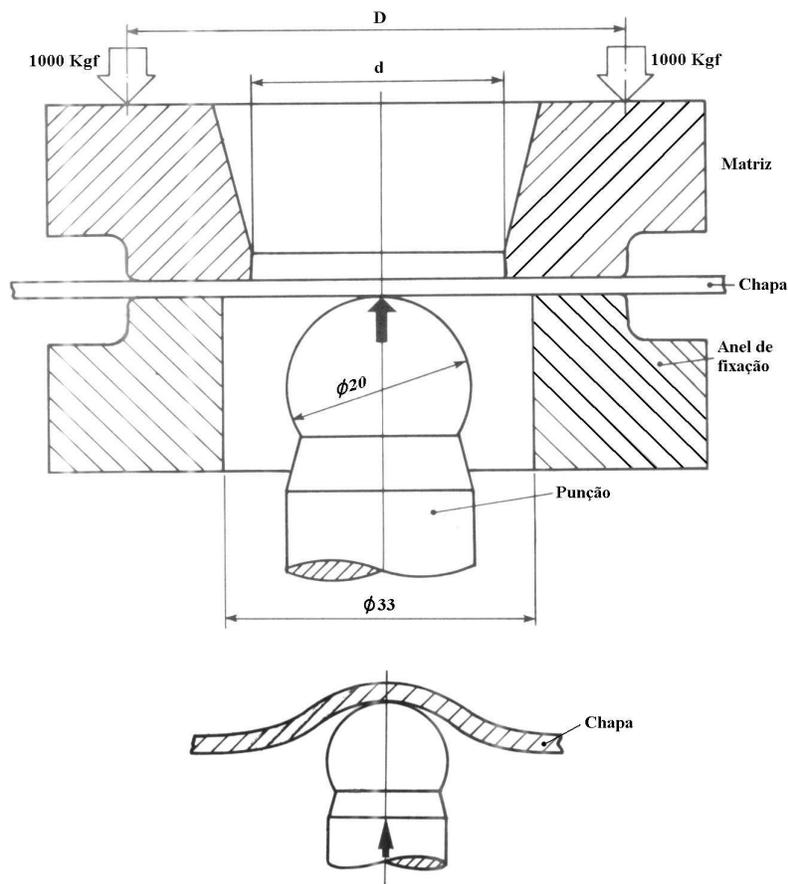


Figura 2.18. Ensaio de embutimento Erichsen

2.6 Aços para Estampagem Profunda

Os aços baixo-carbono são de longe o material mais produzido no mundo. O segmento mais importante, economicamente falando, desse material é voltado para a estampagem, particularmente para a estampagem profunda. No Brasil e em muitos

países, bobinas laminadas a quente, com espessuras na faixa de aproximadamente 2 a 10mm, são fornecidas para as empresas relaminadoras. O processamento nessas empresas envolve etapas de decapagem, corte, laminação a frio, recozimento e, em muitos casos, tratamentos de superfície, tais como galvanização, cobreamento e niquelação, entre outros.

A tabela 2.1 apresenta valores típicos de composição química e de propriedades mecânicas de aços para estampagem utilizados no Brasil.

Tabela 2.1. Composições e propriedades mecânicas típicas de aços para estampagem

Aço	Composição Química (% peso)					Propriedades Mecânicas			
	C	Mn	P	S	Al	LE (MPa)	LR (MPa)	AL ($l_0=50\text{mm}$)	r_m
Estampagem Média (EM)	0,05	0,23	0,018	0,015	0,043	210	335	39	1,5
Estampagem Profunda (EP)	0,05	0,23	0,017	0,015	0,043	195	320	41	1,5
Estampagem Extra-Profunda (EEP)	0,04	0,23	0,016	0,015	0,044	180	314	42	1,7
Estampagem Extra-Profunda Crítica (EEP-PC)	0,04	0,21	0,014	0,014	0,042	170	308	43	1,8
IF ¹	0,004	0,21	0,012	0,012	0,042	155	310	45	2,0

LR = Limite de resistência

LE = Limite de escoamento

Al = Alongamento total

r_m = Anisotropia normal média

¹ Contém microadições de Ti e/ou Nb

utilizados no Brasil

A estampabilidade das chapas depende de sua anisotropia e textura. Nos aços baixo-carbono, a alta estampabilidade está associada à presença de grande quantidade de planos {111} paralelos a superfície da chapa [23].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Os materiais utilizados na realização do presente trabalho são dois aços baixo-carbono, denominados CM e CE, que têm sua composição química mostrada na tabela 3.1. Os dois aços foram doados, em forma de chapas laminadas, por duas empresas locais do ramo metalúrgico e são procedentes da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN). A chapa do aço CM tem espessura de aproximadamente 0,3 mm, foi laminada a frio e é utilizado na fabricação de latas para armazenagem de refrigerantes. Já a chapa do aço CE apresenta espessura em torno de 2,7 mm, sofreu processo de laminação a quente e é aplicada na fabricação de botijões para gás de cozinha.

Tabela 3.1. Composição química dos aços CM e CE

Composição (% peso)													
Material	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Sn	N	Ti
CM (máx.)	0,07	0,04	0,55	0,02	0,02	0,07	0,07	0,08	0,08	0,05	*	*	*
CE	0,147	0,014	0,455	0,013	0,011	0,041	0,009	0,006	0,008	0,004	0,005	0,004	0,002

Devido ao baixíssimo teor de carbono, o aço CM também é denominado de extra-baixo-carbono.

3.2 Metodologia

3.2.1 Processo de laminação

O aço CE foi submetido a quatro diferentes processos de laminação a morno. Esses processos diferem pelas temperaturas de início de laminação, ou seja, a temperatura em que o material começa a sofrer redução em sua espessura devido à laminação. Tais temperaturas foram adotadas da seguinte maneira: 900°C, 800°C, 700°C e 600°C. A aplicação dessas temperaturas no material foi proporcionada por meio de um forno do tipo “túnel”, que usa gás natural como combustível e tem capacidade para atingir temperaturas até 1200°C. As temperaturas no material, após ele sair do forno, foram medidas com o auxílio de um medidor de temperatura infravermelho da marca

RAYTEK, modelo RAYNGER MX, com faixa de temperatura de -30°C a 900°C . Para o processo de laminação, propriamente dito, foi usado um laminador do tipo “passo a passo” com dois rolos. O comprimento dos rolos é de 500 mm e o diâmetro de 200 mm. As figuras 3.1, 3.2 e 3.3 mostram como se realizou todo esse processo de laminação.



Figura 3.1. Material saindo do forno



Figura 3.2. Temperatura medida no material a ser laminado



Figura 3.3. Material no início da laminação

Para cada temperatura de início de laminação o material sofreu uma redução em torno de 65% na sua espessura.

Depois de laminado nas temperaturas de início de laminação adotadas, o aço CE recebeu quatro diferentes denominações, que são as seguintes:

- CE6 → Aço CE laminado com temperatura inicial de 600°C ;
- CE7 → Aço CE laminado com temperatura inicial de 700°C ;
- CE8 → Aço CE laminado com temperatura inicial de 800°C ;
- CE9 → Aço CE laminado com temperatura inicial de 900°C .

3.2.2 Tratamento Térmico de Recozimento

Após o processo de laminação, os aços CE6, CE7, CE8 e CE9 foram submetidos a um tratamento térmico de recozimento com o objetivo de torná-los mais dúcteis e obter uma uniformização dos grãos em suas microestruturas, pois a laminação a morno também causa um certo encruamento no material e deixa seus grãos alongados em várias direções. Tal tratamento térmico foi realizado de modo a simular o processo de recozimento contínuo aplicado ao aço CM, após a laminação a frio do mesmo. Esse processo de recozimento foi realizado em um forno da marca LINN ELEKTRO THERM, modelo KK 260.16 SO 1060, que pode chegar até a temperatura de 1340°C. A figura 3.4 mostra uma curva que representa o ciclo de recozimento que foi realizado. O material foi aquecido até atingir a temperatura de 800°C a uma taxa de 10°C/min e permaneceu nessa temperatura por 5 minutos. Em seguida foi resfriado, dentro do forno, até a temperatura de 300°C a uma taxa de 1,7°C/min e depois foi novamente resfriado, ao ar, até atingir a temperatura ambiente (~ 27°C) a uma taxa de 11°C/min.

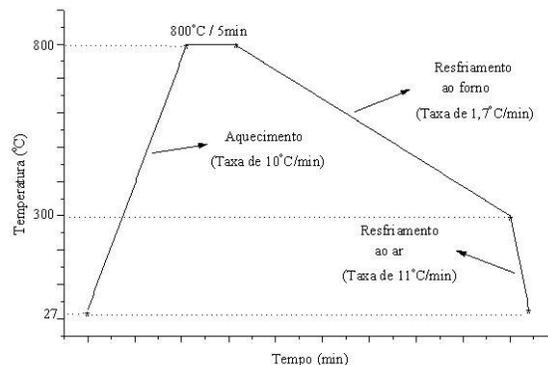


Figura 3.4. Ciclo de recozimento para os aços CE6, CE7, CE8 e CE9

Após o recozimento o material recebeu quatro novas denominações, que se procederam da seguinte forma:

- CE6R → Aço CE laminado com temperatura inicial de 600°C após o recozimento;
- CE7R → Aço CE laminado com temperatura inicial de 700°C após o recozimento;
- CE8R → Aço CE laminado com temperatura inicial de 800°C após o recozimento;
- CE9R → Aço CE laminado com temperatura inicial de 900°C após o recozimento.

3.2.3 Análise de Textura

De todos os aços (CM, CE, CE6, CE7, CE8, CE9, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R) foram retiradas amostras retangulares 20 x 25 mm para análise de textura. As amostras foram submetidas à técnica de difração de raios-X através de um goniômetro, semelhante ao da figura 2.5, montado num difratômetro de raios-X da marca PHILIPS, modelo X'PERT PRO. Os parâmetros de medida foram: α (figura 2.5) variando de 0° a 80° com “step” de 5°; β (figura 2.5) variando de 0° a 360° com “step” de 5° e tempo por “step” de 2 segundos. Por meio dessa técnica pode-se obter as figuras de pólos para cada amostra. A radiação utilizada para tal análise foi a $K\alpha$ de Cobalto (Co) e para confirmação da estrutura cristalina do material após o processo de laminação foi usada a radiação $K\alpha$ de Cobre (Cu). A análise de textura foi feita na superfície que fica localizada a meia espessura das amostras, como mostra a figura 3.5. Para se atingir a meia espessura, as amostras foram desbastadas com lixas de granulometria 100, 220, 320, 400 e 600.

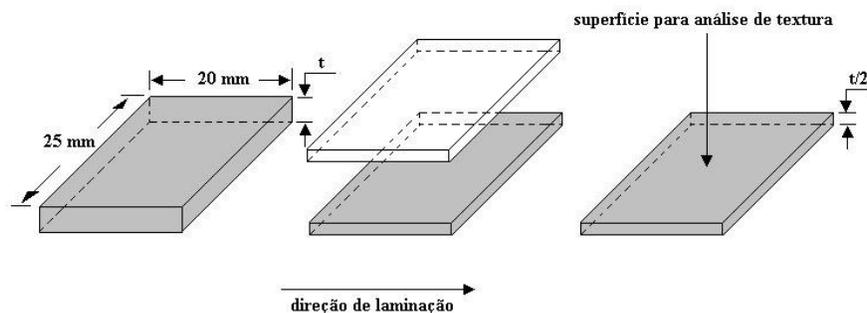


Figura 3.5. Amostras para análise de textura

Após o processo de desbaste das amostras, a superfície para análise de textura foi submetida a um ataque químico com uma solução composta da seguinte proporção: 5% de ácido fluorídrico (HF) + 95% de peróxido de hidrogênio (H₂O₂). O objetivo do ataque químico é de eliminar as tensões residuais deixadas pelos riscos das lixas, pois essas tensões podem influenciar na análise da textura do material.

As figuras de pólos foram obtidas através do programa X'PERT TEXTURE, desenvolvido pela PHILIPS, já as FDOC's foram calculadas por meio dos programas

CUBAN 2 e CODF, desenvolvidos por Kallend em 1988. A plotagem das FDOC's foi feita com o uso do programa SURFER.

3.2.4 Análise Metalográfica

A fim de revelar a microestrutura da superfície que foi realizada a análise de textura, amostras retangulares 10 x 15 mm dos aços CM, CE, CE6, CE7, CE8, CE9, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R foram submetidas a uma preparação que obedece a seguinte seqüência para cada amostra:

- Lixamento até meia espessura com a utilização de lixas com granulometria 100, 220, 320, 400, 600 e 1200;
- Polimento com pasta de diamante 6, 3, 1 e 1/4 μm ;
- Ataque químico com nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico) até revelar os grãos.

Para a observação das microestruturas das amostras e o registro fotográfico das mesmas, foi usado um microscópio ótico digital da marca OLYMPUS, modelo BX51M. As imagens das microestruturas foram adquiridas com o auxílio do programa IMAGE-PRO PLUS. Tal programa também forneceu o tamanho de grão ASTM das amostras CM, CE, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R.

3.2.5 Ensaio de Tração e Obtenção dos Coeficientes de Anisotropia

O aço CM foi submetido a um ensaio de tração com o objetivo de determinar o valor de r_{0° , r_{45° e r_{90° , pois através deles pode-se obter o r_m e Δr como mostram as expressões 12 e 13 respectivamente. Para a execução do ensaio foram retirados 5 corpos de prova retangulares, com dimensões 20 x 175 mm, na direção de laminação, a 45° desta e na direção transversal a direção de laminação de acordo com a figura 3.6.

Cada corpo de prova foi deformado, na direção da maior dimensão, cerca de 15% num comprimento de 25 mm. O maior e o menor valor de r_{0° , r_{45° e r_{90° foram descartados e depois tirou-se uma média aritmética dos outros três valores. O ensaio foi executado de acordo com a norma ASTM de referência E 517 – 81 [24]. O equipamento utilizado para a realização de tal ensaio foi uma máquina universal para ensaios mecânicos, modelo INSTRON 8802, com capacidade para 25.000 Kgf.

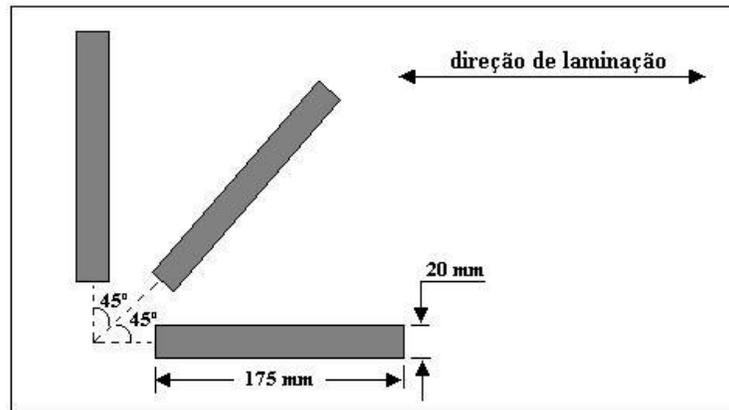


Figura 3.6. Corpos de prova para ensaio de tração, extraídos da chapa do aço CM

Devido à quantidade restrita de material laminado do aço CE, a obtenção de r_{0° , r_{45° e r_{90° foi feita por meio das expressões 14 e 15. Também se usou esse método para o aço CM, pois assim pôde-se comparar o resultado obtido pelo ensaio de tração e pelas expressões.

3.2.6 Ensaio de Embutimento Erichsen

Para a determinação do grau de embutimento, ou seja, a estampabilidade das chapas dos aços: CM, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, foi realizado o ensaio de embutimento Erichsen de acordo com as normas NBR 5902 [25] e NBR 5915 [26]. Os corpos de prova são retangulares, com dimensões 90 x 180 mm e o equipamento utilizado na realização do ensaio foi uma máquina para ensaio de embutimento Erichsen, modelo RM – 501. As figuras 3.7 e 3.8 mostram como as chapas são submetidas a este ensaio e a figura 3.9 mostra um exemplo das impressões em uma chapa após a execução do ensaio. É através da profundidade dessas impressões que se pode caracterizar a estampabilidade de uma chapa.



Figura 3.7. Fixação da chapa no equipamento para ensaio de embutimento Erichsen



Figura 3.8. Formação da impressão na chapa até início da ruptura

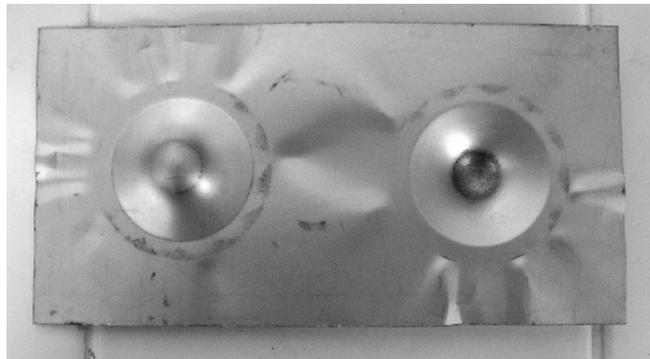


Figura 3.9. Impressões formadas no corpo de prova do aço CM após a execução do ensaio de embutimento Erichsen

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Microestrutural

O aço CM apresenta uma microestrutura basicamente de grãos de ferrita, distribuídos de maneira uniforme, como pode ser observado na figura 4.1. A causa dos grãos serem ferríticos pode ser explicada pelo fato do baixíssimo teor de carbono (máximo de 0,07%p C) do aço. Já o aço CE, como tem um teor de carbono maior (0,147%p C), apresenta alguns grãos de perlita, mas também distribuídos de forma uniforme de acordo com a figura 4.2.

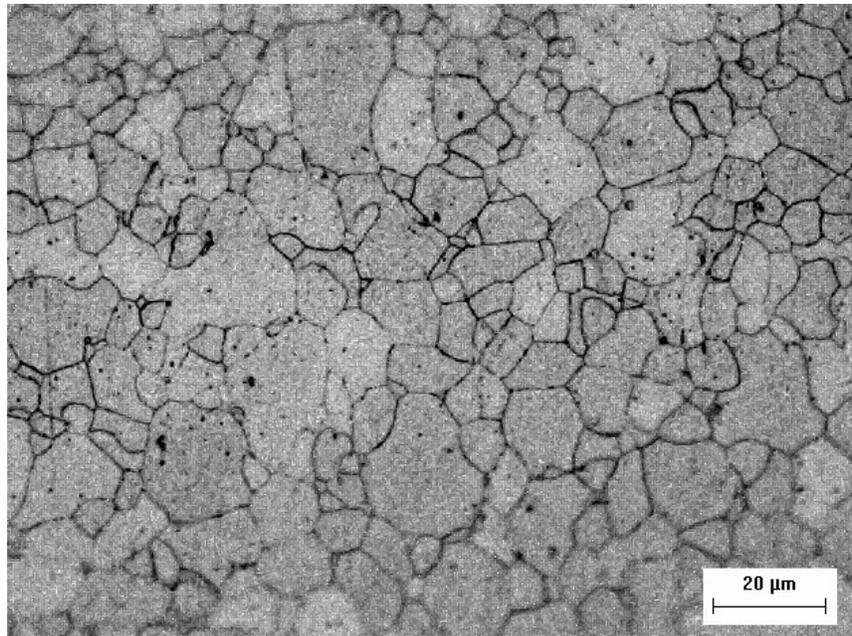


Figura 4.1. Fotomicrografia do aço CM (aço extra-baixo-carbono, com no máximo 0,07%C p) mostrando uma microestrutura de grãos ferríticos. Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)

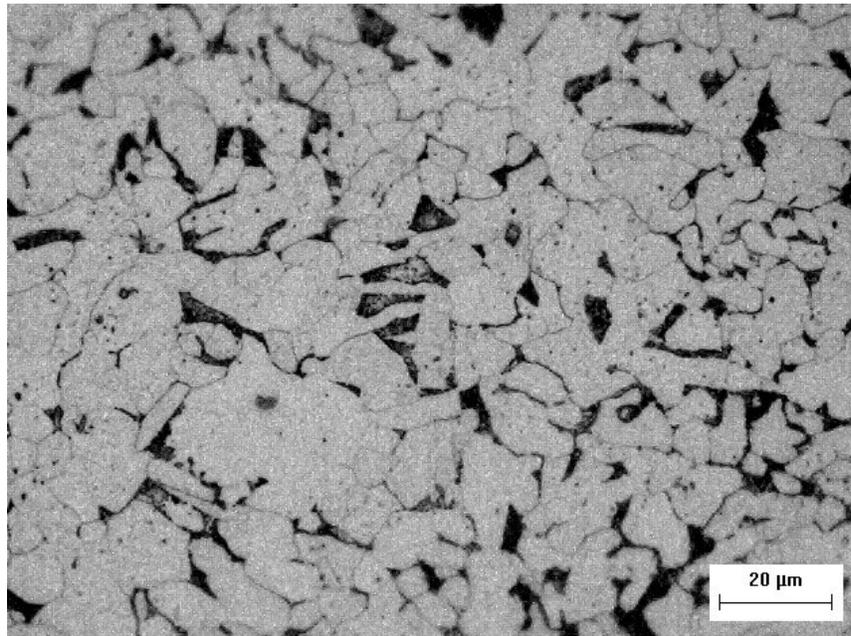


Figura 4.2. Fotomicrografia do aço CE (aço baixo-carbono, com 0,147%C p) mostrando uma microestrutura com grãos ferríticos (regiões claras) em maioria e alguns grãos perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)

As regiões mais escuras da figura 4.2, representam os grãos de perlita e as regiões mais claras os grãos de ferrita [27].

O aço CM, laminado a frio e com espessura em torno de 0,30 mm, é usado na estampagem profunda para fabricação de latas utilizadas na armazenagem de refrigerantes e serve de modelo nas análises do aço CE depois de laminado.

O aço CE, com espessura de aproximadamente 2,7 mm, foi laminado em quatro diferentes temperaturas de início de laminação. As temperaturas adotadas foram: 600°C, 700°C, 800°C e 900°C. Após as diferentes condições de laminação, o aço CE deu origem a quatro novos aços, denominados: CE6, CE7, CE8 e CE9. As figuras 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6, mostram a microestrutura dos aços CE6, CE7, CE8 e CE9, respectivamente.



Figura 4.3. Fotomicrografia do aço CE6 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 600°C) mostrando uma microestrutura de grãos alongados, sendo a maioria grãos ferríticos (regiões claras) e alguns grãos perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)



Figura 4.4. Fotomicrografia do aço CE7 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 700°C) mostrando uma microestrutura de grãos alongados, sendo a maioria grãos ferríticos (regiões claras) e alguns grãos perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)



Figura 4.5. Fotomicrografia do aço CE8 (aço baixo-carbono, com 0,147% C p, laminado com temperatura inicial de 800°C) mostrando uma microestrutura de grãos alongados, sendo a maioria grãos ferríticos (regiões claras) e alguns grãos perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)

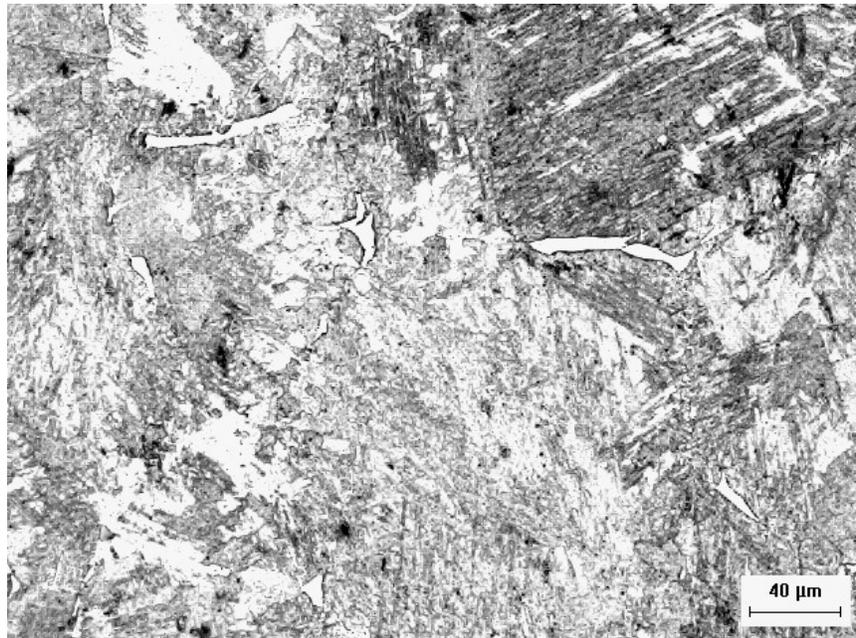


Figura 4.6. Fotomicrografia do aço CE9 (aço baixo-carbono, com 0,147% C p, laminado com temperatura inicial de 900°C) mostrando uma microestrutura de grãos alongados, sendo a maioria grãos ferríticos (regiões claras) e alguns grãos perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)

Pode-se observar através das fotomicrografias, que os quatro aços apresentam grãos alongados, distribuídos de forma irregular, e a medida que se diminui a temperatura de início de laminação, os grãos vão ficando mais alongados ainda. Isso mostra que os processos de laminação se deram na região da ferrita. Se as laminações nas temperaturas de início de laminação de 800°C e 900°C se executassem totalmente na

região da austenita, os grãos estariam todos recristalizados e não alongados. Já nas temperaturas de início de laminação de 600°C e 700°C, a laminação se realizou na região da ferrita. A obtenção desses resultados se atribui ao fato de que ao se iniciar a laminação, ou seja, na entrada dos cilindros de laminação, o material vai estar nas temperaturas adotadas (600°C, 700°C, 800°C e 900°C), mas ao terminar o processo de laminação, na saída dos cilindros, o material tem sofrido um decréscimo na temperatura de início de laminação de aproximadamente 300°C. Isso se deve às trocas de calor com os cilindros e com o próprio ar.

Para comprovar ainda mais que os aços CE6, CE7, CE8 e CE9 apresentam uma estrutura ferrítica ao final das laminações, foi feita uma análise por meio de difração de raios-X, utilizando radiação $K\alpha$ de Cobre (Cu), para obtenção do difratograma de cada um dos desses aços, como mostram as figuras 4.7, 4.8, 4.9 e 4.10.

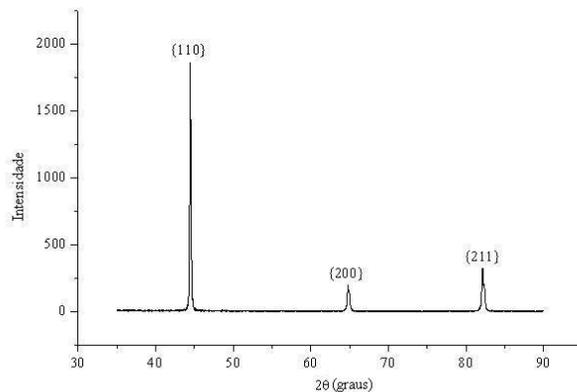


Figura 4.7. Difratograma do aço CE6 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 600°C) mostrando os três primeiros picos de difração da ferrita. Radiação: $K\alpha$ de Cu

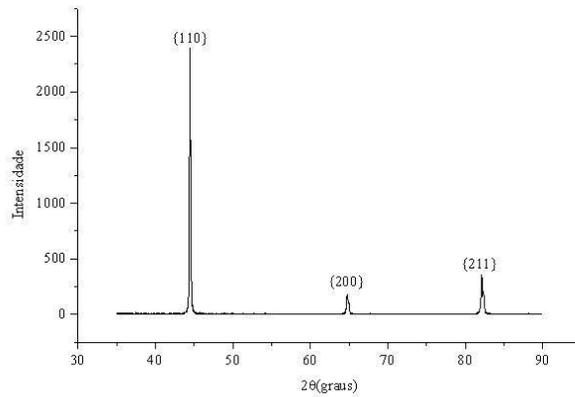


Figura 4.8. Difratograma do aço CE7 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 700°C) mostrando os três primeiros picos de difração da ferrita. Radiação: $K\alpha$ de Cu

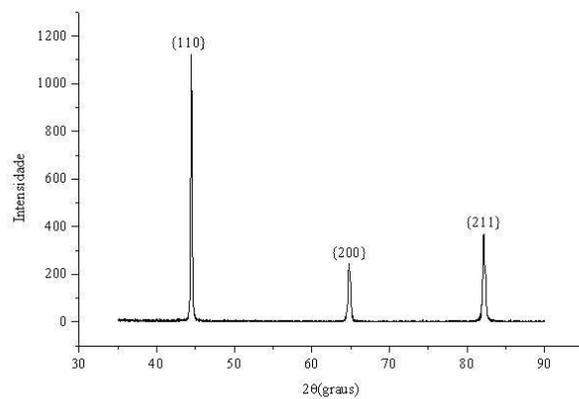


Figura 4.9. Difratograma do aço CE8 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 800°C) mostrando os três primeiros picos de difração da ferrita. Radiação: $K\alpha$ de Cu

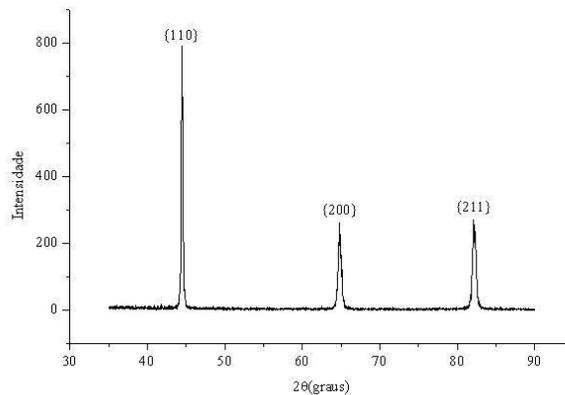


Figura 4.10. Difratograma do aço CE9 (aço baixo-carbono, com 0,147% C p, laminado com temperatura inicial de 900°C) mostrando os três primeiros picos de difração da ferrita. Radiação: $K\alpha$ de Cu

Os picos presentes nos difratogramas estão associados a planos $\{hkl\}$, e são esses planos que difratam, com uma dada intensidade, o feixe da radiação usada. Cada plano difrata segundo um valor do ângulo de difração 2θ . De acordo com o banco de dados do programa PCPDF WIN, desenvolvido pela PHILIPS, os planos $\{hkl\}$ mostrados nos difratogramas para esses valores de 2θ , usando a radiação $K\alpha$ de Cobre (Cu), são típicos de um aço ferrítico com estrutura cristalina CCC. Com isso pode-se afirmar que os aços CE6, CE7, CE8 e CE9 foram laminados na região ferrítica.

O processo de laminação a que os aços CE6, CE7, CE8 e CE9 foram submetidos também causa um certo encruamento nos mesmos, mas não tão intenso como o encruamento proveniente da laminação a temperatura ambiente, por exemplo. O grau de encruamento também depende da redução na espessura sofrida pelo aço no processo de laminação. O encruamento diminui a ductilidade do material e como pode ser visto nas fotomicrografias das figuras 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6, os grãos ficam alongados numa dada direção e distribuídos de maneira não uniforme, causando um decréscimo na capacidade do aço se deformar plasticamente num processo de estampagem profunda, pois a deformação plástica está associada ao movimento das discordâncias dentro dos grãos e o alongamento dos mesmos é um fator limitante para tal movimento [1].

Para aumentar a ductilidade, tornar os grãos mais refinados e distribuí-los de maneira mais uniforme, se fez necessário a aplicação de um tratamento térmico de recozimento aos aços CE6, CE7, CE8 e CE9, de acordo com o subitem 3.2.2, originando-se mais quatro novas denominações que são: CE6R, CE7R, CE8R e CE9R. As microestruturas de tais aços, após o tratamento térmico, podem ser observadas nas fotomicrografias das figuras 4.11, 4.12, 4.13 e 4.14. Pode-se notar, através das fotomicrografias, que as microestruturas apresentadas são semelhantes a microestrutura mostrada na fotomicrografia da figura 4.2, pois os grãos encontram-se mais refinados e com uma maior uniformidade de distribuição. Percebe-se também a maioria dos grãos sendo de ferrita, representados pelas regiões mais claras, e alguns de perlita, representados pelas regiões mais escuras.

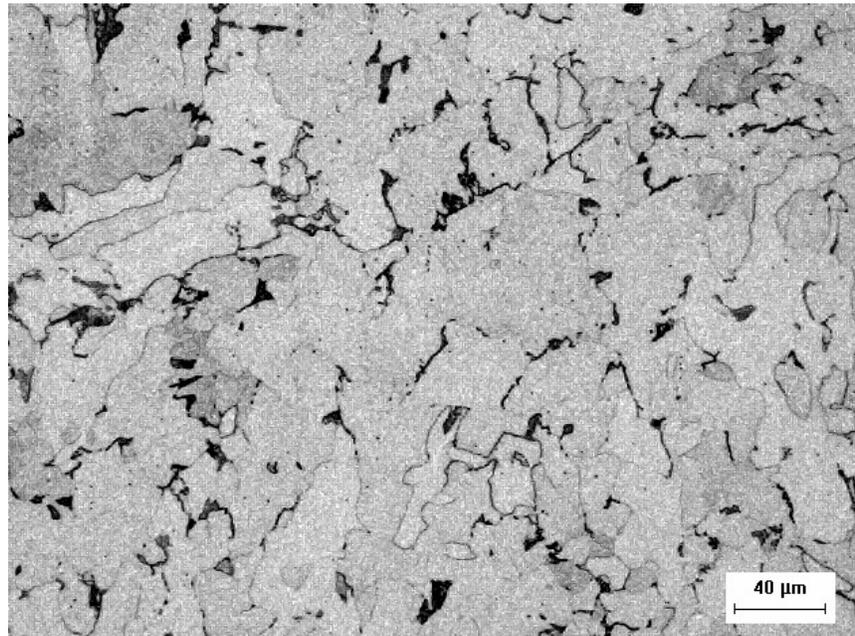


Figura 4.11. Fotomicrografia do aço CE6R (aço baixo-carbono, com 0,147% C p, laminado com temperatura inicial de 600°C, após o tratamento térmico de recozimento) mostrando uma microestrutura com grãos ferríticos (regiões claras) em maioria e alguns grãos de perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)

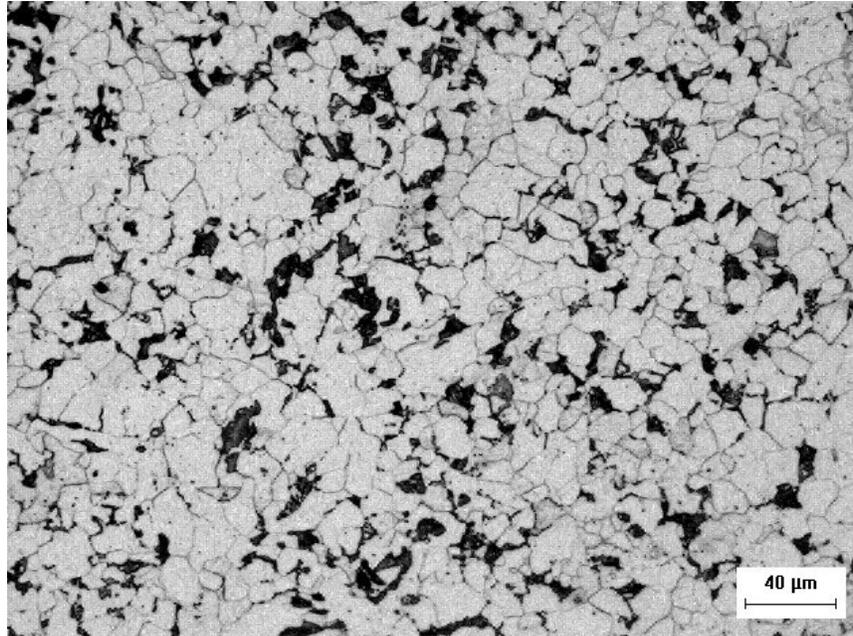


Figura 4.12. Fotomicrografia do aço CE7R (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 700°C, após o tratamento térmico de recozimento) mostrando uma microestrutura com grãos ferríticos (regiões claras) em maioria e alguns grãos de perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)

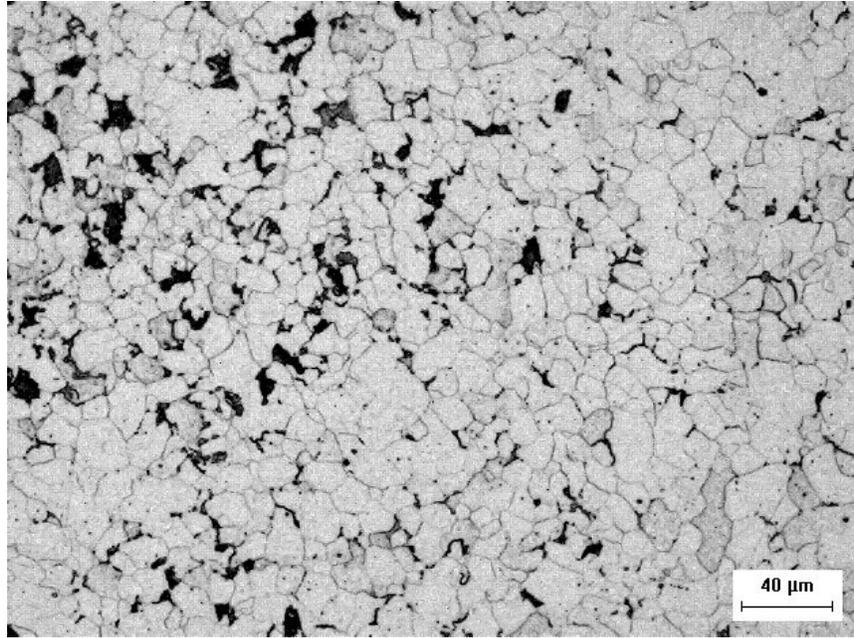


Figura 4.13. Fotomicrografia do aço CE8R (aço baixo-carbono, com 0,147% C p, laminado com temperatura inicial de 800°C, após o tratamento térmico de recozimento) mostrando uma microestrutura com grãos ferríticos (regiões claras) em maioria e alguns grãos de perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)

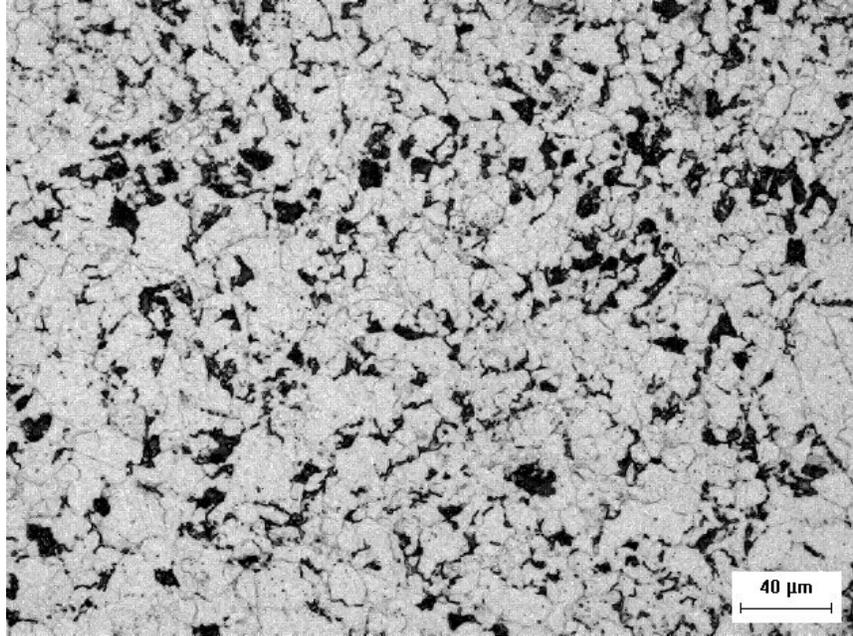


Figura 4.14. Fotomicrografia do aço CE9R (aço baixo-carbono, com 0,147% C p, laminado com temperatura inicial de 900°C, após o tratamento térmico de recozimento) mostrando uma microestrutura com grãos ferríticos (regiões claras) em maioria e alguns grãos de perlíticos (regiões escuras). Ataque: nital 3% (solução química composta com 97% de álcool etílico P.A. + 3% de ácido nítrico)

Outro aspecto importante a ser observado é o tamanho de grão nas microestruturas, mas tal fator deve ser levado em conta apenas nos aços CM, CE, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, pois nesses aços os grãos encontram-se mais refinados e distribuídos de maneira mais uniforme. Não há sentido em obter o tamanho de grão para os aços CE6, CE7, CE8 e CE9, já que o processo de laminação deixou os grãos deformados (alongados) numa dada direção e distribuídos de maneira não uniforme, ocasionando a existência de uma dispersão considerável nos valores de tamanho de grão para estes aços. Os valores de tamanho de grão ASTM, calculados pelo programa

IMAGE PRO-PLUS, para os aços CM, CE, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, encontram-se dispostos na tabela 4.1.

Tabela 4.1. Tamanho de grão ASTM

Aço	Tamanho de Grão ASTM	Tamanho de Grão Real (μm)
CM	8,9	16,4
CE	9,3	14,3
CE6R	6,9	32,9
CE7R	9,9	11,6
CE8R	9,2	14,8
CE9R	9,1	15,3

Pode-se definir o tamanho de grão ASTM em relação ao tamanho de grão real, da seguinte maneira: quanto menor o valor do tamanho de grão ASTM, maior o valor do tamanho real do grão. Nota-se, pela tabela 4.1, que os valores de tamanho de grão ASTM são próximos, à exceção do aço CE6R que obteve o valor mais disperso em relação aos outros aços. Observando-se as fotomicrografias presentes nas figuras 4.1, 4.2, 4.11, 4.12, 4.13 e 4.14, que realmente o aço CE6R apresenta o maior valor real de tamanho de grão, enquanto que os aços CM, CE, CE7R, CE8R e CE9R, aparentam ter valores próximos de tamanho real dos grãos. Isso pode ser atribuído ao fato de que o aço CE6R tenha reagido de forma um pouco diferente à forma de resfriamento no processo de recozimento, pois tal parâmetro influencia no tamanho de grão dos metais.

O motivo de se obter o tamanho de grão diz respeito à amostragem de grãos para análise de textura, já que a maior quantidade possível de grãos analisados pode fornecer resultados mais confiáveis de textura.

4.2 Análise de Textura

Como ponto de partida para analisar-se o comportamento da textura dos aços CE, CE6, CE7, CE8, CE9, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, tomou-se como referência o aço CM, já que o mesmo é usado na estampagem profunda para a fabricação de latas utilizadas na armazenagem de refrigerantes e o objetivo do presente trabalho é adequar os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R para aplicações de estampagem profunda.

De acordo com o subitem 2.2, a textura de um material pode ser analisada através de uma Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC). Para os aços, a FDOC é interpretada graficamente através do ábaco presente na figura 2.14, segundo a seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ pela notação de Bunge, pois esta seção contém os planos e direções para análise de textura dos aços. Sabe-se também, que a FDOC é calculada a partir de três figuras de pólos obtidas de acordo com o subitem 3.2.3. As figuras 4.15 e 4.16, mostram as três figuras de pólos e a FDOC para o aço CM, respectivamente.

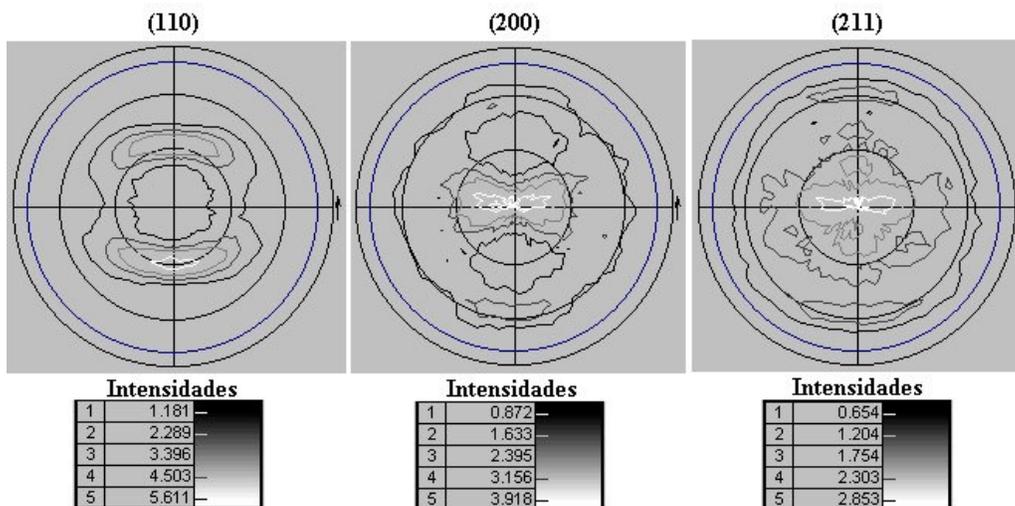


Figura 4.15. Figuras de pólos do aço CM (aço extra-baixo-carbono, com no máximo 0,07%C p) obtidas a partir da técnica de difração de raios-X. Radiação: $K\alpha$ de Co

Cada figura de pólo é obtida segundo cada plano de difração do aço. Esses planos de difração podem ser exemplificados através dos difratogramas apresentados nas figuras 4.7, 4.8, 4.9 e 4.10. Como o aço CM também é ferrítico, os planos de difração são os mesmos.

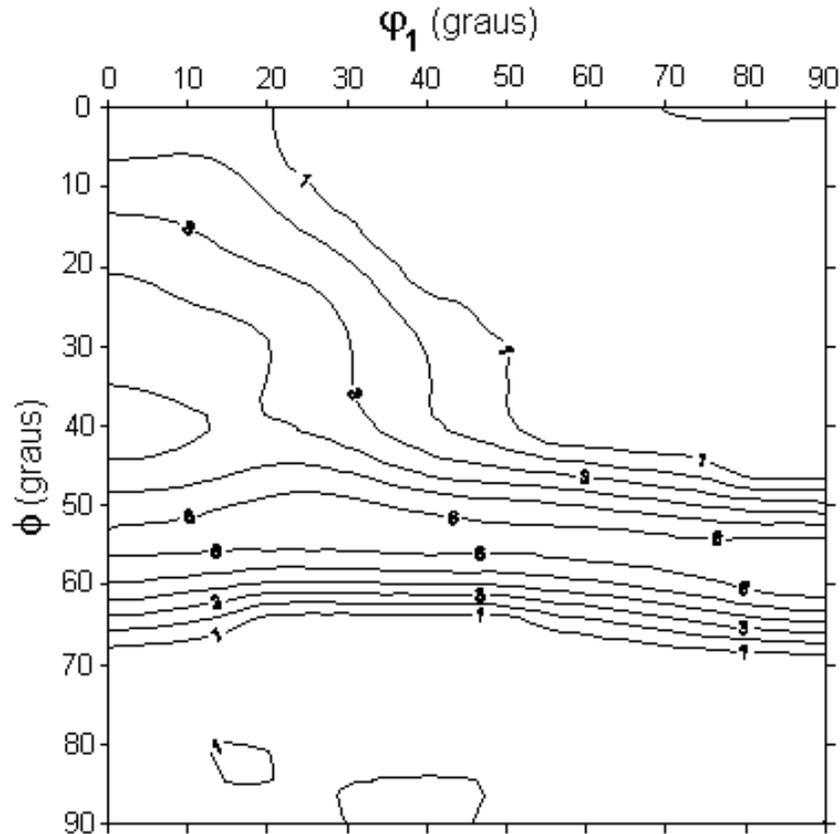


Figura 4.16. FDOC do aço CM (aço extra-baixo-carbono, com no máximo 0,07%C p) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

Fazendo um comparativo da FDOC presente na figura 4.16 com o ábaco mostrado na figura 2.14, pode-se observar que as curvas de nível de isovalor acompanham a fibra ND, com intensidade de 6, no ângulo $\phi \cong 54,8^\circ$ sem a formação de nenhuma componente $(hkl)[uvw]$, que são representadas pelos pontos ao longo de ND. A fibra ND representa a família de planos $\{111\}$ paralelos à direção normal à superfície de laminação e para o caso de aços para estampagem, o melhor é maximizar a textura de fibra $\{111\}$ [15], pois o alto grau de estampabilidade está associado à presença de grande quantidade de planos $\{111\}$ [22].

Semelhante ao aço CM, também foi obtida a FDOC do aço CE mostrada na figura 4.17. Observa-se, de acordo com o ábaco da figura 2.14, que em $\phi \cong 54,8^\circ$ aparecem as curvas de nível de isovalor acompanhando a fibra ND, representando os

planos $\{111\}$, com intensidade máxima de 3, sem a formação de nenhuma componente $(hkl)[uvw]$. Em relação ao aço CM, que é utilizado em aplicações de estampagem profunda, o aço CE apresenta valores máximos de intensidade da FDOC baixos, em torno da metade dos valores mostrados na FDOC do aço CM. Isso pode ser explicado pelo fato de que a chapa do aço CE foi obtida a partir de um processo de laminação a quente, ao contrário da chapa do aço CM, que é produzida por meio de um processo de laminação a frio. Como os processos os processos de laminação a frio são aplicados para se conseguir maiores reduções com maior qualidade possível em relação a laminação a quente, tem-se uma maior intensidade das curvas de nível de isovalor que acompanham a fibra ND.

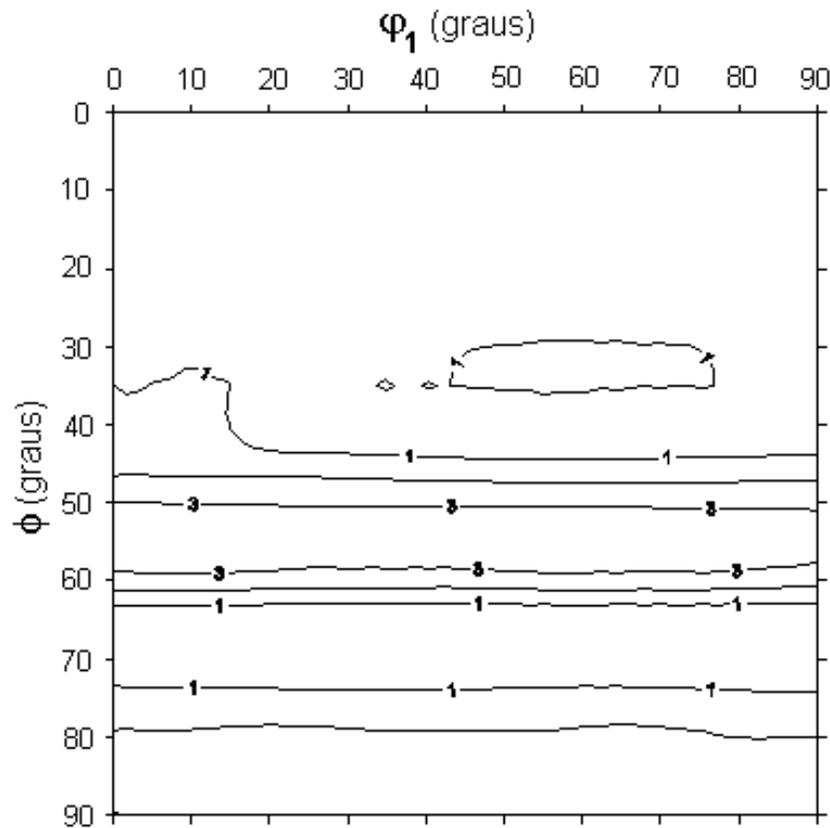


Figura 4.17. FDOC do aço CE (aço baixo-carbono, com 0,147%C p) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

Para melhor visualizar o comportamento da intensidade máxima das curvas de nível de isovalor ao longo da fibra ND, propõe-se um gráfico que relaciona a

intensidade dessas curvas com o valor de ϕ_1 mostrado no ábaco da figura 2.14. A figura 4.18 mostra esse gráfico para os aços CM e CE.

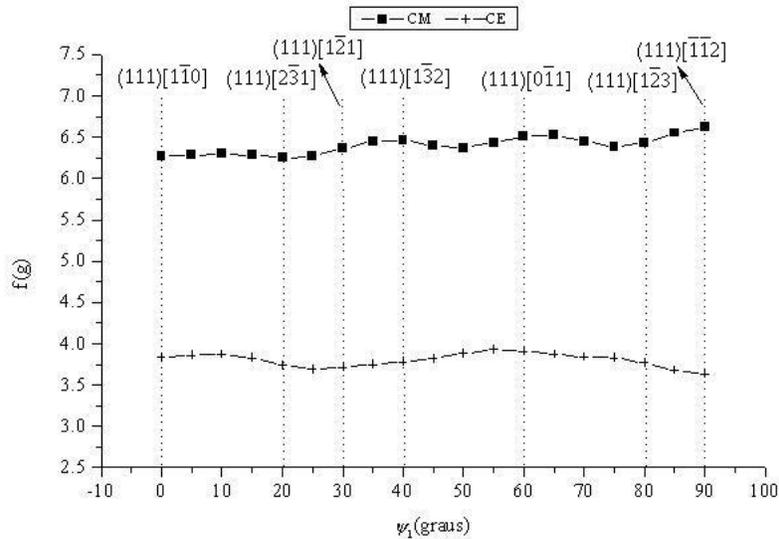


Figura 4.18. Variação da intensidade da FDOC, representada por $f(g)$, com o valor ϕ_1 (ângulo de Euler) para os aços CM (aço extra-baixo-carbono, com no máximo 0,07% C p) e CE (aço baixo-carbono, com 0,147% C p)

De acordo com o gráfico, $f(g)$ é a Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC), que é equivalente à $f(\phi_1, \phi, \phi_2)$ definida na expressão 5. As linhas verticais que estão pontilhadas representam as componentes $(hkl)[uvw]$ que correspondem aos pontos ao longo da fibra ND de acordo com o ábaco mostrado na figura 2.14. Percebe-se que para todos os valores de ϕ_1 , não houve aumento significativo de $f(g)$, ou seja, da intensidade da FDOC sobre nenhuma componente. Com isso pode-se reafirmar que não temos a formação de nenhuma componente $(hkl)[uvw]$ no que diz respeito à análise de textura dos aços CM e CE. Tem-se somente a presença da família de planos $\{111\}$, representados pelas curvas de nível de isovalor que acompanham a fibra ND, paralelos à direção normal ao plano da chapa, que é a característica exigida para aços a serem utilizados em processos de estampagem [15].

4.2.1 Análise da Textura de Deformação

De acordo com o subitem 2.3.2, a textura de deformação em materiais metálicos é resultante de um processo de deformação plástica que tem a laminação como exemplo. Como o aço CE foi submetido a quatro diferentes processos de laminação segundo o subitem 3.2.1, é conveniente se estudar o comportamento da textura para cada um desses processos de laminação. As figuras 4.19, 4.20, 4.21 e 4.22, mostram as FDOC's para os aços CE6, CE7, CE8 e CE9, respectivamente. De forma análoga ao aço CM, tais FDOC's foram obtidas a partir de três figuras de pólos.

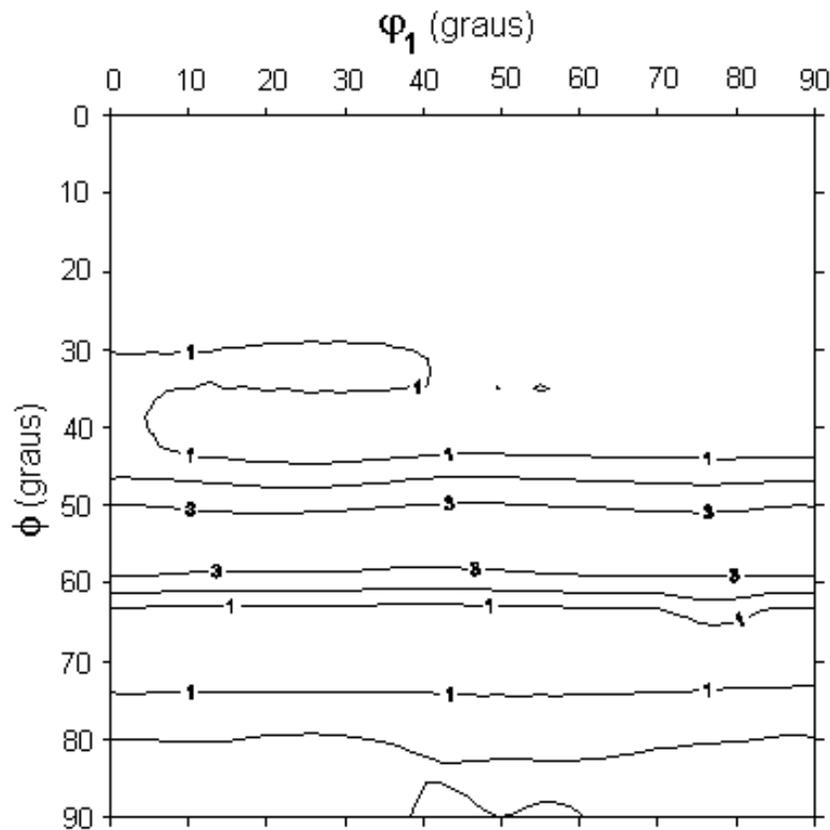


Figura 4.19. FDOC do aço CE6 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 600°C) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

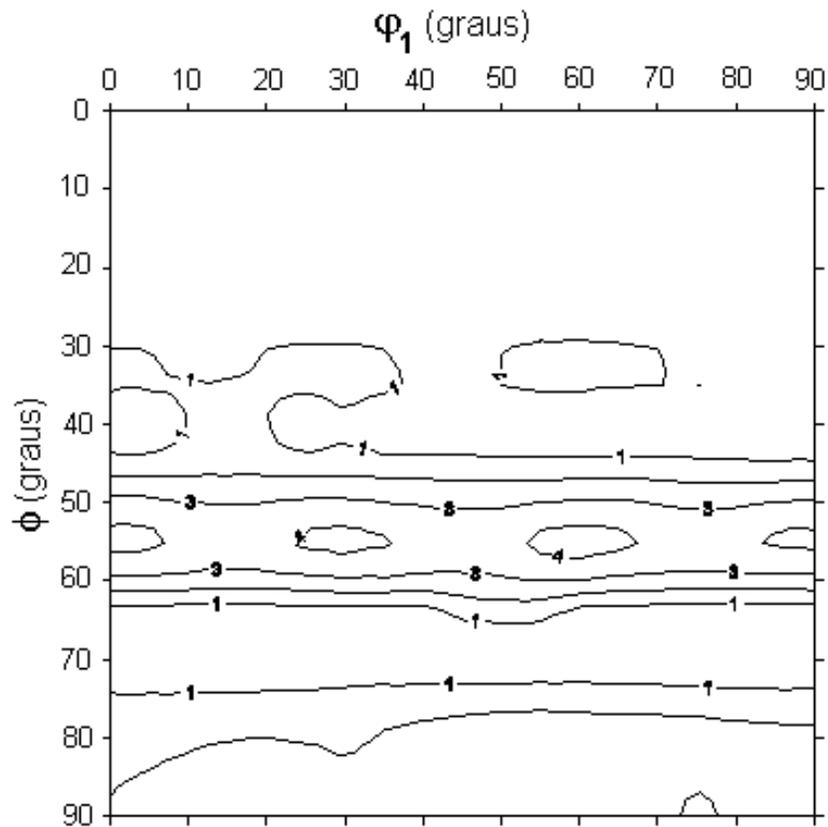


Figura 4.20. FDOC do aço CE7 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 700°C) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

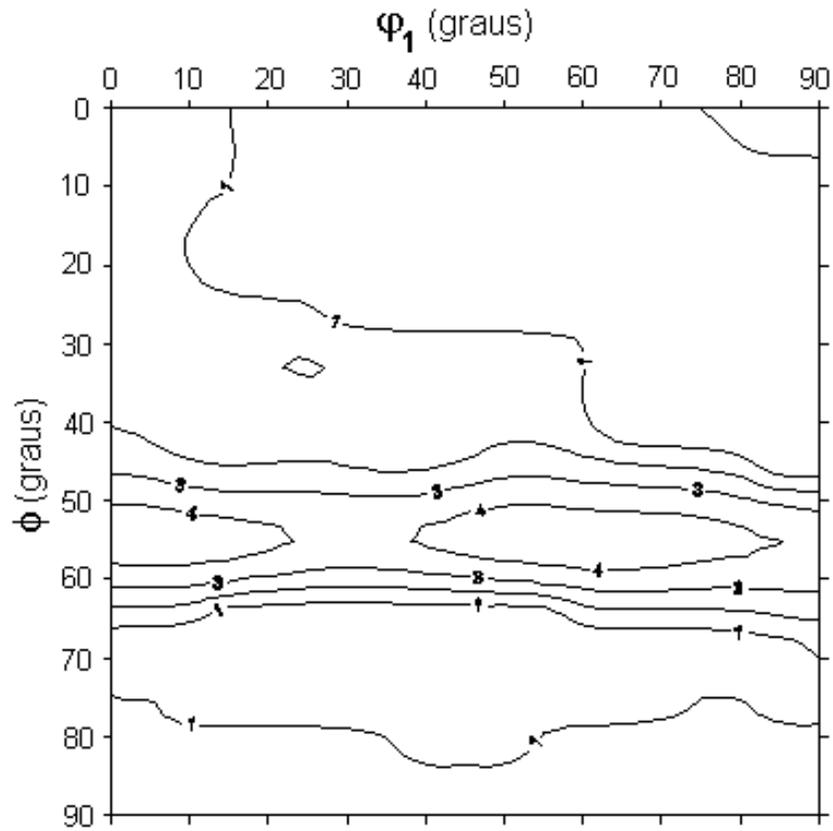


Figura 4.21. FDOC do aço CE8 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 800°C) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

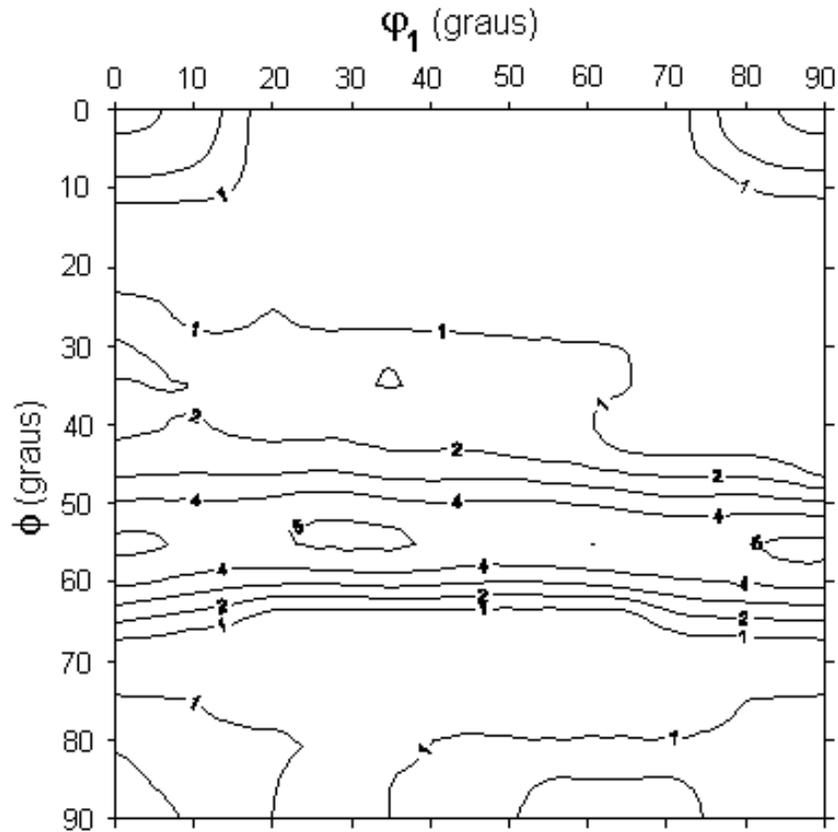


Figura 4.22. FDOC do aço CE9 (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 900°C) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

Observa-se que somente o aço CE6, apresentou as curvas de nível de isovalor ao longo da fibra ND, representando os planos $\{111\}$, sem a formação de nenhuma componente $(hkl)[uvw]$. Já os aços CE7, CE8 e CE9, mostraram a formação de componentes $(hkl)[uvw]$, de acordo com o ábaco da figura 2.14. As componentes formadas foram:

- Aço CE7 $\rightarrow (111)[1\bar{1}0]; (111)[1\bar{2}1]; (111)[0\bar{1}1]; (111)[\bar{1}\bar{1}2]$, com intensidade 4;
- Aço CE8 $\rightarrow (111)[1\bar{1}0]; (111)[0\bar{1}1]$, com intensidade 4;
- Aço CE9 $\rightarrow (111)[1\bar{1}0]; (111)[1\bar{2}1]; (111)[\bar{1}\bar{1}2]$, com intensidade 5.

A notação $(hkl)[uvw]$, definida no subitem 2.2, quantifica determinada orientação preferencial, ou seja, tomando-se como exemplo a primeira componente formado no aço CE7: $(111)[1\bar{1}0]$ com intensidade 4, significa que a direção

preferencial $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ é 4 vezes mais provável de estar presente na estrutura cristalina do material do que a aleatoriedade. Da mesma forma, define-se as outras componentes formadas para o aço CE7, CE8 e CE9. Diz-se que uma componente $(hkl)[uvw]$ está sendo formada sobre a fibra ND, quando uma curva de nível de isovalor está mostrando a tendência de se concentrar em volta de um determinado ponto sobre essa fibra. De posse do ábaco mostrado na figura 2.14, pode-se determinar quais os pontos em que há a concentração de uma dada curva de nível de isovalor.

A figura 4.23 mostra a formação dessas componentes, relacionando a intensidade da FDOC, definida por $f(g)$, com os valores de φ_1 de acordo com o ábaco da figura 2.14. Pode-se observar que os aços CE7, CE8 e CE9, apresentam os maiores valores de $f(g)$ sobre as linhas verticais que representam as componentes $(hkl)[uvw]$. Tal aspecto reafirma a formação de componentes $(hkl)[uvw]$ nos aços CE7, CE8 e CE9. Já o aço CE6, não apresenta os maiores valores de $f(g)$ sobre nenhuma linha vertical, logo não apresenta formação de componentes $(hkl)[uvw]$.

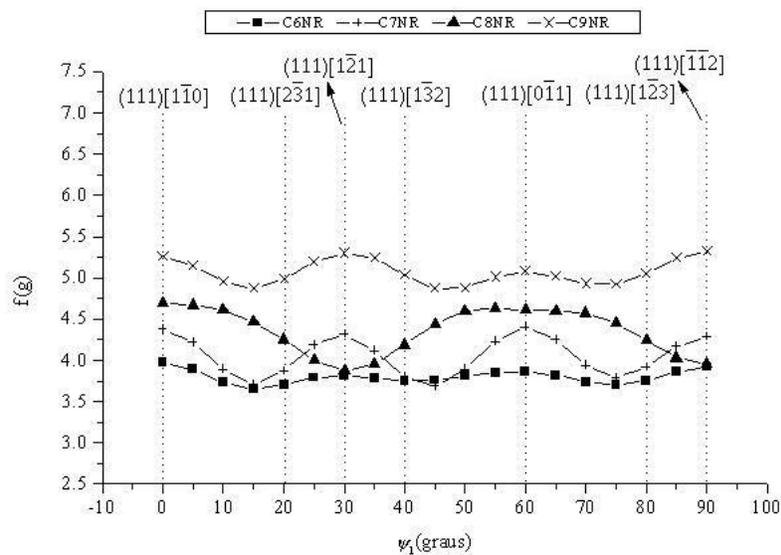


Figura 4.23. Variação da intensidade da FDOC, representada por $f(g)$, com o valor φ_1 (ângulo de Euler) para os aços CE6, CE7, CE8 e CE9 (aços baixo-carbono, com 0,147% C p, laminados com temperaturas iniciais de 600°C, 700°C, 800°C e 900°, respectivamente)

No caso de aços utilizados em processos de estampagem, não se deseja a presença de componentes (hkl)[uvw], logo a utilização dos aços CE7, CE8 e CE9, para tal aplicação, não seria aconselhável, pois formaram componentes com intensidade significativa em relação ao aço CM, que é utilizado em processos de estampagem profunda e não formou nenhuma componente (hkl)[uvw]. O fato do aço CE6 ter apresentado apenas as curvas de nível de isovalor ao longo da fibra ND, embora com intensidade bem menor em relação ao aço CM, favorece sua aplicação em processos de estampagem, pois a presença de planos {111} representa uma maior resistência na direção da espessura da chapa e conseqüentemente uma maior resistência ao afinamento da espessura em determinadas direções no processo de estampagem.

4.2.2 Análise da Textura de Recristalização

Segundo o subitem 2.3.3, o tratamento térmico de recozimento pode influenciar na textura de um material metálico. Como os aços CE6, CE7, CE8 e CE9, foram submetidos a um tratamento térmico de recozimento de acordo com o subitem 3.2.2, é conveniente fazer uma análise da textura dos mesmos após tal procedimento. Através das figuras 4.24, 4.25, 4.26 e 4.27, pode-se observar as FDOC's para os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, respectivamente. Lembrando que as FDOC's desses aços foram obtidas a partir de três figuras de pólos, semelhante à FDOC obtida para o aço CM como mostra a figura 4.16.

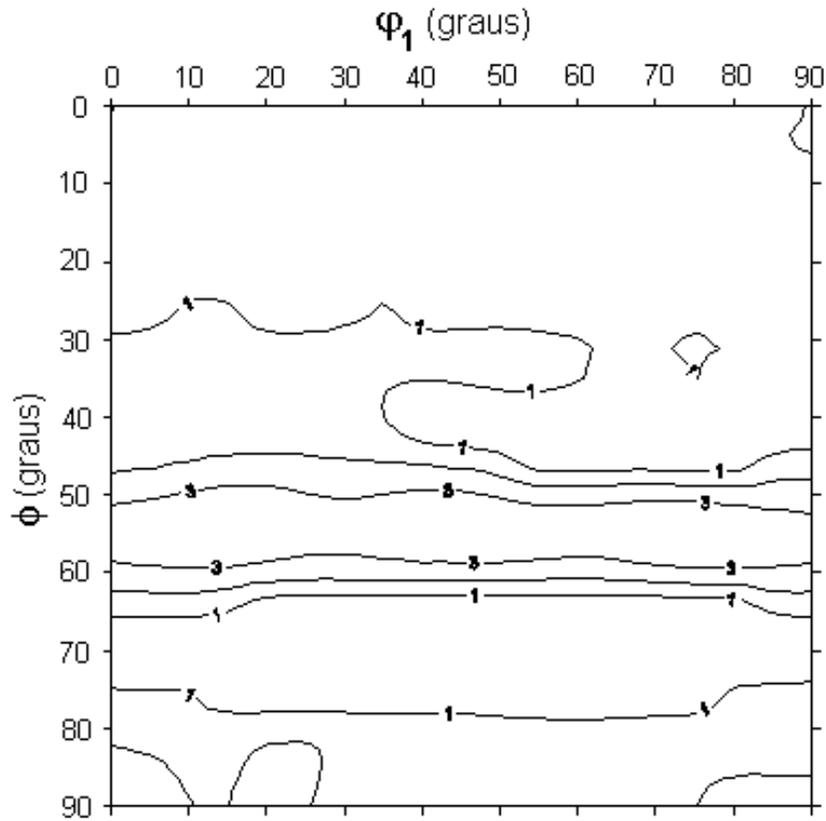


Figura 4.24. FDOC do aço CE6R (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 600°C, após o tratamento térmico de recozimento) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

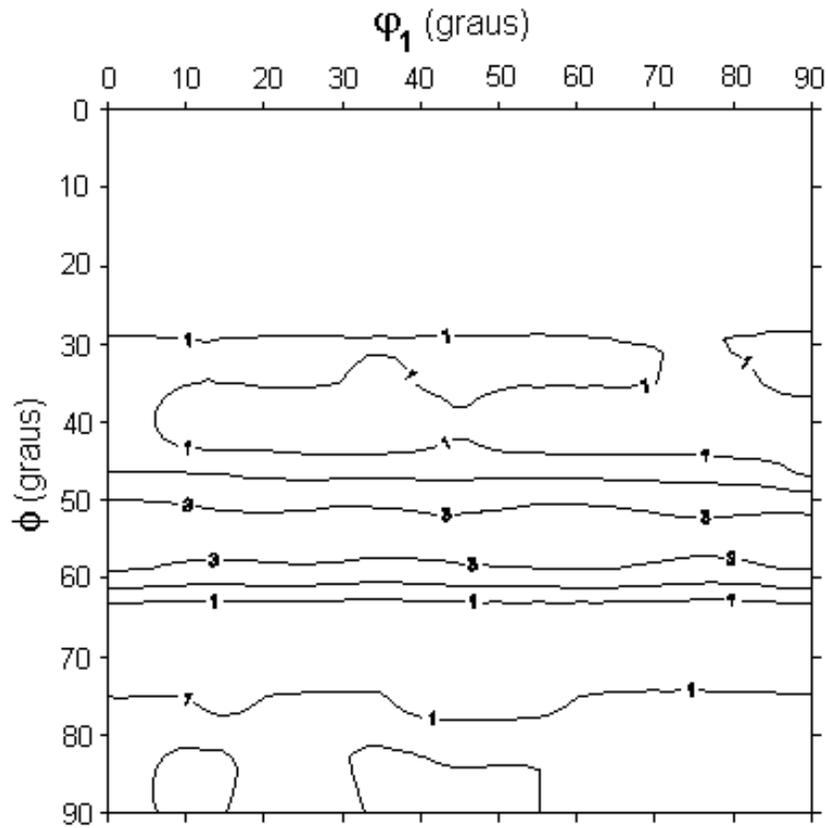


Figura 4.25. FDOC do aço CE7R (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 700°C, após o tratamento térmico de recozimento) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

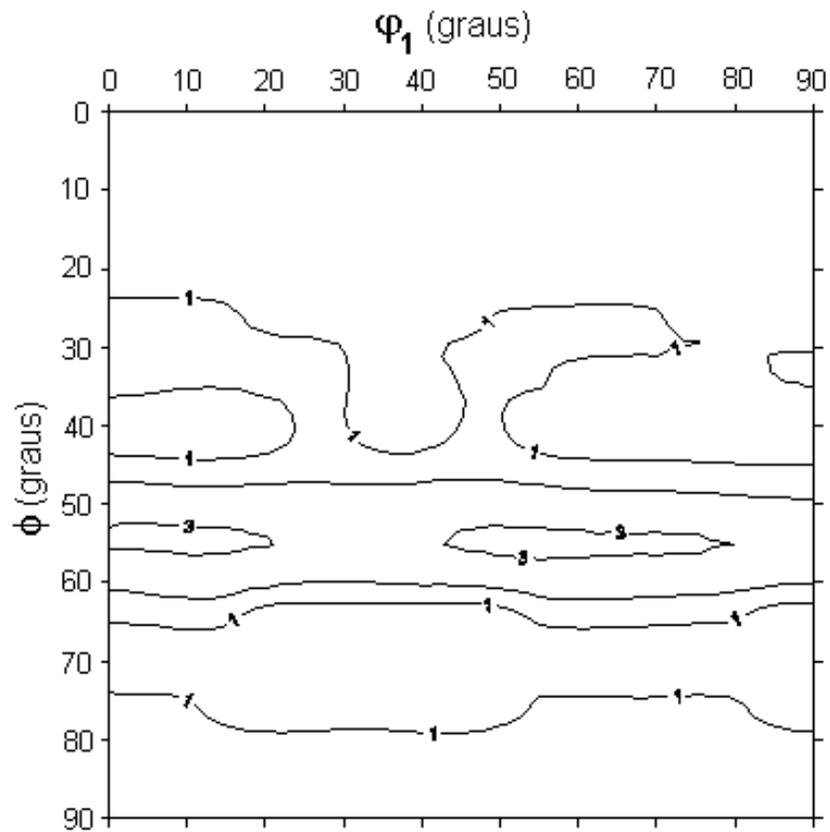


Figura 4.26. FDOC do aço CE8R (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 800°C, após o tratamento térmico de recozimento) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

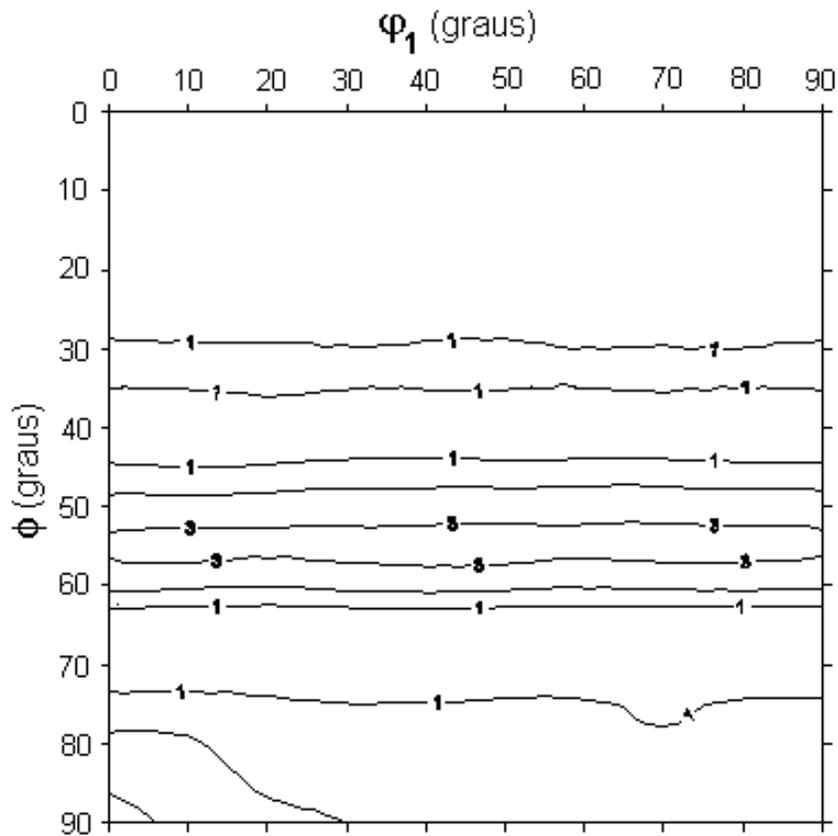


Figura 4.27. FDOC do aço CE9R (aço baixo-carbono, com 0,147%C p, laminado com temperatura inicial de 900°C, após o tratamento térmico de recozimento) para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ de acordo com a notação de Bunge

De acordo com o subitem 2.3.3, a textura de recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de texturas extremamente intensas ou, simplesmente, não alterar a textura de deformação. No caso dos aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, pode-se destacar o desenvolvimento de uma nova textura e a não alteração da textura.

Os aços CE7R, CE8R e CE9R, tiveram suas FDOC's alteradas pelo tratamento térmico de recozimento, pois antes do tratamento térmico, tais aços apresentavam a formação de componentes $(hkl)[uvw]$, de acordo com o ábaco mostrado na figura 2.14, com intensidade considerável, se comparada com o aço CM. Após o tratamento térmico, os aços CE7R e CE9R apresentaram uma fibra ND bem uniforme, embora com intensidade menor (em torno de 3) em relação ao aço CM. O aço CE8R mostrou a

tendência de formar componentes $(hkl)[uvw]$, mas de forma fraca, pois não há uma concentração considerável em torno de nenhum ponto. Portanto pode-se considerar o aço CE8R nas mesmas condições dos aços CE7R e CE9R. O aço CE6R apresentou a mesma FDOC do aço CE6, pois continuou apresentando as curvas de nível de isovalor ao longo da fibra ND bem uniformes com a mesma intensidade em torno de 3. Em outras palavras o tratamento térmico de recozimento não alterou a textura do aço CE6, servindo apenas para uniformizar sua microestrutura, como mostra a figura 4.11, e aumentar sua ductilidade.

Através da figura 4.28, pode-se observar a variação da intensidades das FDOC's dos aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, representadas por $f(g)$, com os valores de ϕ_1 , obedecendo ao ábaco apresentado na figura 2.14.

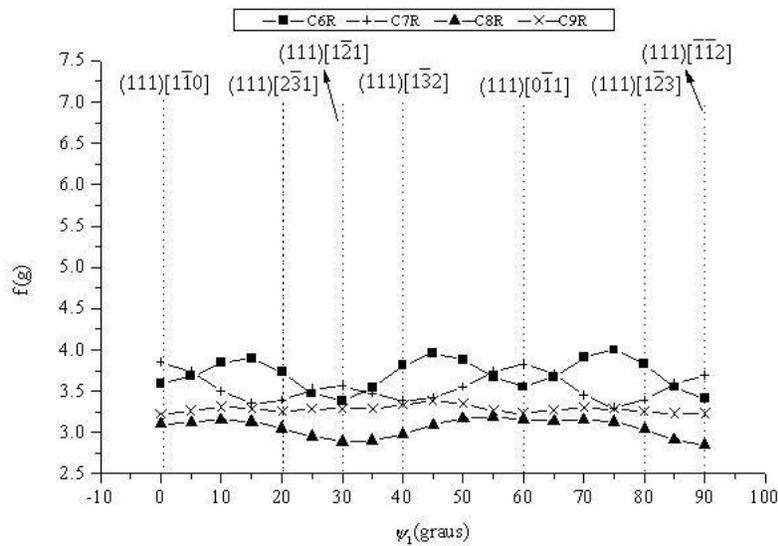


Figura 4.28. Variação da intensidade da FDOC, representada por $f(g)$, com o valor ϕ_1 (ângulo de Euler) para os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R (aços baixo-carbono, com 0,147%C p, laminados com temperaturas iniciais de 600°C, 700°C, 800°C e 900°, respectivamente, após o tratamento térmico de recozimento)

Do ponto de vista das análises de textura, os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R seriam adequados para aplicações envolvendo estampagem profunda, tomando por base o aço CM, pois apresentaram a fibra ND bem uniforme, de acordo com as FDOC's

mostradas nas figuras 4.24, 4.25, 4.26 e 4.27, sem a formação de componentes $(hkl)[uvw]$. A presença dessa fibra significa uma quantidade considerável de planos $\{111\}$, que caracteriza o favorecimento do material para aplicações de estampagem profunda [15]. Para melhorar essa intensidade da fibra ND, pode-se propor maiores graus de redução de acordo com os mesmos processos de laminação adotados no presente trabalho.

4.3 Análise dos Coeficientes de Anisotropia e da Severidade da Textura

O valor do coeficiente de anisotropia normal médio (r_m) e do coeficiente de anisotropia planar (Δr) são de importância considerável para chapas de aço aplicadas em processos de estampagem. Para tal aplicação, procura-se obter um valor elevado de r_m (entre 1 e 2) e um valor baixo de Δr (próximo de zero) [2]. No caso da chapa do aço CM, que é utilizada na estampagem profunda de latas para armazenagem de refrigerantes, é exigido $r_m > 1,2$ e $\Delta r \cong 0 \pm 0,15$, de acordo com a empresa responsável por tal processo de estampagem.

De acordo com o subitem 3.2.5, adotou-se dois métodos para a obtenção dos valores de r_m e Δr . Um dos métodos diz respeito ao ensaio de tração, aplicado apenas ao aço CM devido sua quantidade satisfatória para execução de tal procedimento. Para os aços CE, CE6, CE7, CE8, CE9, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, usou-se apenas o método de cálculo através das expressões 14 e 15. Esse método também foi utilizado para o aço CM, podendo assim fazer-se um comparativo entre os valores medidos e calculados de r_m e Δr .

É interessante considerarmos o Fator de Severidade da Textura (FST) definido na expressão 9, pois quanto mais texturado for o material, maior o valor desse fator. Se o material não possui textura, ou seja, tem uma distribuição totalmente aleatória dos seus cristais, o valor de FST é zero. O valor de FST foi obtido através do programa CUBAN 2, desenvolvido por Kallend em 1988.

Os resultados obtidos para os valores de r_m , Δr e FST para cada aço, estão descritos da seguinte maneira:

- Aço CM $\rightarrow r_m = 1,30$ e $\Delta r = -0,37$ (medidos através do ensaio de tração); $r_m = 1,43$ e $\Delta r = -0,03$ (calculados através das expressões 14 e 15); FST = 1,310
- Aço CE $\rightarrow r_m = 1,72$ e $\Delta r = 0,02$; FST = 0,866

- Aço CE6 → $r_m = 1,60$ e $\Delta r = 0,05$; FST = 0,796
- Aço CE7 → $r_m = 1,69$ e $\Delta r = 0,08$; FST = 0,858
- Aço CE8 → $r_m = 1,31$ e $\Delta r = -0,06$; FST = 0,736
- Aço CE9 → $r_m = 1,26$ e $\Delta r = -0,06$; FST = 0,827
- Aço CE6R → $r_m = 1,25$ e $\Delta r = -0,08$; FST = 0,599
- Aço CE7R → $r_m = 1,33$ e $\Delta r = 0,00$; FST = 0,595
- Aço CE8R → $r_m = 1,28$ e $\Delta r = -0,04$; FST = 0,504
- Aço CE9R → $r_m = 1,31$ e $\Delta r = 0,00$; FST = 0,552

A diferença entre os valores medidos pelo ensaio de tração e calculados pelas expressões 14 e 15 de r_m e Δr é atribuída ao fato de que no método do ensaio de tração utiliza-se aparelhos de medição (paquímetro e micrômetro) para determinar as dimensões do corpo de prova antes e depois da execução do ensaio, logo, é conveniente considerar-se os erros relacionados a tais medidas. Esses erros podem ser causados pela calibração dos aparelhos ou até mesmo pela precisão das medidas. Com isso, deve-se considerar a confiabilidade dos valores de r_m e Δr obtidos por meio das expressões 14 e 15 para os aços CM, CE, CE6, CE7, CE8, CE9, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R.

Nota-se através dos valores de r_m e Δr que todos os aços satisfizeram a condição exigida para processos de estampagem profunda em relação ao aço CM. Para se ter uma visão da variação dos valores de r_m com os valores de FST, vamos observar as curvas mostradas nas figuras 4.29 e 4.30.

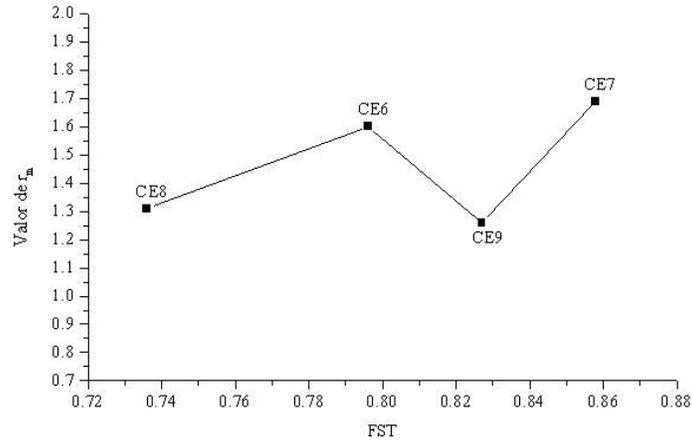


Figura 4.29. Variação do valor r_m com o Fator de Severidade da Textura (FST) para os aços CE6, CE7, CE8 e CE9 (aços baixo-carbono, com 0,147%C p, laminados com temperaturas iniciais de 600°C, 700°C, 800°C e 900°C, respectivamente)

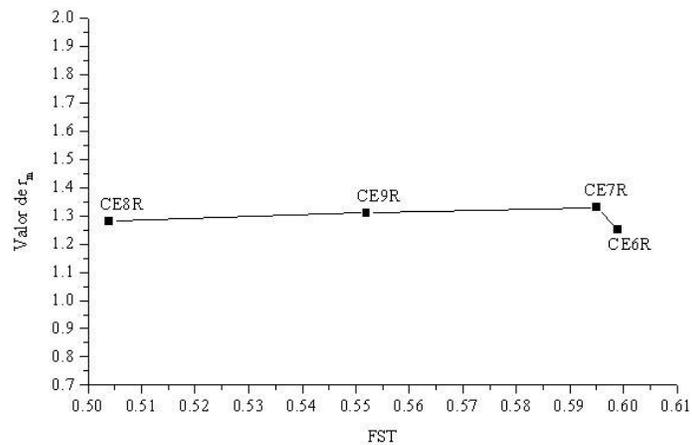


Figura 4.30. Variação do valor r_m com o Fator de Severidade da Textura (FST) para os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R (aços baixo-carbono, com 0,147%C p, laminados com temperaturas iniciais de 600°C, 700°C, 800°C e 900°C, respectivamente, após o tratamento térmico de recozimento)

Através da curva apresentada na figura 4.29, pode-se observar uma certa dispersão dos valores de r_m em conjunto com uma variação considerável do FST para os aços CE6, CE7, CE8 e CE9. Já a curva mostrada na figura 4.30, denota uma certa uniformidade nos valores de r_m e também pouca variação do FST, considerando os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R.

De acordo com esta análise, os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R apresentaram resultados mais uniformes em relação ao valor de r_m , satisfazendo a condição exigida para aplicações de estampagem profunda, que é de $r_m > 1,2$, tomando por base o aço CM, onde o mesmo é utilizado na estampagem profunda de latas para armazenagem de refrigerantes. Temos que considerar que os valores dos FST's também apresentaram uma maior uniformidade para estes aços, apesar de apresentarem valores mais baixos. Com isso, podemos afirmar que o estudo da relação entre anisotropia e textura é de considerável importância para chapas de aço destinadas à aplicações de estampagem profunda.

O fato dos valores para os FST's terem sido menores nos aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R em relação aos aços CE6, CE7, CE8 e CE9, é afirmado ainda mais pelo que é mostrado nas FDOC's das figuras 4.24, 4.25, 4.26 e 4.27 para os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, respectivamente. Nessas FDOC's a intensidade máxima também diminuiu em relação às intensidades máximas das FDOC's dos aços CE6, CE7, CE8 e CE9 apresentadas nas figuras 4.19, 4.20, 4.21 e 4.22, respectivamente, à exceção do aço CE6, pois sua FDOC não foi afetada em nada pelo tratamento térmico de recozimento.

4.4 Análise do Grau de Embutibilidade

Em se falando de processos de estampagem, é de grande importância a análise do grau de embutibilidade para chapas utilizadas nessas aplicações. Para tal, foi realizado o ensaio de embutimento Erichsen, de acordo com o subitem 3.2.6, nos aços CM, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R. Esse tipo de ensaio atribui um certo grau de estampabilidade através da relação entre a espessura da chapa e a profundidade de penetração do punção, como explica o subitem 2.5.2, nessa mesma chapa. A figura 4.31 mostra com mais clareza o grau de estampabilidade atribuído a cada aço, de acordo com o ensaio de embutimento Erichsen.

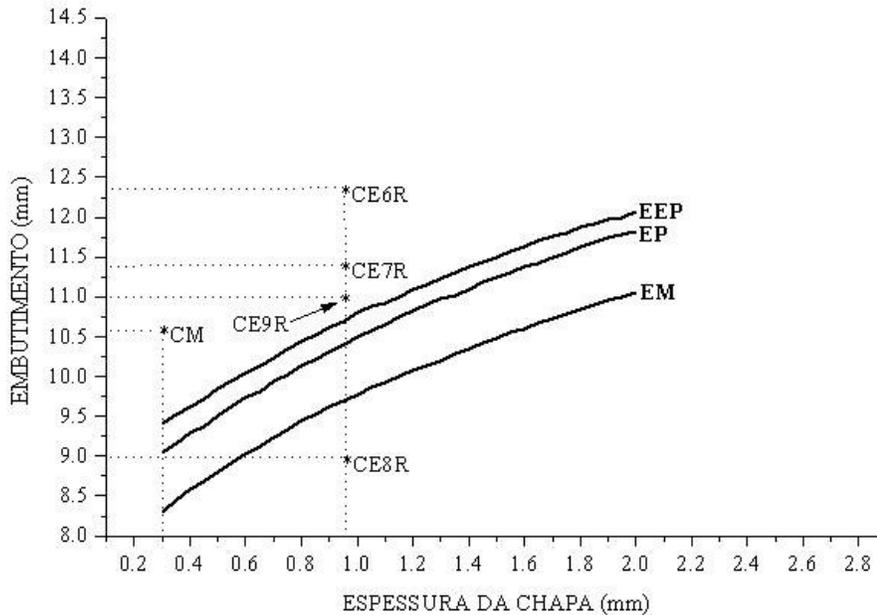


Figura 4.31. Graus de estampabilidade dos aços CM (aço extra-baixo-carbono, com no máximo 0,07%C p), CE6R, CE7R, CE8R e CE9R (aços baixo-carbono, com 0,147%C p, laminados com temperaturas iniciais de 600°C, 700°C, 800°C e 900°C, respectivamente), obtidos através do ensaio de embutimento Erichsen

Onde EM, EP e EEP, são os graus de estampagem atribuídos a uma chapa de aço. Esses graus de estampagem são definidos da seguinte forma:

- EM → Estampagem Média
- EP → Estampagem Profunda
- EEP → Estampagem Extra Profunda

O aço CM ficou na região de estampagem extra profunda, o que era esperado, pois é utilizado na estampagem profunda de latas para armazenagem de refrigerantes. Além do aço CM, somente os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R foram submetidos ao ensaio porque foram eles que apresentaram melhores resultados em relação às análises de textura e dos coeficientes de anisotropia juntamente com os FST, tendo com referencial o aço CM. Com isso, não haveria sentido em submeter os aços CE6, CE7,

CE8 e CE9 a esse ensaio, até porque a chapa do aço CM foi produzida através de um processo de laminação a frio seguido de um tratamento térmico de recozimento, semelhante aos aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R.

Nota-se, através da figura 4.31, que os aços CE6R, CE7R e CE9R obtiveram um grau de estampagem extra profunda, em concordância com o aço CM. Em contra partida, o aço CE8R não obteve uma boa performance em relação ao grau de estampagem, pois ficou abaixo da curva de estampagem média. O fato do aço CE8R não ter obtido um bom resultado do grau de estampagem, pode ser atribuído a um possível defeito do material na região onde foi realizada a penetração do punção. Esse defeito poderia causar uma certa fragilização do aço naquela região e pode ter sido causado pelo processo de laminação, levando em conta que tal processo foi realizado a uma temperatura inicial alta (800°C) e uma simples descontinuidade no cilindro de laminação poderia causar um defeito no material. Outro fator que deve ser levado em conta diz respeito ao processo de recozimento, pois observou-se que o aço CE8R apresentou uma superfície de aparência um pouco frágil após o tratamento térmico.

5 CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES

5.1 Conclusões

No que diz respeito às análises de textura, os aços CE7, CE8 e CE9 apresentaram a formação de componentes (hkl)[uvw], mostradas nas FDOC's das figuras 4.20, 4.21 e 4.22, com intensidades consideráveis em relação ao aço CM e com isso pode-se admitir a exclusão de tais aços para aplicações de estampagem profunda, já que essas aplicações exigem apenas a presença de planos {111} representados pela fibra ND como mostra a FDOC do aço CM, apresentada na figura 4.16. As temperaturas de início de laminação provocaram efeitos distintos nesses aços, afirmando mais uma vez que o processo de laminação ocorreu na região ferrítica.

Ainda referente às análises de textura, os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R mostraram, através das FDOC's apresentadas nas figuras 4.24, 4.25, 4.26 e 4.27, apenas a presença da fibra ND que representa os planos {111}, semelhante ao aço CM, embora com intensidade menor. Com isso, tais aços são compatíveis para aplicações de estampagem profunda, tomando por base o aço CM. Logo, pode-se concluir que após o tratamento térmico de recozimento as temperaturas de início de laminação não mostram efeitos sobre as FDOC's dos aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R, ou seja, todos esses aços apresentaram apenas a fibra ND sem a formação de componentes (hkl)[uvw].

Com referência às análises dos valores de r_m e dos FST, pode-se concluir que os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R são os mais aconselháveis para aplicações de estampagem profunda, tomando sempre por base o aço CM, pois apresentaram valores de r_m maiores que 1,2, que é a condição exigida para o aço CM, onde o mesmo é utilizado na estampagem profunda de latas para armazenagem de refrigerantes, de acordo com a empresa responsável por tal processo de estampagem. Pode-se observar também que relacionando os valores de r_m e FST, como mostram as figuras 4.29 e 4.30, os aços CE6R, CE7R, CE8R e CE9R apresentaram uma maior uniformidade nos valores de r_m e uma menor variação dos valores de FST em relação aos aços CE6, CE7, CE8 e CE9.

Levando em consideração às análises do grau de estampabilidade, pode-se concluir que os aços CE6R, CE7R e CE9R são os mais compatíveis para aplicações de estampagem profunda, tomando como referência o aço CM. Através da figura 4.31, observa-se que os aços CM, CE6R, CE7R e CE9R obtiveram grau de estampagem extra

profunda, ao contrário do aço CE8R, que obteve grau de estampabilidade abaixo da curva de estampagem média.

Em termos gerais, pode-se concluir através das análises realizadas no presente trabalho que os aços CE6R, CE7R e CE9R apresentaram uma melhor performance para uma possível utilização dos mesmos em aplicações de estampagem profunda, tomando como referência as mesmas análises feitas para o aço CM.

5.2 Recomendações

Realizar o processo de laminação no aço baixo-carbono (CE) utilizado neste trabalho em uma maior quantidade de temperaturas de início de laminação. Por exemplo: 500°C, 400°C, 300°C, etc. Procurar também, evitar a perda excessiva de temperatura no início do processo de laminação, ou seja, executar tal processo com uma dada temperatura inicial e terminar o mesmo processo na mesma temperatura ou próxima dela.

Através dos processos de laminação da chapa do aço baixo-carbono (CE) utilizado neste trabalho, atingir a espessura da chapa do aço extra-baixo-carbono (CM), que é de aproximadamente 0,3 mm. Isso pode ser conseguido com a utilização de um laminador mais compacto, ou seja, um laminador trio, quadro, etc.

Utilizar a técnica de EBSD (Electron Back-Scatter Diffraction) para um estudo mais detalhado do desenvolvimento da textura nos aços CE6, CE7, CE8, CE9, CE6R, CE7R, CE8R e CE9R. Em especial no aço CE8R, pois o mesmo não apresentou um resultado satisfatório em relação ao grau de estampabilidade.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] DIETER, G. E., *Metalurgia Mecânica*, 2ª Edição, Rio de Janeiro, Guanabara Koogan, 1981.
- [2] BRESCIANI FILHO, E., ZANAGLIA, C. A. C., BUTTON S. T., GOMES E., NERY F. A. C., *Conformação Plástica dos Metais*, 4ª Edição, Campinas, Editora da Unicamp, 1991.
- [3] BARNETT, M. R., *Influence of Warm Rolling Temperature on Ferrite Recrystallization in Low C and IF Steels*. Ph.D. Dissertation, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, Canadá, 1996.
- [4] CALLISTER JR., W. D., *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, 5ª Edição, Rio de Janeiro, LTC Editora, 2002.
- [5] LLEWELLYN, D. T., HUDD, R. C., *Steels Metallurgy & Applications*, 3ª Edição, Oxford, Butterworth-Heinemann, 1998.
- [6] VIANA, C. S. C., PAULA, A. S., “Textura de Deformação”. In: *Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão*, pp. 23-37, São Paulo, Dezembro/2001.
- [7] KLUG, H. P., ALEXANDER, L. E., *X-Ray Diffraction Procedures*, 2ª Edição, New York, Wiley-Interscience, 1974.
- [8] CULLITY, B. D., *Elements of X-Ray Diffraction*, 3ª Edição, USA, Addison-Wesley Publishing Company, 1967.
- [9] RANDLE, V., ENGLER, O., *Introduction to Texture Analysis Macrotecture, Microtexture & Orientation Mapping*, 1ª Edição, Amsterdam, Gordon and Breach Science publishers, 2000.

- [10] ABREU, H. F. G., *Influência da Textura Cristalográfica na Anisotropia Magnética das Ligas Fe-Mo-NiC*. Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1998.
- [11] ROE, R. J., "*Description of Crystallite Orientation in Polycrystalline Materials III. General Solution to Pole Figure Inversion*", Journal of Applied Physics, Volume 36, Nº 6, June 1965.
- [12] BUNGE, H. J., ESLING, C., *Quantitative Texture Analysis*, 1ª Edição, França, Société Française de Métallurgie, 1979.
- [13] KALLEND, J. S., MORRIS, P. P., DAVIES, "Texture Transformations - The misorientation distribution function", *Acta Metallurgical*, pp361-370, 1976.
- [14] BERKOWITZ, A. E., KNELLER E., *Magnetism and Metallurgy*, Volume 2, Academic Press, 1969.
- [15] LIMA, N. B., LIMA, L. M. G., PADILHA, A. F., "Textura de Recristalização". In: *Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão*, pp. 59-75, São Paulo, Dezembro/2001.
- [16] NOVIKOV, I., *Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais*, Tradução: Joel Regueira Teodósio, 1ª Edição, Rio de Janeiro, Editora UFRJ, 1994.
- [17] ARTIGAS, A., PÁEZ, M., CELENTANO, D., MONSALVE, A., "Revisión y Análisis de Los Procesos de Recocido Continuo Industrial Actuales". In: *Conamet/Sam-Simposio Materia*, pp. 207-213, Santiago, 2002.
- [18] MAGNABOSCO, R., LIMA, C. G., MATHEISEN, A. S., "Determinação dos Índices de Anisotropia em Chapas Metálicas". In: *13º CBECIMAT*, pp. 171-179, Curitiba, Dezembro /1998.

- [19] MAN, C. S., “On the r-Value of Weakly-Textured Sheet Metals”, *Research Reports of the Department of Mathematics of the University of Kentucky*, Report N° 20, pp. 16-20, 2000.
- [20] CHIAVERINI, V., *Tecnologia Mecânica Processos de Fabricação e Tratamento*, 2ª Edição, São Paulo, McGraw-Hill, 1986.
- [21] HOSFORD, W. F., CADDELL, R. M., *Metal Forming Mechanics and Metallurgical*, 2ª Edição, USA, PTR Prentice Hall, 1993.
- [22] SOUZA, S. A., *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos Fundamentos Teóricos e Práticos*, 5ª Edição, São Paulo, Editora Edgard Blücher LTDA, 1982.
- [23] FILHO, A. F., LIMA, L. M. G., PADILHA, A. F., “Controle da Microestrutura e da Textura de Aços Baixo-Carbono para Estampagem”, In: *Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão*, pp. 189-203, São Paulo, Dezembro/2001.
- [24] Norma ASTM E 517-81, *Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal*, 1987.
- [25] Norma ABNT NBR 5902, *Determinação do Índice de Embutimento em Chapas de Aço pelo Método Erichsen Modificado*, 1980.
- [26] Norma ABNT NBR 5915, *Chapas Finas de Aço-Carbono para Estampagem*, 1984.
- [27] METALS HANDBOOK, *Atlas of Microstructures of Industrial Alloys*, 8ª Edição, Volume 7, USA, American Society for Metals, 1973.