

- [33] O. Engler "An EBSD local texture study on the nucleation of recrystallization at shear bands in the alloy Al-3%Mg" *Scripta mater.*, vol. **44**, pp. 229-236 (2001).
- [34] S. V. Harren, H. E. Déve, R. J. Asaro "Shear band formation in plane-strain compression" *Acta Metall.*, vol. **36**, pp. 2435-2480 (1988).
- [35] S. Nemat-Nasser, W. Guo "Flow stress of commercially pure niobium over a broad range of temperatures and strain rates" *Mater. Sci. Eng.*, vol. **A284**, pp. 202-210 (2000).
- [36] S. Nemat-Nasser, J. B. Isaacs, M. Liu "Microstructure of high-strain, high-strain-rate deformed tantalum" *Acta Mater.*, vol. **46**, pp. 1307-1325 (1998).
- [37] Y. J. Chen, M. A. Meyers, V. F. Nesterenko "Spontaneous and forced shear localization in high-strain-rate deformation of tantalum" *Mater. Sci. Eng.*, vol. **A268**, pp. 70-82 (1999).
- [38] Q. Li, Y. B. Xu, Z. H. Lai, L. T. Shen, Y. L. Bai "Dynamic recrystallization induced by plastic deformation at high strain rate in a Monel alloy" *Mater. Sci. Eng.* vol. **A276**, pp. 250-256 (2000).
- [39] H. R. Z. Sandim, A. F. Padilha, V. Randle, W. Blum "Grain subdivision and recrystallization in oligocrystalline tantalum during cold swaging and subsequent annealing" *Int. J. Refr. Metals & Hard Mater.*, vol. **17**, pp. 431-435 (1999).

Capítulo 3

Texturas de deformação*C. S. da C. Viana, A. dos S. Paula***1. Introdução****2. Representação da Textura Cristalográfica****3. Função de Distribuição de Orientações Cristalinas****4. Deformação Plástica de Policristais**

4.1 Limite inferior - G. Sachs

4.2 Limite superior - Taylor-Bishop-Hill

5. Texturas de Deformação

5.1 Texturas de Laminação a Frio em Materiais Cúbicos de Faces Centradas

5.2 Texturas de Laminação a Frio em Materiais Cúbicos de Corpo Centrado

5.3 Texturas de Laminação a Frio de Materiais Hexagonais Compactos

5.4 Texturas de Arames e Barras

5.5 Texturas de Compressão

6. Conclusões

1. INTRODUÇÃO

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos ou cristalitos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. A grande maioria dos materiais policristalinos existentes tem grãos com tamanho médio na faixa de 10 μm a 1 mm. Os materiais trabalhados apresentam tamanhos de grão em uma faixa ainda mais estreita: 10 a 100 μm . Portanto, as peças e componentes policristalinos são constituídos de um número enorme de grãos. Por exemplo, um corpo de prova de tração típico pode conter cerca de 10^{10} grãos. As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. Isto quer dizer que os planos e as direções cristalinas têm orientação espacial diferente de grão para grão. As diferenças de orientação são habitualmente da ordem de dezenas de graus. Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou *textura cristalográfica*. Assim, a *textura* pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. Algumas vezes utiliza-se a expressão *textura aleatória* para significar ausência de orientação preferencial (Figura 1).

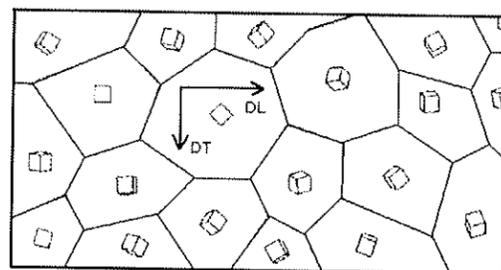


Figura 1: Chapa com orientação dos cristais ao acaso (sem textura).

Finalmente, é importante destacar que a textura não se refere à forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente. A presença ou ausência de textura não pode ser inferida a partir da forma dos grãos. Por exemplo, grãos alongados (não equiaxiais) não indicam necessariamente presença de textura cristalográfica. Um processo que introduz textura em um material pode ou não levar à existência de grãos alongados (não equiaxiais).

A orientação preferencial pode ser introduzida no material por diversos modos: a deformação plástica é uma delas. 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. No caso de tratar-se de uma chapa laminada, a componente é representada pelo plano cristalino

{hkl}, que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção $\langle uvw \rangle$, pertencente ao plano {hkl}, que é paralela à direção de laminação (DL). Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal) e DN (direção normal) da chapa. Na Figura 2 (a), a seguir, por exemplo, a componente ali representada é a de *cubo girado*, $\{001\}\langle 110 \rangle$. No caso de produtos com simetria cilíndrica, como barras ou fios trefilados, as componentes são representadas pelas direções $\langle uvw \rangle$ paralelas à direção axial (DA) do fio ou barra, em torno das quais os grãos se arrumam, como pode ser visto na Figura 2 (b). Estas direções são normais de planos {hkl} situados na seção reta do fio. A textura é então chamada de *textura de fibra*. Em geral, a textura de um material comercial tem várias componentes.

A Figura 2 mostra exemplos de texturas de chapa e de fibra. Nota-se que, no caso do fio, a textura de fibra inclui vários planos {hkl} que contêm a direção $\langle 100 \rangle$.

2. REPRESENTAÇÃO DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Há vários métodos de representar a textura de um material policristalino. Para todos eles, é preciso que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. Tradicionalmente, tem-se usado a difração de raios-X, por meio da qual medem-se as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam. Num policristal, milhares de grãos são analisados simultaneamente, por esta técnica. Recentemente, o uso do EBSD ("Electron Back Scatter Diffraction") associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu a determinação da orientação individual de cada grão, de modo muito rápido. A quantidade de grãos com cada orientação, existentes no policristal é, assim, levantada diretamente, por um processo automatizado.

No presente trabalho, sempre que possível, a textura será representada pela Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC) segundo as coordenadas de Bunge [3]. Figuras de pólo diretas e inversas também serão empregadas, quando necessário.

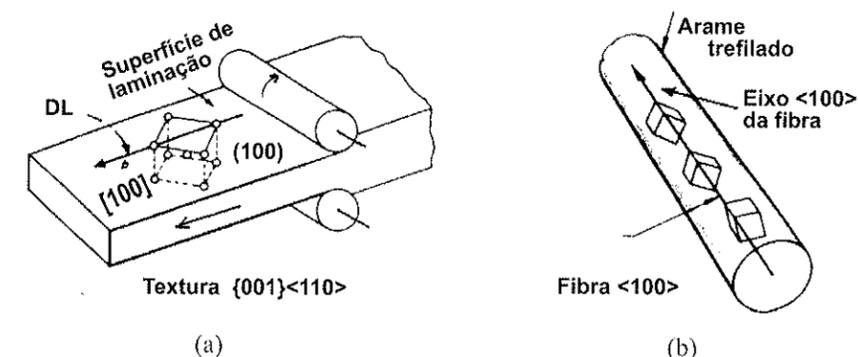


Figura 2: (a) Textura (ou componente) $\{001\}\langle 110 \rangle$ em chapa [1]; (b) textura de fibra $\{hkl\}\langle 100 \rangle$ em fio [2].

3. FUNÇÃO DE DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÕES CRISTALINAS (FDOC)

A descrição da textura com o auxílio de figuras de pólo diretas é muito útil, mas as informações que elas contêm são incompletas e semiquantitativas, já que representam apenas os planos $\{hkl\}$ difratados pelo material. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas; como vimos, por um plano e uma direção: $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, e a fração volumétrica de cada orientação presente. Isto pode ser obtido com o auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC).

A FDOC especifica a frequência de ocorrência de (ou probabilidade de encontrar) determinadas orientações $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ em uma amostra do material. Esta probabilidade, numa amostra sem textura, é igual à *unidade*. Na FDOC, a orientação de um cristal é definida por três ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos $[100]$, $[010]$ e $[001]$ da célula cristalina do cristal, tornam os mesmos coincidentes com os eixos DL, DT e DN, respectivamente, da chapa ou amostra do material. A notação mais usada para os ângulos de Euler foi proposta por Bunge [3], utilizando os ângulos φ_1 , Φ e φ_2 , mostrados na Figura 3.

As orientações podem ser representadas por meio de uma matriz de cossenos diretores que envolvem os três ângulos de Euler. De acordo com a notação de Bunge, a matriz de orientação $g = g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ é obtida pela multiplicação sucessiva das três matrizes correspondentes às rotações individuais $g = g_3 \cdot g_2 \cdot g_1$. A Equação 1, a seguir, mostra a matriz de orientação de Bunge.

$$g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \begin{bmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_1 \sin \Phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & \cos \varphi_1 \sin \Phi \\ \sin \varphi_1 - \sin \Phi & \cos \varphi_1 \sin \Phi & \cos \Phi \end{bmatrix} \quad (1)$$

A matriz de orientação também pode ser representada a partir dos índices de Miller, da seguinte forma:

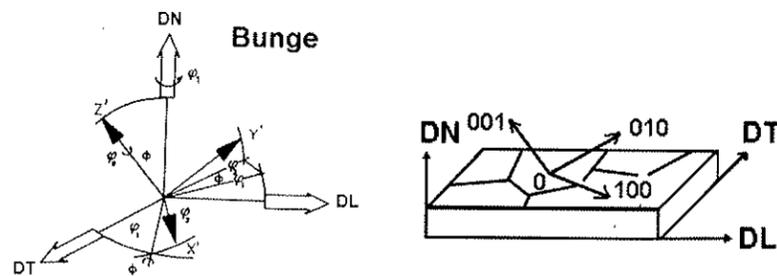


Figura 3: Definição dos ângulos de Euler ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$) conforme notação de Bunge [3].

$$g(hkl)(uvw) = \begin{bmatrix} \frac{u}{n} & \frac{kw - lv}{mn} & \frac{h}{m} \\ \frac{v}{n} & \frac{lu - hw}{mn} & \frac{k}{m} \\ \frac{w}{n} & \frac{hv - ku}{mn} & \frac{l}{m} \end{bmatrix} \quad (2)$$

onde os fatores de normalização são $\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$ e $\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}$. Assim, pode-se relacionar os índices de Miller, que fixam a orientação $\{hkl\}[uvw]$ do cristal, com os ângulos de Euler, ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$), através das terceiras e primeiras colunas das matrizes, correspondentemente.

Observa-se que os índices do plano $\{hkl\}$ dependem somente dos ângulos Φ e φ_2 , enquanto a direção $\langle uvw \rangle$ é função dos três ângulos. É comum utilizarem-se os ângulos ($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$) no intervalo de 0 a $\pi/2$ rd. Isto permite a construção de gráficos, em seções de $\varphi_2 = \text{constante}$, onde os planos $\{hkl\}$ e as direções $\langle uvw \rangle$ que pertencem a estes planos estão representadas. Os planos são representados por linhas retas e as direções, por pontos sobre as linhas.

A Figura 4 mostra as orientações $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ que, para chapas laminadas de materiais do sistema cúbico, pertencem às fibras DL e DN, em coordenadas de Bunge [3]. A seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ contém, para o sistema cúbico, todas as orientações de interesse.

A FDOC é definida pela fração volumétrica de grãos com orientação $g = g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ do seguinte modo [3]:

$$\frac{dV}{V} = f(g).dg = f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2).dg \quad (3)$$

onde:

$$dg = \frac{1}{8} \pi^2 \cdot \sin \Phi \cdot d\varphi_1 d\Phi d\varphi_2 \quad (4)$$

A função $f(g) = f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ é normalmente representada por uma série de harmônicos esféricos, $T_\ell^{\mu\nu}$, cujos coeficientes, $C_\ell^{\mu\nu}$, no caso de Bunge, descrevem a textura do material:

$$f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \sum_{\ell=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(1)} \sum_{\nu=1}^{N(1)} C_\ell^{\mu\nu} \dot{T}_\ell^{\mu\nu}(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \quad (5)$$

A função de distribuição de orientações $f(g)$ pode ser calculada a partir de figuras de pólos diretas, obtidas por difração de raios-X, ou pode ser medida diretamente, usando-se a técnica de EBSD. Ela é normalmente representada graficamente por seções de $\varphi_2 = \text{constante}$, com curvas de nível de isovalor, para ser interpretada pelos ábacos anteriormente descritos. A Figura 5 mostra ábacos para $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$.

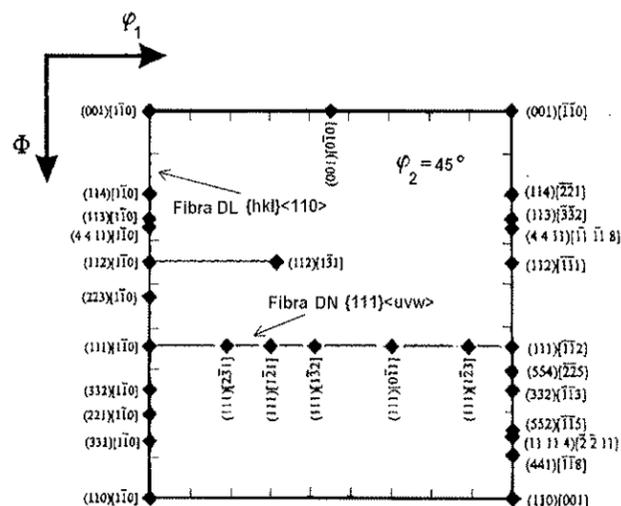


Figura 4: Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ onde são mostradas as orientações pertencentes às fibras DL e DN.

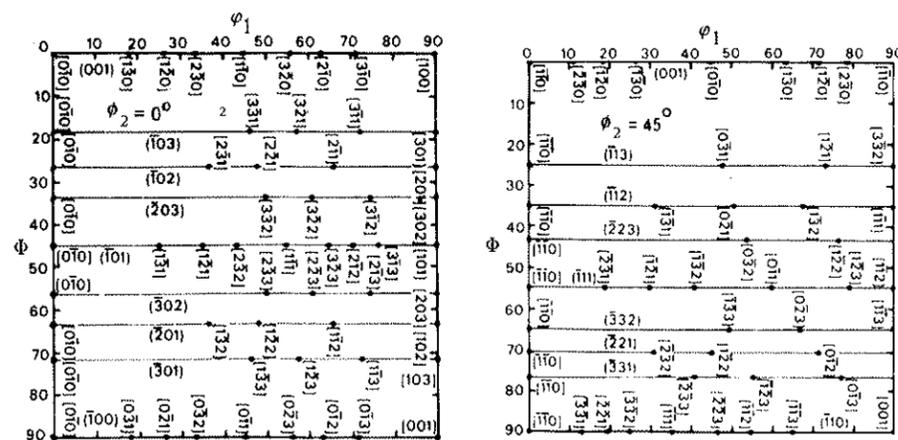


Figura 5: Ábacos de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ para interpretar as FDOCs.

4. DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE POLICRISTAIS

O desenvolvimento da textura de deformação num material é função do número e do tipo de seus mecanismos de deformação (deslizamento e/ou maclagem) e do tensor de deformação à ele aplicado. Os mecanismos de deformação dos grãos de um policristal não podem ser diferentes daqueles existentes em um monocristal. Portanto, deve ser possível deduzir o comportamento mecânico de um policristal a partir do comportamento de seus cristais componentes. Há dois modos clássicos de abordar este problema, que conduzem aos chamados *limite inferior* - primeiramente sugerido por G. Sachs [4] - e *limite superior* - representado pelas teorias de Taylor [5] e Bishop-Hill [6].

4.1 Limite inferior - G. Sachs

O modelo de Sachs propõe que o limite de escoamento de um policristal deve ser a *média* dos limites de escoamento de todos os cristais que o compõem, levando em conta a lei de Schmid. Na Figura 6, para um monocristal, a *lei de Schmid* diz que, para um dado σ , o sistema que opera primeiro é aquele para o qual a tensão cisalhante resolvida

$$\tau = \sigma \cdot \cos\phi \cdot \cos\lambda = \frac{\sigma}{m}$$

é máxima (ou seja, para $\cos\phi \cdot \cos\lambda = \frac{1}{m} = \text{máx.}$) Isto basta para determinar o limite de escoamento, σ_0 , do cristal: $\sigma_0 = \frac{1}{m} \tau_c$ onde $\frac{1}{m}$ é o Fator de Schmid e τ_c é a tensão cisalhante crítica para mover uma discordância.

Para um policristal CFC, o valor médio de $\frac{1}{m}$ para todas as orientações é $\frac{1}{m} \text{ médio} = 2,238$, isto é, o limite de escoamento de um policristal, com uma distribuição uniforme de orientações cristalinas (sem textura) é $\sigma_0 = 2,238 \cdot \tau_c$, onde τ_c é, como já foi visto, a tensão cisalhante crítica para mover uma discordância.

O modelo de Sachs sofre do fato de que somente um sistema de deslizamento operaria em cada grão (aquele para $\tau_{\text{máx.}}$). Sabemos, contudo, que para poder acomodar-se entre os vizinhos, sem romper a continuidade da microestrutura, a mudança de forma de cada cristal do policristal não pode ser cumprida com apenas um sistema de deslizamento. Em geral, há necessidade que vários sistemas operem ao mesmo tempo (polideslizamento), para que uma dada mudança de forma seja possível. O modelo de Sachs, contudo, fornece um valor *limite inferior*, válido para a tensão de escoamento.

4.2 Limite superior - Taylor-Bishop-Hill

O ponto crítico da análise de Taylor [5] é satisfazer a condição de continuidade entre os grãos, isto é, garantir a compatibilidade da deformação. Para isso, Taylor, trabalhando

em alumínio (CFC), supôs que cada cristal está sujeito à mesma deformação (mudança de forma) que o policristal. Cristais CFC têm 12 sistemas de deslizamento, mas só necessitam usar 5 para satisfazer à deformação incremental $d\epsilon_{ij}$ mais geral possível, imposta ao material. Taylor considerou que os 5 sistemas que operam são aqueles que produzem o trabalho interno, dw , mínimo:

$$dw = \tau_c \sum_5 \delta\gamma_i = \text{mínimo} \quad (6)$$

onde $\delta\gamma_i$ é a quantidade de deslizamento no sistema de deslizamento i e τ_c é a tensão cisalhante crítica.

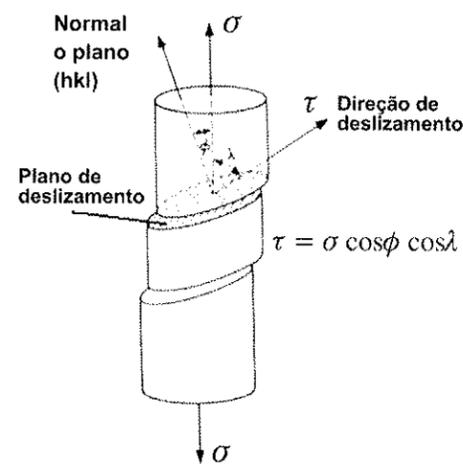


Figura 6: (a) Tensão cisalhante resolvida e (b) monocristal de Nb comprimido [7].

Isto equivale a achar os cinco $\delta\gamma$ - dentre os doze - possíveis, cuja soma é mínima. Para o caso da tração uniaxial, tem-se, que: $dw = \sigma_x d\epsilon_x$, onde σ_x e $d\epsilon_x$ são a tensão e a deformação de tração aplicadas ao cristal. Isto conduz à definição do *Fator de Taylor* como:

$$M = \frac{\sigma_x}{\tau_c} = \frac{\sum \delta\gamma}{\delta\epsilon_x} \quad (7)$$

O Fator de Taylor, como o fator de Schmid, é função da orientação do cristal.

Considerando uma distribuição uniforme de orientações, num material CFC, Taylor mostrou que o valor médio da tensão de escoamento é $\sigma_0 = 3,06 \tau_c$. Em trabalho posterior,

Tabela 1 - Estados de tensão de Bishop-Hill [8].

	Tensão						Sistemas Operativos											
	A	B	C	F	G	H	aI	aII	aIII	bI	bII	bIII	cI	cII	cIII	dI	dII	dIII
1	1	-1	0	0	0	0	+	-	0	+	-	0	+	-	0	+	-	0
2	0	1	-1	0	0	0	0	+	-	0	+	-	0	+	-	0	+	-
3	-1	0	1	0	0	0	-	0	+	-	0	+	-	0	+	-	0	+
4	0	0	0	1	0	0	0	+	-	0	-	+	0	+	-	0	-	+
5	0	0	0	0	1	0	-	0	+	+	0	-	+	0	-	-	0	+
6	0	0	0	0	0	1	+	-	0	+	-	0	-	+	0	-	+	0
7	1/2	-1	1/2	0	1/2	0	0	-	+	+	-	0	+	-	0	0	-	+
8	1/2	-1	1/2	0	-1/2	0	+	-	0	0	-	+	0	-	+	+	-	0
9	-1	1/2	1/2	1/2	0	0	-	+	0	-	0	+	-	+	0	-	0	+
10	-1	1/2	1/2	-1/2	0	0	-	0	+	-	+	0	-	0	+	-	+	0
11	1/2	1/2	-1	0	0	1/2	+	0	-	+	0	-	0	+	-	0	+	-
12	1/2	1/2	-1	0	0	-1/2	0	+	-	0	+	-	+	0	-	+	0	-
13	1/2	0	-1/2	1/2	0	1/2	+	0	-	+	-	0	0	+	-	0	0	0
14	1/2	0	-1/2	-1/2	0	1/2	+	-	0	+	0	-	0	0	0	0	+	-
15	1/2	0	-1/2	1/2	0	-1/2	0	+	-	0	0	0	+	0	-	+	-	0
16	1/2	0	-1/2	-1/2	0	-1/2	0	0	0	0	+	-	+	-	0	+	-	0
17	0	-1/2	1/2	0	1/2	1/2	0	-	+	+	-	0	0	0	0	-	0	+
18	0	-1/2	1/2	0	-1/2	1/2	+	-	0	0	-	+	-	0	+	0	0	0
19	0	-1/2	1/2	0	1/2	-1/2	-	0	+	0	0	0	+	-	0	0	-	+
20	0	-1/2	1/2	0	-1/2	-1/2	0	0	0	-	0	+	0	-	+	+	-	0
21	-1/2	1/2	0	1/2	1/2	0	-	+	0	0	0	0	0	+	-	-	0	+
22	-1/2	1/2	0	-1/2	1/2	0	-	0	+	0	+	-	0	0	0	-	+	0
23	-1/2	1/2	0	1/2	-1/2	0	0	+	-	-	0	+	-	+	0	0	0	0
24	-1/2	1/2	0	-1/2	-1/2	0	0	0	0	-	+	0	-	0	+	0	+	-
25	0	0	0	1/2	1/2	-1/2	-	+	0	0	0	0	+	0	-	0	-	+
26	0	0	0	1/2	-1/2	1/2	+	0	-	0	-	+	-	+	0	0	0	0
27	0	0	0	-1/2	1/2	1/2	0	-	+	+	0	-	0	0	0	-	+	0
28	0	0	0	1/2	1/2	1/2	0	0	0	+	-	+	0	+	-	-	0	+

Bishop e Hill [6], usando o princípio do trabalho máximo, mostram que, na realidade, ao impor uma dada deformação de_{ij} a um policristal CFC, 6 ou 8 sistemas são ativados simultaneamente, em cada cristal. A maximização do trabalho permite determinar o estado de tensão σ_{ij} , que satisfaz o critério de escoamento assim como a atividade de deslizamento nos sistemas operativos, $\delta\gamma_{ij}$.

$$\delta w = -B\delta\epsilon_{11} + A\delta\epsilon_{22} + 2F\delta\epsilon_{23} + 2G\delta\epsilon_{13} + 2H\delta\epsilon_{12} \quad (8)$$

onde:

$$A = \frac{\sigma_{22} - \sigma_{33}}{\sqrt{6\tau}}; B = \frac{\sigma_{33} - \sigma_{11}}{\sqrt{6\tau}}; C = \frac{\sigma_{11} - \sigma_{22}}{\sqrt{6\tau}}$$

$$H = \frac{\sigma_{12}}{\sqrt{6\tau}}; F = \frac{\sigma_{23}}{\sqrt{6\tau}}; G = \frac{\sigma_{31}}{\sqrt{6\tau}}$$

Aqui, de_{ij} , a deformação imposta, e σ_{ij} são referidos ao sistema de eixos da célula cristalina CFC. Os valores de A, B, C, etc são testados a partir de 28 combinações possíveis, mostrados na Tabela 1, determinando-se o σ_{ij} e os $\delta\gamma_{ij}$.

A teoria de Taylor é um *limite superior* para o escoamento e permite a predição da *evolução da textura de deformação* em um policristal. Isto é possível porque as rotações da rede cristalina de cada grão, $\delta\theta_{ij}$, podem ser calculadas a partir dos cisalhamentos, $\delta\gamma_{ij}$, ativados pela imposição do tensor de deformação sobre o grão. Após cada passe de deformação, a nova textura é a coleção das novas orientações calculadas para os vários grãos.

5. TEXTURAS DE DEFORMAÇÃO

Serão apresentadas neste item as texturas de deformação por laminação a frio dos materiais CFC, CCC e HC. Isto se deve ao fato destes sistemas cristalinos serem aqueles que a maioria dos metais e ligas de maior interesse tecnológico possuem. Algumas texturas de outros tipos de deformação serão também mencionadas.

5.1 Texturas de Laminação a Frio em Materiais Cúbicos de Faces Centradas

As texturas de laminação a frio de materiais CFC apresentam suas componentes principais ao longo de um tubo de orientações que se estende da orientação $\{110\}\langle 11\bar{1}\rangle$ até $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$. Metais e ligas com baixa energia de falha de empilhamento (EFE), como o latão- α , tendem a esvaziar a região do tubo próxima de $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$ enquanto materiais com alta energia de falha de empilhamento, como os aços ao carbono e o alumínio, fazem o oposto. O cobre, com energia de falha de empilhamento intermediária, apresenta um tubo de orientações com intensidade aproximadamente constante e, por isso, é considerado possuir a textura CFC de referência. A Figura 7 mostra a FDOC do cobre laminado 60% a frio.

A Figura 8, por sua vez, mostra as seções de $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOCs do alumínio, cobre e latão- α laminados a frio 90%. Superpondo-se o ábaco de $\phi_2 = 45^\circ$, mostrado na Figura 4, constata-se o que foi dito acima.

Algumas componentes típicas do tubo de orientações da textura de deformação dos materiais CFC recebem nomes próprios, como mostra a Tabela 2.

5.2 Texturas de Laminação a Frio em Materiais Cúbicos de Corpo Centrado

As texturas de laminação a frio dos materiais cúbicos de corpo centrado se caracterizam por apresentarem suas orientações principais localizadas em duas fibras parciais: $\{hkl\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle uvw\rangle$. A primeira é chamada de fibra DL por ter várias orientações com as direções $\langle 110\rangle$ paralelas à DL. A segunda é chamada de fibra DN por ter várias componentes com as normais dos planos $\{111\}$ paralelas à DN. A Figura 9 mostra a textura de um aço baixo carbono laminado a frio, típica dos materiais CCC.

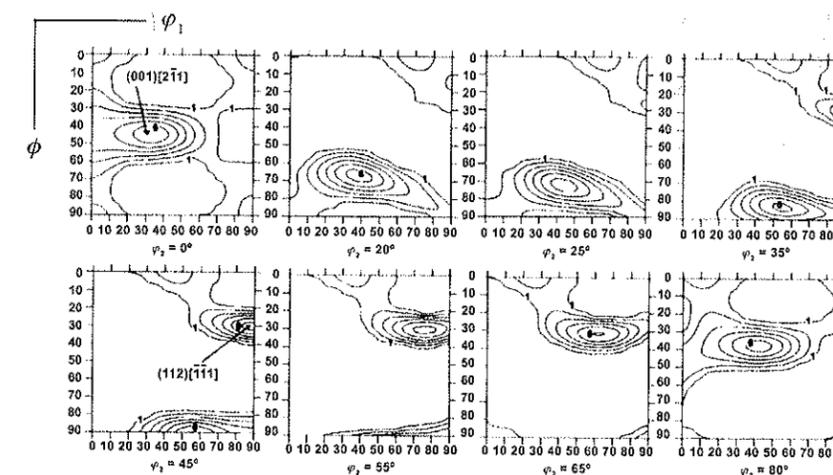


Figura 7: FDOC do cobre laminado a frio 60% em seções de $\phi_2 =$ constante [9].

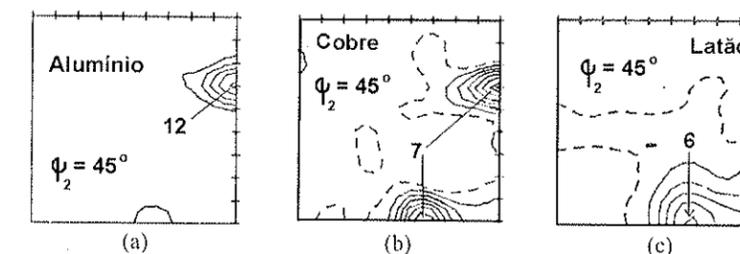


Figura 8: Seções de $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOCs de chapas laminadas 90% a frio para o: (a) alumínio (alta EFE), (b) cobre e (c) latão- α (baixa EFE) [10].

Tabela 2 - Orientações pertencentes ao tubo de orientações CFC.

Nome	Símbolo	Plano	Direção	φ_1	Φ	φ_2
Goss	G	{011}	<100>	90	90	45
Brass	B	{011}	<211>	55	90	45
S	S	{123}	<364>	59	37	63
Cobre	C	{112}	<111>	90	35	45
Dillamore	D	{4 4 11}	<11 11 8>	90	27,2	45
Cubo		{001}	<100>	45	0	45
Cubo gir.		{001}	<110>	90	0	45

As fibras DL e DN são mais bem observadas na seção de $\varphi_2 = 45^\circ$, como já mencionado anteriormente. Esta seção será usada doravante para a análise das texturas por conter todas as orientações de interesse. A Figura 10 mostra as seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ da textura de um aço livre de intersticiais (LI ou "IF") laminado 60% a frio, que podem ser analisadas com os ábacos da Figura 5. Na seção $\varphi_2 = 0^\circ$, os picos da função correspondem à orientação {001}<110>, que também pode ser vista em ($\varphi_1 = 0^\circ, \phi = 0^\circ$) e ($\varphi_1 = 90^\circ, \phi = 0^\circ$), na seção $\varphi_2 = 45^\circ$.

Observa-se que a fibra DL vai de {001}<110> até próximo de {110}<110> e que a fibra DN envolve orientações que vão de {111}<112> a {111}<110>, passando por {111}<123>. A orientação {001}<110>, também observada na seção de $\varphi_2 = 0^\circ$ (em $\phi = 0^\circ, \varphi_1 = 45^\circ$), é característica da laminação a frio de aços ferríticos e tende a ser consumida durante a recristalização. Este tipo de comportamento é o esperado para outros materiais cúbicos de

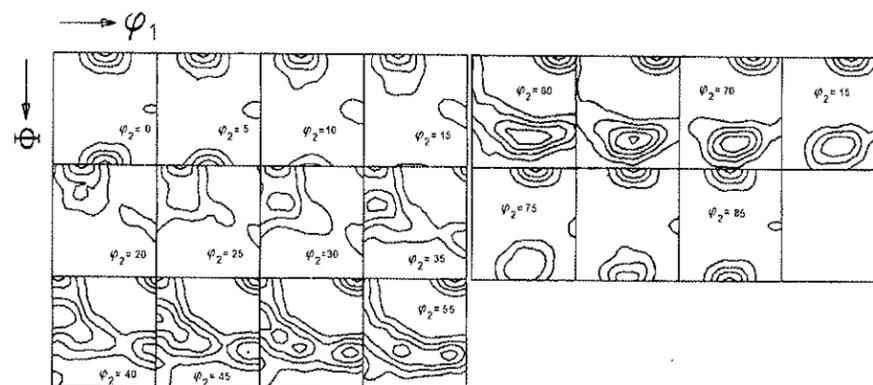


Figura 9: Textura de um aço baixo carbono laminado 60% a frio; seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ a $\varphi_2 = 85^\circ$, em intervalos de 5° .

corpo centrado e demais aços ferríticos, aí incluídos os inoxidáveis.

A Tabela 3 mostra os valores dos ângulos de Euler para as principais componentes observadas nesses materiais.

5.3 Texturas de Laminação a Frio de Materiais Hexagonais Compactos

As texturas de deformação em materiais hexagonais compactos variam em função da razão c/a e dos mecanismos de deslizamento e maclagem operantes. Grande parte desses materiais deslizam somente no plano basal (0001) e nas direções $\langle 11\bar{2}0 \rangle$.

Contudo, a temperatura da deformação pode tornar operativos sistemas prismáticos ($10\bar{1}0$)[$11\bar{2}0$] e piramidais ($10\bar{1}1$)[$11\bar{2}0$], como ocorre com Ti, Zr e Hf (ver inserto na Figura 11) [12]. O processo de laminação deveria tender a girar o plano de deslizamento de metais HC em direção ao plano da chapa laminada e, de acordo com esta tendência, a textura predominante seria a do plano basal (0001), que é o plano de deslizamento predominante, ficar paralelo ao plano de laminação. Esta textura simples é a mais

Tabela 3 - Componentes de texturas típicas dos metais CCC laminados.

{hkl}	<uvw>	φ_1	Φ	φ_2
0 0 1	1 1 0	0 (90)	0	45
2 1 1	0 1 1	0	35	45
1 1 1	0 1 1	0 (60)	55	45
1 1 1	1 1 2	30 (90)	55	45
11 11 8	4 4 11	90	63	45
3 3 2	1 1 0	0	64	45
1 1 3	1 1 0	0	25	45
1 1 0	1 1 0	0	90	45

pronunciada nos metais com relação c/a perto da do empacotamento compacto de esferas ($c/a = 1,633$), como ocorre no magnésio, zircônio e cobalto hexagonal, que têm $c/a = 1,624, 1,589$ e $1,624$, respectivamente. Há uma tendência da direção [$11\bar{2}0$] alinhar-se com a direção de laminação DL, já que esta é a direção de deslizamento comumente observada.

Zinco e cádmio (com relações axiais $c/a = 1,856$ e $1,885$, respectivamente) têm texturas de laminação na qual pouco material tem o plano basal no plano da chapa. O eixo c é encontrado mais frequentemente inclinado de 20° a 25° na direção de laminação, DL. Zircônio, háfnio, titânio e berílio, com baixas relações c/a (todos menores que $1,633$),

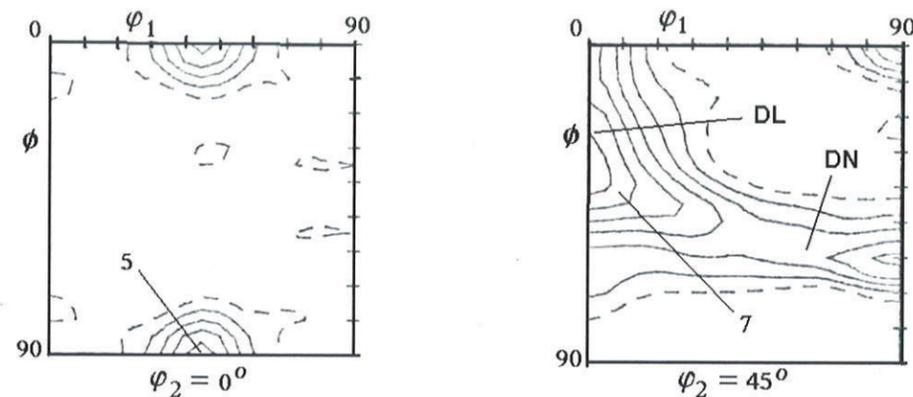


Figura 10: Seções de $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$ de um aço LI laminado 60% a frio [11]. Notação de Bunge [9].

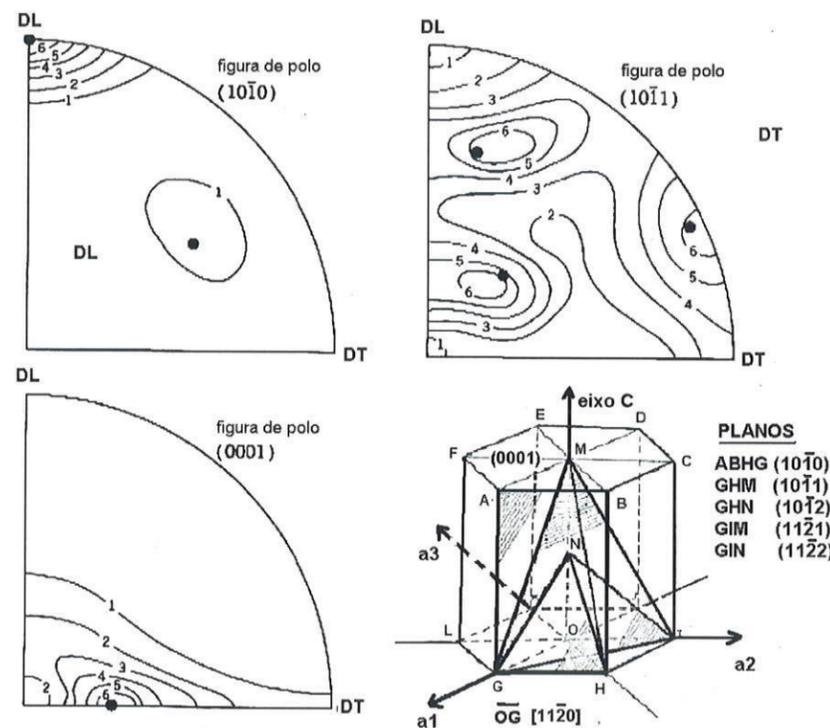


Figura 11: Figuras de pólo para titânio laminado a frio. Pontos (●) são para $(0001)[10\bar{1}0]$ girada a aproximadamente 30° ao redor do eixo DL. (D. N. Williams e D. S. Eppelsheimer) [13].

formam texturas de laminação um pouco diferentes das discutidas acima, como se poderia esperar destes materiais, que têm a tendência para o deslizamento em outros planos além do (0001) e do fato da maclagem se tornar operativa.

A Figura 11 mostra a textura observada em titânio puro. Note-se que o plano (0001) se encontra girado em torno de DL aproximadamente 30° e que a direção paralela a DL é a [100]. Vários outros Ti ricos em soluções sólidas substitucionais apresentam comportamento semelhante, com exceção da liga Ti-3,8%Al. As texturas do berílio, háfnio e zircônio são também qualitativamente semelhantes a essas. A textura na superfície da

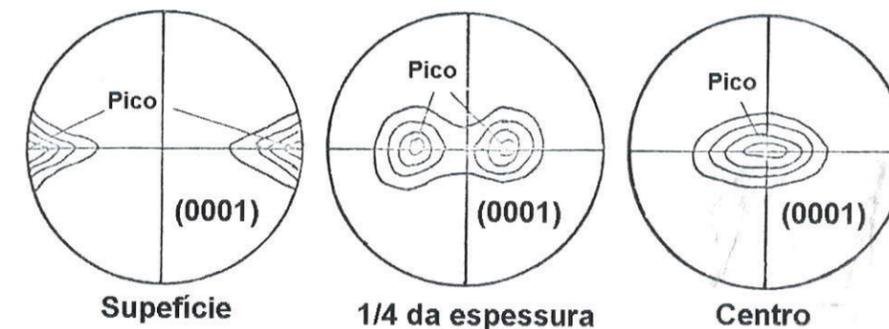


Figura 12: Figuras de pólo esquemáticas do plano basal (0001) em diferentes regiões de uma chapa de Ti laminada a frio [14].

chapa difere, em geral, daquela do interior, como mostram esquematicamente as figuras de pólo da Figura 12, para uma chapa de Ti laminada a frio [14]. A textura pode ainda ser modificada por elementos de liga, os quais alteram a quantidade de maclagem.

5.4 Texturas de Arames e Barras

As texturas de arames são chamadas freqüentemente de texturas de fibra, porque elas se assemelham ao arranjo de moléculas orientadas em materiais fibrosos. Texturas de arame simples consistem em orientações que têm uma direção cristalográfica [hkl] particular paralela ao eixo do arame e outras direções distribuídas com igual probabilidade, ao redor do eixo do arame, dando simetria "rotacional" ou "cilíndrica" ao policristal.

Metais cúbicos de faces centradas e suas ligas têm texturas de fibra que são particularmente sensíveis a muitas variáveis. As texturas normalmente encontradas são texturas de fibra dúplex [111] + [100], com a fração de material designada a cada uma dessas direções variando grandemente de um material para outro, como mostra a Figura 13, na qual a fração de material com orientações {hkl}[100] é vista variar com a energia de falha de empilhamento (EFE) do material.

A energia de falha de empilhamento parece ser uma variável importante no controle das frações relativas das componentes [111] e [100] na trefilação de arames CFC; após altas reduções a frio, contudo, não parece correlacionar bem as tendências das texturas de

laminação das ligas com composições semelhantes. Alumínio extrudado lentamente a 230 °C tem a textura representada pela figura de pólo inversa da Figura 14 (a). A distribuição de material entre as componentes [111] e [001] varia com a velocidade de extrusão e a temperatura. A quantidade de material na direção [001] aumenta linearmente com a temperatura, para uma determinada velocidade de extrusão.

Sempre que um metal CFC estiver sujeito a deformar-se por maclagem, na temperatura de deformação, torna-se importante considerar se a maclagem é significativa em pequenas reduções ou só depois de elevadas deformações. A maclagem pode causar forte reorientação dos cristais e levar a mudanças acentuadas na textura, com o progresso da deformação.

Os metais CCC, quando deformados com alta redução de diâmetro, apresentam uma textura de fibra simples $\langle 110 \rangle$. Isto ocorre para o ferro alfa, molibdênio, tungstênio, nióbio, vanádio, tântalo e ligas ferríticas de Fe-Si. Não há outras componentes com intensidade significativa além dessa. A Figura 14 (b) mostra a textura de fibra $\langle 110 \rangle$ típica destes materiais.

Dentre os metais hexagonais, o magnésio apresenta uma textura de fibra simples $[10\bar{1}0]$, se a trefilação terminar em baixas temperaturas. O mesmo se dá com arames de zircônio e titânio. Arames de zinco têm a direção [0001] paralela ao eixo do arame, após

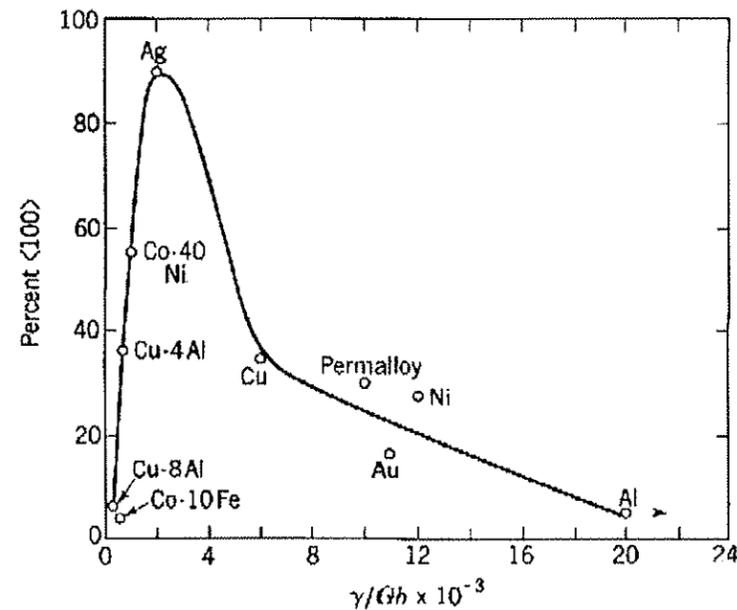


Figura 13: Fração da componente [001] em texturas de fibra duplex $[111] + [001]$ de arames CFC reduzidos 99% por trefilação versus a energia da falha de empilhamento (parâmetro γ/Gb). Tanto energias de falha de empilhamento alta como baixa favorecem a componente [111] (A. T. English e G. Chin) [15].

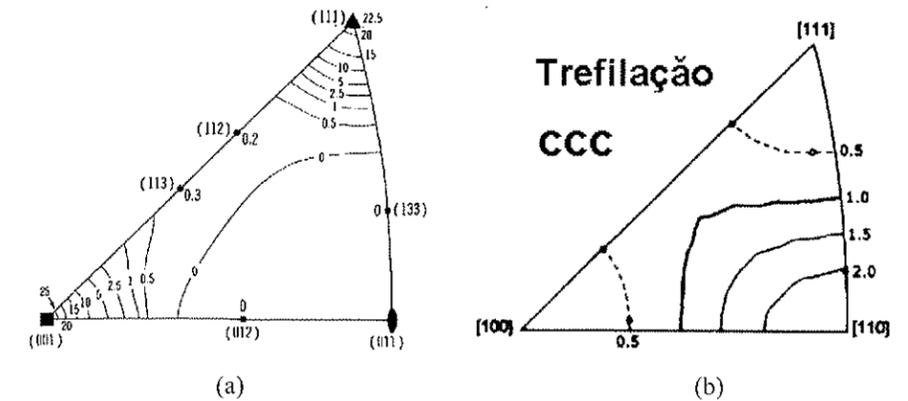


Figura 14: (a) Figura de pólo inversa de barra de alumínio extrudada lentamente a 230 °C. As componentes [111] e [001] contêm 22% e 78% do material, respectivamente. (C. J. McHargue, L. K. Jetter, e J. C. Ogle) [15]; (b) Textura típica de trefilação de material CCC.

baixas reduções. Após severa trefilação, a direção [0001] fica a aproximadamente 70° do eixo do arame. A maclagem é a responsável por remover cristais de uma posição na qual o plano basal é paralelo ao eixo do arame, levando-os até a nova orientação.

Arames conformados por laminação e através de forjamento rotativo ("Swaging") têm as mesmas texturas, nos seus centros, dos arames conformados por trefilação. Porém, as camadas externas, como quase em qualquer tipo de operação de conformação, contêm em geral, orientações não encontradas no centro. Nos metais hexagonais, este problema pode ser particularmente acentuado.

5.5 Texturas de Compressão

Os metais cúbicos de faces centradas, após compressão uniaxial, têm uma textura de fibra que é descrita simplesmente como uma fibra [110]. Porém, esta descrição é só uma primeira aproximação para uma textura bastante complexa. No caso do alumínio, metade dos cristais fica a mais de 10° desta orientação, independentemente da quantidade de compressão. Embora exista uma forte concentração ao redor desta orientação, várias outras orientações são observadas, ou seja, há um razoável espalhamento de orientações. A faixa de orientações encontradas pode ser mais bem apresentada em uma figura de pólo inversa, como a da Figura 15 (a). Cada ponto nesta figura mostra a orientação do eixo de compressão em uma área de aproximadamente 1 mm de diâmetro, numa seção reta interna de um corpo de prova de compressão. As orientações foram determinadas por goniometria ótica, após uma compressão de 84%. A distribuição determinada por difração de raios-X é mostrada na Figura 15 (b) e ilustra, novamente, a ausência de orientações ao redor de [111] e de [100] e a concentração ao redor de [110], com expansão até [311]. É importante ressaltar que, por vezes, usa-se a laminação cruzada, com passes de pequena redução, para simular a compressão.

A textura de compressão do latão 70-30 é diferente, conforme se vê na Figura 15 (c). Como se pode observar, nenhum cristal de latão alfa tem direções [100] perto do eixo de compressão, enquanto um número satisfatório se acumula próximo de [111]. A concentração ao redor de [110] ainda é predominante e a faixa que vai de [110] até [311] ainda persiste.

Ferro alfa apresenta uma textura de compressão que tem [111] como componente principal, acrescida de uma componente mais fraca, [100]. Welch [16] efetuou estiramento biaxial equilibrado de chapas de aço carbono, alumínio e latão alfa e mediu as texturas

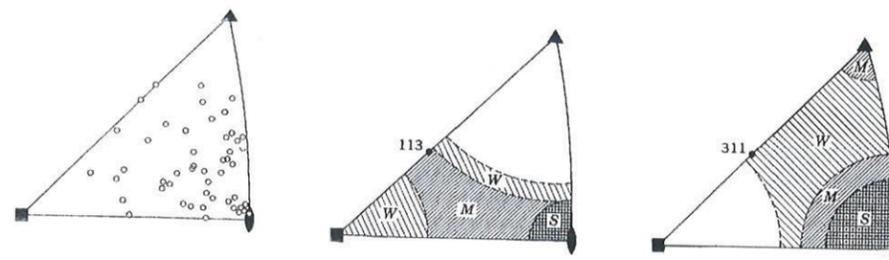


Figura 15: (a) Orientações em seção reta interna de CP de alumínio após 84% de compressão. Determinação ótica [3]; (b) orientações em alumínio comprimido 98% por laminação cruzada: as áreas sombreadas na projeção indicam concentrações de orientações deduzidas das intensidades de difração de raios-X (S - forte, M - médio e W - fraco); (c) latão 70-30 comprimido 97% por laminação cruzada (resultados de raios-X). Cobre e níquel dão figuras semelhantes [15].

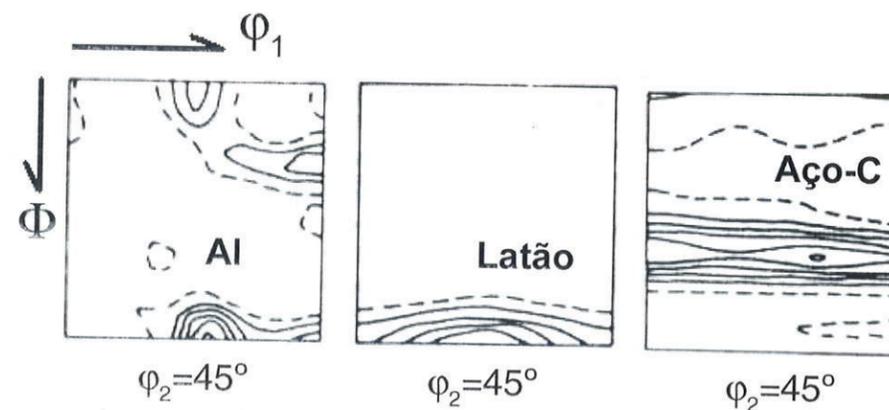


Figura 16: Texturas de chapas de alumínio, latão- α e aço-C deformadas em tração biaxial simétrica (equivalente à compressão) [16].

(FDOC) após a deformação. Este estado de deformação é equivalente à compressão ao longo da normal à chapa. Os resultados estão mostrados na Figura 16.

Vê-se, pela figura, que para o alumínio, a textura é formada por dois picos: $(110)[1\bar{1}2]$, mais forte, e $(110)[001]$, mais fraco. Para o latão alfa, há uma fibra centrada em $(110)[1\bar{1}2]$ e que se espalha desde $(110)[1\bar{1}0]$ até $(110)[001]$, passando por vários planos da zona [110]. Para o aço carbono, há verdadeiramente uma fibra do tipo $(111)[uvw]$. Estes resultados confirmam plenamente o que se observa na Figura 15.

Dentre os materiais hexagonais compactos, o magnésio apresenta uma textura de fibra [0001]. No titânio, a direção [0001] aparece inclinada com respeito ao eixo de compressão de aproximadamente 30° , para baixas reduções, diminuindo até cerca de 15° à medida que a redução aumenta. O háfnio se comporta de modo semelhante [17].

6. CONCLUSÕES

As texturas de deformação são importantes por vários motivos, um dos quais reside no fato de serem o substrato cristalográfico sobre o qual a textura de recristalização se forma e, portanto, orientações preferenciais têm sido muito estudadas por causa do efeito importante que elas causam nas propriedades dos produtos comerciais.

Finalmente, maiores detalhes podem ser obtidos nas revisões clássicas sobre textura cristalográfica, como as de Dillamore e Roberts [17], H. Hu [18,19] etc.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] "Physical Metallurgy Principles", R.E. Reed-Hill, D. van Nostrand, 2nd Ed., 1973.
- [2] G. Y. Chin, Metals Handbook, vol.8, A.S.M., 1973, p.229.
- [3] H. J. Bunge, "Mathematische Methoden der Texturanalyse", Akademie Verlag, 1969.
- [4] G. Sachs, Zeitschrift Verein, Deut. Ing., vol. 72, 1928, p. 734
- [5] G. I. Taylor, J. Inst. Met., vol.62, 1938, p.307.
- [6] J. F.W. Bishop, R. Hill, Phil. Mag., vol. 42, 1951, p.1298.
- [7] "Deformation Geometry for Materials Scientists", C. N. Reid, Pergamon, 1973.
- [8] "The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals", W. F. Hosford, Oxford, 1993.
- [9] "Texture Analysis in Materials Science", H. J. Bunge, Butterworths, 1982.
- [10] "Texture Analysis in Materials Science", H. J. Bunge, Butterworths, 1982.
- [11] A. M. Lopes, Textura da Transformação de Fase CFC-CCC, Instituto Militar de Engenharia, 1998, Mestrado.
- [12] D.R. Thornburg, "Cold-Rolling Texture Development in Ti and Ti-Al Alloys", Carnegie-Mellon University, 1971, Tese de PhD.
- [13] G. F. Bolling, W. C. Winegard, Acta Met., vol. 6, 1958, p.283.
- [14] F. Knight, Cambridge University, Tese de PhD.
- [15] C. S. Barrett, T. B. Massalski, Structure of Metals, 3ª edição, 1966.

- [16] P. I. Welch, Z. Metallkde., Bd 73, 1982, p.381.
[17] I. L. Dillamore, W. T. Roberts, Rolling Textures in F.C.C. and B.C.C. Metals, Acta Metallurgical, vol. 12, March 1964.
[18] H. Hu, Can. Met. Quart., vol.13, 1974, p.275.
[19] H. Hu, Trans. Met. Soc. A.I.M.E., vol. 224, 1962, p.75.

Capítulo 4

Nucleação da recristalização

I. G. S. Falleiros, M. F. de Campos

1. Introdução

2. Teoria clássica de nucleação e recristalização

3. O estado encruado e as alternativas à nucleação clássica

- 3.1 Aniquilação de discordâncias por contornos em movimento
- 3.2 Recristalização por migração de contornos induzida por deformação
- 3.3 Evolução da estrutura de subcontornos: crescimento e rotação de subgrãos

4. Locais de nucleação

- 4.1 Nucleação em contornos de grão
- 4.2 Nucleação em bandas de transição
- 4.3 Nucleação em bandas de cisalhamento
- 4.4 Nucleação associada à partículas de segunda fase dispersa
- 4.5 Influência da orientação cristalina - Diferenças de deformação entre grãos
- 4.6 Evidência da mobilidade de contornos de alto ângulo
- 4.7 Possível papel de tensões elásticas, heterogeneidades de deformação e de mobilidade de contornos na seleção de variantes

5. Comentários finais