

## Texturas de recristalização

Nelson Batista de Lima,\* Liana M. Guimarães de Lima\* e Angelo Fernando Padilha†

\*Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, CEP 05508-900 – São Paulo

†Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, CEP 05508-900, São Paulo, SP

### Resumo

*A ênfase do presente trabalho está nas texturas de recristalização de metais e ligas com estrutura CFC. Os metais e ligas com estrutura CCC são tratados em dois outros capítulos especiais desta publicação, que abordam os aços com baixo teor de carbono para estampagem e os aços elétricos, respectivamente. Inicialmente, é feita uma breve revisão sobre as modificações microestruturais que podem ocorrer durante o recozimento de um material encruado, com destaque para o rearranjo de discordâncias e os mecanismos de início ou nucleação da recristalização. Em seguida, são discutidas as teorias da nucleação orientada e do crescimento orientado. Finalmente, são discutidos os principais locais ou sítios de início da recristalização, tais como bandas de deformação, contornos de grão e ao redor de partículas de segunda fase.*

**Palavras-chave:** Recristalização, textura de recristalização, mecanismos de nucleação, nucleação orientada, crescimento orientado, materiais CFC, sítios de nucleação.

---

\* Contato: e-mail: nblima@net.ipen.br ou nblima@baitaca.ipen.br

† Contato: e-mail: padilha@usp.br ou angelo\_padilha@uol.com.br

## 1. Introdução

Agregados policristalinos isentos de orientação preferencial são raramente encontrados tanto entre os materiais naturais como entre os materiais processados industrialmente. Rochas e minerais cristalinos freqüentemente desenvolvem textura durante sua solidificação ou durante suas metamorfoses. Fibras naturais e artificiais apresentam orientação de suas cadeias moleculares durante o crescimento ou manufatura.

A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fundição, conformação mecânica e recozimento. Filmes metálicos depositados por "sputtering", eletrodeposição ou CVD ("chemical vapour deposition") freqüentemente também apresentam textura, embora seus mecanismos de formação sejam complexos e estejam pouco esclarecidos.

Em peças fundidas, os grãos alongados da zona colunar apresentam forte orientação preferencial. Já os grãos da zona equiaxial central apresentam distribuição mais aleatória de orientações.

Durante a conformação mecânica, a deformação plástica ocorre principalmente por deslizamentos de determinados planos cristalinos. Nesse processo, o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação [1]. A textura final de deformação de uma dada peça ou corpo de prova depende principalmente da mudança de forma imposta na conformação e da temperatura em que o material foi deformado, e para baixas deformações depende da orientação inicial dos grãos antes da deformação.

Quando o metal deformado é recozido 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.

Recozimento em temperaturas mais altas causa freqüentemente recristalização. A ocorrência de recristalização pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial (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. Por exemplo, o alumínio de alta pureza, submetido a altas porcentagens de redução por laminação, pode ocorrer, após o recozimento, uma textura extremamente intensa, do tipo cubo  $(100)\langle 001 \rangle$ , muito próxima da textura de um monocristal [2]. Esta alteração da textura de deformação, durante a recristalização, é consistente com a idéia de que o fenômeno da recristalização é o resultado de um conjunto de alterações na microestrutura de um material, em decorrência de tratamento térmico, com novos grãos nucleando e crescendo. Estes novos grãos podem ter uma orientação diferente daquela orientação dos grãos da microestrutura deformada, pois os grãos formados estão muito mais livres de defeitos, ou seja, com menor energia acumulada [3]. Além disso, o tratamento térmico de recozimento em temperaturas altas e após baixos graus de deformação pode levar à formação de grãos de dimensões avantajadas. Assim, o conjunto de fenômenos que levam à formação de novos grãos, pela eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo, é chamado de *recristalização primária*. A orientação cristalográfica resultante do fenômeno da recristalização é chamada de *textura de recristalização*. A Figura 1 ilustra o aparecimento de textura de recristalização em detrimento da textura de deformação para uma liga de alumínio 1050 em função da temperatura [4]. As texturas de deformação do alumínio serão descritas mais detalhadamente no item 4.

Em temperaturas ainda mais altas, pode ocorrer, durante o recozimento e após recristalização, tanto o crescimento contínuo ou normal de grãos, como crescimento exagerado de grãos ou *recristalização secundária*. Neste caso, alguns poucos grãos crescem consumindo seus vizinhos menores. A textura resultante também neste caso é geralmente diferente das texturas de deformação e de recristalização [5].

A ênfase deste trabalho está na recristalização primária e na textura resultante. Em seguida, procurar-se-á discutir com maior precisão os fenômenos que ocorrem durante o recozimento de um metal encruado e depois as texturas resultantes do seu recozimento.

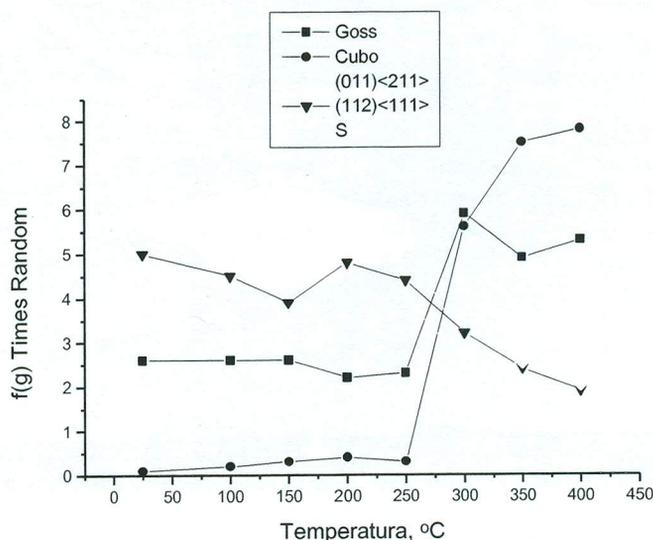


Figura 1- Dependência das orientações cristalográficas com a temperatura, mostrando a relação de intensidades da textura de deformação e de recristalização para uma liga de alumínio 1050.

## 2. Mudanças microestruturais durante o recozimento: uma breve revisão

Em um metal deformado a frio, as mudanças microestruturais que ocorrem no posterior recozimento acontecem de maneira a diminuir a energia armazenada na deformação. Essa diminuição de energia se dá por mecanismos de redução e rearranjo de defeitos cristalinos. As principais mudanças microestruturais são mencionadas [5,6] em seguida:

- (1) reação entre defeitos puntiformes levando a uma diminuição da quantidade dos mesmos;
- (2) aniquilação de discordâncias de sinais opostos e encolhimento dos anéis de discordâncias;
- (3) rearranjo de discordâncias de modo a formar configurações de menor energia (por exemplo, contornos de baixo ângulo);
- (4) formação de contornos de alto ângulo;
- (5) absorção de defeitos puntiformes e discordâncias por contornos de alto ângulo em migração e
- (6) redução da área total de contornos de grão.

Os processos citados podem superpor-se local e cronologicamente durante o recozimento, mas como a distribuição de defeitos cristalinos é

geralmente heterogênea, cada região do material pode passar pela seqüência de mudanças microestruturais mencionadas acima em tempos diferentes. Os processos (1), (2), (3) e (4) são definidos como recuperação e os processos (5) e (6) são definidos como recristalização e crescimento de grão, respectivamente.

O termo nucleação será adotado nesse trabalho para indicar o início da recristalização. Os mecanismos de rearranjo de discordâncias de modo a formar uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada (ou recuperada), são definidos como nucleação da recristalização, conforme ilustra a Figura 2.

Observa-se na Figura 2 um núcleo de recristalização (região com baixa densidade de defeitos cristalinos, circundada por contorno de alto ângulo) inclusa em uma subestrutura bem definida de subgrãos. As diferenças de orientação, representadas pelos tons de cinza na imagem de elétrons retroespalhados, é alta entre o núcleo e a matriz e baixa entre os subgrãos.

Bollmann [7] mostrou que a teoria clássica de nucleação homogênea não é aplicável no caso da recristalização, devido ao baixo potencial termodinâmico para a transformação quando comparado por exemplo aos valores do potencial para a solidificação ou precipitação no estado sólido. Além disso, a energia interfacial dos

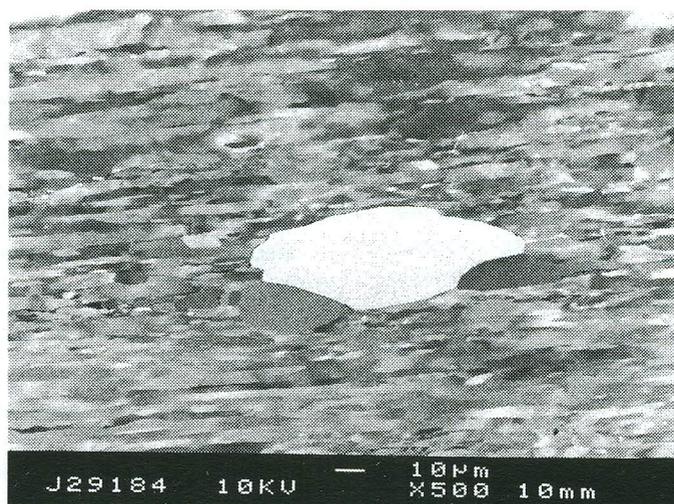


Figura 2- Nucleação da recristalização observada por microscopia eletrônica de varredura com imagem de elétrons retroespalhados em amostra de tântalo deformada por forjamento rotativo até uma redução em área de 94% e recozida a 1000°C por 15 minutos. (Gentileza de H. R. Z. Sandim, FAENQUIL-DEMAR, Lorena, S.P.)

contornos de grão é alta se comparada com as energias interfaciais das outras reações citadas. Dessa forma, a possibilidade de formação de regiões livres de defeitos associadas a um contorno de alto ângulo por flutuações térmicas pode ser descartada. Neste caso, o que ocorre é que o novo contorno de alto ângulo se desenvolve a partir dos subgrãos, delimitados por contornos de baixo ângulo ou subcontornos (por mecanismos que serão descritos em seguida), que por sua vez podem resultar das células de discordâncias presentes na microestrutura de deformação. Uma das conseqüências mais importantes desta idéia é que a orientação dos novos grãos mantém a orientação da matriz deformada.

Existem na literatura basicamente três modelos de nucleação da recristalização:

- i) Migração de contornos de alto ângulo pré-existent, induzida por deformação [8-11];
- ii) Nucleação por migração de contornos de baixo ângulo (subcontornos) [12,13] e
- iii) Nucleação por coalescimento (rotação) de subgrãos [14-18].

Considerando o mecanismo de migração de contornos pré-existent, o requisito básico para sua ocorrência é a existência de grandes diferenças de deformação entre grãos vizinhos.

Tais diferenças de deformação são freqüentes quando o material está pouco deformado, não existindo na microestrutura heterogeneidades como bandas de transição que seriam sítios preferenciais de nucleação. Estudos realizados por Beck e Sperry [8] e Bailey e co-autores [9-11] mostram que o mecanismo em questão é dominante para deformações de até 40% de redução. Conforme foi mencionado anteriormente, este mecanismo também é freqüentemente associado ao início da recristalização durante a deformação a quente.

A maior disputa na literatura está na ocorrência dos mecanismos de coalescimento de subgrãos [12,13] e migração de subcontornos [14-18]. Dados experimentais da literatura permitem que sejam feitas considerações sobre a ocorrência dos dois últimos modelos citados.

O mecanismo de migração de subcontornos parece estar associado a altas deformações [19], a distribuições largas de tamanho de subgrão [20], a temperaturas de recozimento relativamente altas [21,22] e a metais de baixa EDE [23].

O mecanismo de coalescimento de subgrãos, por sua vez, parece estar associado a bandas de transição [20], a distribuições largas de diferenças de orientação entre subgrãos [20,24], a deformações moderadas [20], a regiões vizinhas a contornos de grão [25-29], a temperaturas de recozimento relativamente

baixas [18,21,22] e a metais com alta EDE [23]. A Tabela 1 mostra resumidamente, e de maneira tentativa, as condições encontradas na literatura para a ocorrência dos mecanismos de início de recristalização. Uma revisão sobre recuperação, com tratamento matemático detalhado dos processos envolvidos, incluindo os dois mecanismos de nucleação da recristalização que envolvem crescimento de subgrão, foi publicada em meados da década de noventa [30].

Como já foi visto em outros capítulos deste volume, subestruturas de deformação com altas diferenças de orientação locais constituem núcleos pré-formados. Nesse tipo de análise, bandas de transição e de cisalhamento são locais propícios para conter esses pré-núcleos para o início da recristalização. As heterogeneidades de deformação são regiões que contêm grande quantidade de defeitos cristalinos e distorções no reticulado e são locais preferenciais para ocorrência da nucleação da recristalização. Essas regiões contêm os “núcleos em potencial” ou “embriões” que são formados na deformação plástica. Nos metais em que ocorre a formação de maclas mecânicas e bandas de transição e de cisalhamento, a nucleação ocorrerá inicialmente nas interseções dessas heterogeneidades ou junto a elas [19]. A Figura 3 mostra um exemplo de nucleação junto a bandas de cisalhamento.

Quando há formação de uma região livre de defeitos, circundada por um contorno de alto ângulo, a recristalização prossegue por crescimento desse núcleo sobre a matriz

encruada. Em condições isotérmicas, a recristalização primária geralmente apresenta um tempo de incubação, associado ao processo lento de formação do núcleo. A ausência do período de incubação geralmente está relacionada à nucleação do tipo *migração de contornos pré-existent*s e com metais de alta pureza, não havendo neste caso a necessidade de tempo para a formação de um contorno com alta mobilidade. Existem algumas orientações características para as quais os contornos têm mobilidade especialmente alta. Os contornos com essa característica são chamados *contornos especiais*. O crescimento das regiões recristalizadas pela migração de contornos de alto ângulo continua até que os grãos recristalizados se toquem mutuamente. A recristalização primária termina quando as frentes de reação se encontram. Frequentemente, a distribuição das regiões recristalizadas é heterogênea e as frentes de reação começam a tocar-se mutuamente já para baixas frações volumétricas recristalizadas, conforme ilustra a micrografia da Figura 3.

### 3. A origem da textura de recristalização: uma “velha” e ainda atual polêmica

A origem das texturas de recristalização durante o recozimento de um metal deformado tem sido matéria controversa nas últimas sete décadas, desde a proposta de nucleação orientada feita por BURGERS e LOUWERSE, em 1931[31]. A discussão foi então focada nas teorias rivais da nucleação orientada e do crescimento orientado. A teoria da nucleação orientada assume que ocorre, com frequência, a formação de núcleos

Tabela 1- Ocorrência dos mecanismos de início de recristalização [Gentileza de F. Siciliano Jr, CBMM, São Paulo,SP]

Migração de contornos induzida por deformação	Migração de subcontornos por deformação	Coalescimento de subgrãos
•baixas deformações	•altas deformações	•deformações moderadas
(até ~40%)	•altas temperaturas	•temperaturas relativamente baixas
•deformação a quente	•tamanhos de subgrão heterogêneos	•grandes diferenças de orientação
	•metais de baixa EDE	•bandas de transição
		•metais de alta EDE

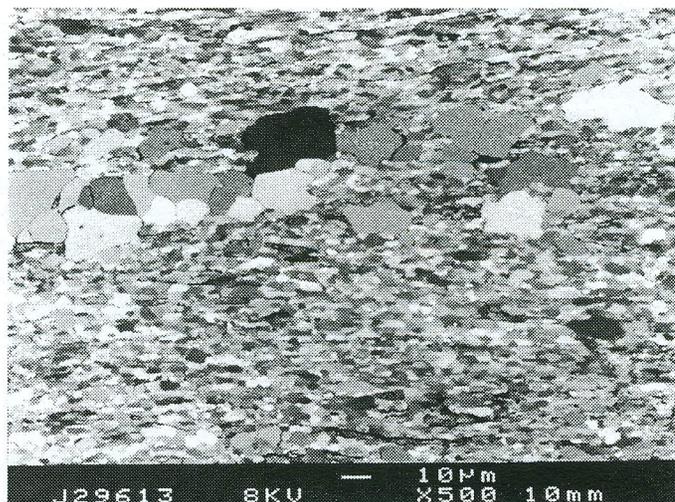


Figura 3- Nucleação em bandas de cisalhamento, observada por microscopia eletrônica de varredura com imagem de elétrons retroespalhados, em amostra de tântalo deformada por forjamento rotativo até uma redução em área de 72% e recozida a 900°C por 30 minutos. (Gentileza de H. R. Z. Sandim, FAENQUIL-DEMAR, Lorena, SP).

com a mesma orientação cristalográfica da textura de recristalização, ou seja, os núcleos iniciais determinam a textura final do material. Já a teoria do crescimento orientado assume que ocorre a formação de núcleos com várias orientações, mas que somente alguns núcleos, com orientações específicas em relação à matriz, crescem mais rapidamente, e portanto, dominam a textura de recristalização. Para o alumínio, a direção  $40^\circ \langle 111 \rangle$  em relação à matriz deformada possui a maior taxa de crescimento [32,33].

Na Oitava Conferência Internacional sobre Textura em Metais (ICOTOM 8), um painel especial foi montado para apresentar o estado atual desta controvérsia científica. O relatório do painel [34] mostra que o estado atual das opiniões parece ter mudado somente marginalmente, comparado com aquele de quase 40 anos atrás [35,36]. As razões dessa quase ausência de progresso científico nesta área do conhecimento são facilmente identificadas:

i- Experimentos de crescimento seletivo, assim como experimentos com taxa de crescimento controlado, usando monocristais deformados, têm claramente demonstrado que a mobilidade do contorno de grão é sensível à relação de orientação entre o novo grão e a matriz deformada. Entretanto, a transformação desta relação observada (mobilidade-orientação) em teoria capaz de prever a evolução das texturas de recristalização de um metal policristalino

deformado e não ambígua tornou-se uma tarefa difícil. A dificuldade reside na avaliação da interação entre os grãos e seus contornos e suas relações de orientações [37];

ii- a idéia da nucleação orientada também necessita de suporte teórico e experimental. A natureza verdadeira do fenômeno da nucleação permanece ainda desconhecida e não se tem a avaliação da cinética desde o início da recristalização. Falta um acompanhamento estatístico suficiente que dê suporte a esta teoria [37].

Uma vez que durante todos esses anos não tem sido possível o exame experimental direto da natureza da nucleação e do crescimento de grão que ocorre durante o recozimento de um metal policristalino deformado, a alternativa encontrada pelos pesquisadores foi seguir a evolução das texturas de recristalização numa escala mais global. Para isto, utiliza-se a função distribuição de orientações (FDO), que trata os dados obtidos através das figuras de pólo geradas por difração de raios-X, obtendo-se, então, as orientações cristalográficas preferenciais (macrot textura) do material estudado. Deste modo, uma quantidade enorme de valiosas considerações empíricas sobre a evolução das texturas de recristalização foi disponibilizada [37-40].

Além disso, durante os últimos 10 a 15 anos, surgiu uma visão muito mais clara sobre a

evolução microestrutural durante a deformação dos metais. No contexto da recristalização, a importância das heterogeneidades de deformação com relação aos sítios que dão origem ao início da recristalização é bem documentada. Atualmente, é bem aceita a idéia de que as características da orientação desses sítios têm uma função importante na evolução da textura de recristalização. Porém, uma vez que a questão fundamental, relacionada ao mecanismo dominante responsável pelas origens das texturas de recristalização ainda permanece parcialmente sem solução, isso simplesmente ilustra a necessidade de técnica experimental mais adequada.

Com a técnica da difração de elétrons retroespalhados (EBSD) no microscópio eletrônico de varredura, a evolução da textura pode ser seguida localmente, isto é, grão a grão. Isso abre a possibilidade do exame direto de ambos os aspectos, ou seja, da nucleação e do crescimento das texturas de recristalização, como pode ser visto em algumas publicações recentes [33,40,41].

#### 4. Textura de recristalização em materiais CFC

Para materiais CFC, a textura de recristalização é extremamente dependente da textura de deformação, que por sua vez é dependente da energia de defeito de empilhamento. Para materiais com baixa energia de defeito de empilhamento, isto é, menores que  $35 \text{ mJ.m}^{-2}$ , a textura é conhecida como tipo latão. Esse tipo de textura possui a componente  $(110)\langle 112 \rangle$  como a mais intensa e a componente  $(110)\langle 001 \rangle$  com menor intensidade. Para metais com valores de EDE maiores que  $35 \text{ mJ.m}^{-2}$ , a textura de deformação é conhecida como tipo cobre e sua descrição torna-se bem mais complicada. De uma maneira geral, pode-se representar as orientações preferenciais pela fibra  $\alpha$ , que se inicia a partir da orientação Goss,  $G=\{011\}\langle 100 \rangle$ , para a orientação latão,  $B=\{011\}\langle 211 \rangle$  e, também, pela fibra  $\beta$  que parte da orientação cobre,  $C=\{112\}\langle 111 \rangle$ , passando pela orientação  $S=\{123\}\langle 634 \rangle$  e terminando na orientação  $B=\{011\}\langle 211 \rangle$ . No espaço de Euler [42], a fibra  $\alpha$  é mais bem observada na seção  $\varphi_2 = 0^\circ$ ,  $\Phi = 45^\circ$  e  $\varphi_1$  variando de  $0^\circ$  (orientação G) até  $35^\circ$  (orientação B). A fibra  $\beta$  é verificada em  $\varphi_2 = 45^\circ$  (orientação C),  $\varphi_2 = 65^\circ$  (orientação S) e  $\varphi_2 = 90^\circ$  ou  $0^\circ$  (orientação B) [4], conforme é mostrado na Figura 4. Na Figura 5 são

apresentadas algumas orientações típicas de deformação e de recristalização no espaço de Euler.

Além disto, o grau de deformação é extremamente importante para o aparecimento da textura de recristalização, pois em geral os sítios de nucleação apresentam estreita relação com o grau de deformação.

#### Sítios de nucleação

Após a recristalização, podem ocorrer várias componentes de textura. A recristalização pode induzir, fundamentalmente, textura cubo, textura Goss, textura retida da deformação e textura ao acaso (ausência de textura). No caso do alumínio, a condição mais favorável para a ocorrer a recristalização, ou seja, que o núcleo possua diferença de orientação superior a  $15^\circ$  e alta mobilidade, ocorre com baixa frequência. A recuperação da matriz deformada fornece desorientações que dificilmente excedem  $10^\circ$  [37]. Conseqüentemente, a nucleação geralmente é restrita a sítios próximos às heterogeneidades de deformação, onde zonas de alta desorientação são formadas na deformação. Para alumínio altamente deformado, quatro diferentes sítios de nucleação são ativados: as bandas de deformação, contornos de grãos, bandas de cisalhamento e zonas de deformação ao redor de precipitados.

A formação dos componentes de textura de recristalização de alta intensidade, baseada nas teorias de nucleação orientada e crescimento orientado, nos leva a pensar que deve ser formado na microestrutura um número suficiente de sítios potenciais de nucleação destas orientações habilitados para crescer ou os núcleos gerados com orientação ao acaso devem possuir desorientações que correspondam à alta mobilidade do contorno de grão [5]. Para o alumínio, a direção  $40^\circ \langle 111 \rangle$  em relação à matriz deformada possui a maior velocidade de crescimento [37]. Apresenta-se em seguida uma discussão sobre os sítios de nucleação e suas possíveis relações com as hipóteses de nucleação e crescimento orientado

#### Nucleação em estruturas do tipo bandas.

A nucleação de grãos orientados com textura tipo cubo ocorre, principalmente, em subestruturas de deformação semelhantes a bandas de transição.

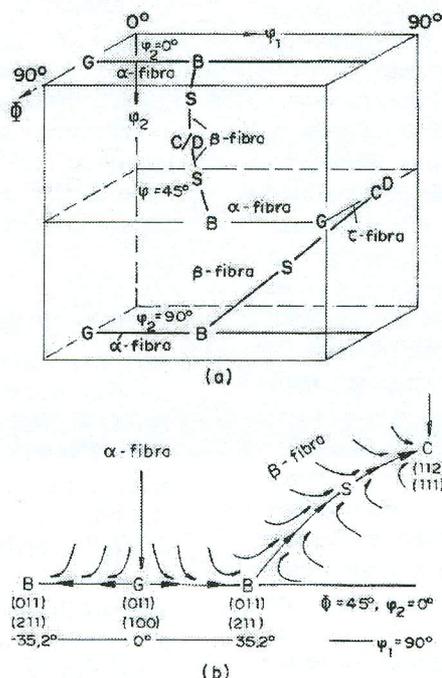


Figura 4- Gráfico das fibras de orientação da estrutura CFC no espaço de Euler.

Estes núcleos recristalizados apresentam textura tipo cubo e estão envoltos por uma matriz com textura de deformação. Geralmente, não ocorrem muitas diferenças entre os contornos destas bandas e a matriz e, portanto, as bandas cubo são caracterizadas pela microtextura e não pela microestrutura.

Ainda está em discussão se estas estruturas tipo bandas são bandas de transição, que são formadas durante a deformação, ou se são grãos deformados que possuem a textura cubo retida pela textura de deformação [43-45].

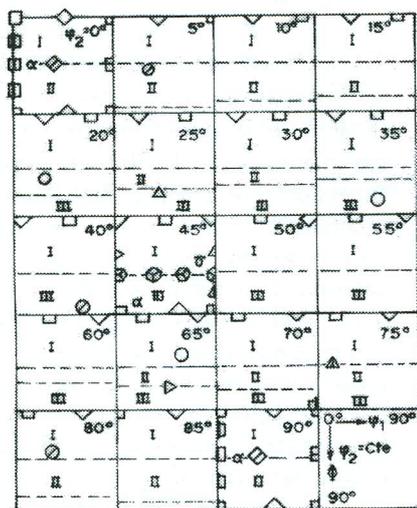
Durante o recozimento, ocorre o crescimento de subgrãos até que alguns deles estejam aptos a crescer para fora da banda, consumindo a matriz deformada. Grãos orientados com textura tipo cubo recuperam-se mais rapidamente que outras orientações, resultando em uma vantagem para posterior crescimento em relação a outros grãos durante a nucleação. Este fato é uma forte evidência favorável à teoria da nucleação orientada, embora a orientação tipo cubo tenha uma relação de orientação de 40° com a

orientação <111> da componente de textura de deformação S.

#### Nucleação nas vizinhanças dos contornos de grão

Os contornos de alto ângulo entre os grãos deformados da matriz também são sítios favoráveis à nucleação em alumínio laminado. Nas regiões de contorno de grão são encontrados uma alta densidade de discordâncias e alto gradiente de orientações. Vários sistemas de escorregamento são ativados nestas regiões para reduzir as deformações incompatíveis no contorno de grão durante a deformação. Daí estas regiões possuem boas condições para sítios de nucleação.

As ligas de alumínio geralmente possuem uma subestrutura recuperada de subgrãos antes do início da recristalização. Nucleação no contorno de grão pode advir do crescimento de um subgrão para a região deformada no outro lado do contorno. Este mecanismo em alumínio leva à formação de grãos com orientações próximas às texturas de deformação. Daí, conclui-se que este



símbolo	{hkl} <uvw>	nome
△	{112} <111̄>	C
○	{123} <634̄>	S
◇	{011} <211̄>	B
▣	{011} <100>	G
▲	{255} <511̄>	TC
⊗	{111} <112̄>	Y
⊙	{111} <110̄>	Z
◇	{001} <110>	rotW
▣	{011} <011̄>	rotG
⊗	{168} <211̄>	S/B
⊕	{025} <100>	W <sub>RD</sub>
□	{001} <100>	W
▷	{112} <110̄>	A

Figura 5- Algumas orientações típicas de deformação e de recristalização no espaço de Euler.

mecanismo produz núcleos que possuem orientações iguais à de sua matriz deformada. Durante o processo de crescimento, estas orientações são mantidas; porém, em comparação com a intensidade da orientação tipo cubo, as texturas retidas de deformação são menos intensas.

#### Nucleação em bandas de cisalhamento

Bandas de cisalhamento são heterogeneidades de deformação ocasionalmente encontradas em ligas de alumínio que contêm partículas finas e cisalháveis ou com alto teor de magnésio em solução sólida [33]. As bandas de cisalhamento no alumínio formam um ângulo aproximado de 35° com a direção de laminação e são sítios favoráveis à nucleação durante o recozimento, pois nestas bandas estão concentradas alta densidade de defeitos, que levam ao rápido crescimento de subgrãos durante a recuperação [2]. Para o alumínio deformado, é esperado que a orientação Goss e a orientação (013)<231> sejam provenientes da nucleação em bandas de cisalhamento. Para baixas deformações, as bandas de cisalhamento são muito finas e, conseqüentemente, não conseguem atingir um tamanho crítico para crescer.

Experimentalmente, conforme relatado por Engler [37], para baixas deformações, é esperada a orientação (013)<231> e para altas deformações, a orientação Goss. Este fato sugere que a orientação Goss necessita de alta

deformação e, portanto, deve nuclear dentro da banda e que a orientação (013)<231>, que não necessita de alta deformação, deve nuclear fora da banda.

#### Nucleação estimulada por partículas de segunda fase

Em ligas de alumínio que contêm precipitados grandes e incoerentes (> 1 µm) antes da deformação, pode ser observada a nucleação em torno das partículas. Este efeito é devido à alta densidade de defeitos e à alta energia armazenada na matriz ao redor dos precipitados [34,35]. Ao redor dessas partículas ocorrem durante a deformação plástica arranjos de discordâncias geometricamente necessárias, as quais durante a recuperação se rearranjam rapidamente para formar subgrãos. Durante o recozimento, ocorre crescimento de subgrão e os subcontornos absorvem defeitos e aumentam sua energia e mobilidade, formando contornos de alto ângulo. Finalmente, ao exceder o tamanho de aproximadamente 1 µm, alguns dos subgrãos aumentados tornam-se núcleos e aptos a crescer fora da zona deformada [45]. Este processo geralmente leva a uma textura ao acaso ou a uma reprodução difusa da textura de deformação anterior à recristalização. Este fato é outro argumento favorável à teoria da nucleação orientada, uma vez que a nucleação estimulada por partículas leva a formação de núcleos com orientação ao acaso e se o mecanismo de crescimento orientado não for predominante, o

resultado seria a textura ao acaso. Sob certas circunstâncias, a nucleação estimulada por partículas pode contribuir para o desenvolvimento da textura  $\{011\}\langle 122\rangle$  em chapas de alumínio [45].

#### Texturas de recristalização de ligas CFC de baixa EDE

Se, por um lado, as texturas de laminação e de recristalização de aços inoxidáveis austeníticos têm sido muito estudadas nas últimas 3 décadas, por outro lado, a textura de recristalização não tem sido bem descrita na literatura [41-45]. Existe, por exemplo, uma grande quantidade de evidências que sugerem que o crescimento anormal de grãos produz um alto grau de orientações preferenciais em metais CFC e sua ligas [46,47].

A textura de um aço austenítico, contendo 18,6%Cr-9,5%Ni (AISI 304), muda gradualmente da textura tipo latão  $\{110\}\langle 112\rangle$ , para a textura tipo cobre  $\{123\}\langle 412\rangle$ , com o aumento da temperatura de deformação de 200°C para 800°C [47]. Aumento de temperatura causa certamente aumento da mobilidade das discordâncias e provavelmente também causa aumento da energia de falha de empilhamento. Resultados similares foram obtidos em aços do tipo 18%Cr-9%Ni após laminação a quente [48]. A textura tipo latão também é predominante em aços AISI 316L após laminação a frio de 40, 70 e 90% [49]. Resultados similares foram obtidos para aços laminados a frio contendo 18%Cr e 10, 12 e 14%Ni, assim como em aços estabilizados com nióbio com 20%Cr-25%Ni [51]. De uma maneira geral, pode-se dizer que a textura de laminação de aços austeníticos à base de cromo e níquel, pode ser na maioria dos casos descrita por uma forte textura  $\{110\}\langle 112\rangle$ , e de várias componentes de baixa intensidade do tipo  $\{110\}\langle 001\rangle$ ,  $\{135\}\langle 211\rangle$  2  $\{211\}\langle 011\rangle$  [42].

Os resultados da textura de recristalização mostram um consenso muito pobre quando comparados àqueles da textura de laminação. Apesar disto, em várias investigações [48-50], a textura de recristalização foi descrita como  $\{113\}\langle 211\rangle$ . Além disto, muitas ligas CFC de baixa energia de defeito de empilhamento foram descritas com a mesma orientação. Esta orientação pode ser obtida segundo a teoria do crescimento orientado, que prevê o crescimento das orientações rotacionadas de 40° da direção

$\langle 111\rangle$ , consumindo a componente de laminação  $\{110\}\langle 112\rangle$ .

#### 5. Texturas de recristalização em metais CCC

O maior interesse relativo no controle de textura em materiais CCC deve-se principalmente à necessidade do controle de textura dos aços para estampagem profunda e dos aços elétricos. Estes dois assuntos, conforme já foi mencionado anteriormente, são discutidos em outros capítulos deste livro. Ainda assim, cabem aqui alguns comentários que ilustram e esclarecem a discussão sobre as teorias da textura de recristalização. No caso de aços para estampagem, a necessidade tecnológica é maximizar a textura de fibra  $\{111\}$ . Conhece-se tecnologicamente como obter esta fibra, mas a explicação científica para tal fato ainda é obscura. O fator de Taylor da componente de fibra  $\{111\}$  é o mais alto nas componentes da textura de laminação (portanto tem maior energia armazenada). Por analogia com metais CFC, se a nucleação ocorre das regiões de menor para maior energia armazenada, com crescimento das orientações rotacionadas de 40° da direção  $\langle 111\rangle$ , consumindo a componente de laminação, era de se esperar que as componentes  $\{111\}$  fossem consumidas rapidamente [35]. O que se nota é um fortalecimento da fibra  $\{111\}$ , após a recristalização [52], e as medidas da desorientação na recristalização não mostram nenhuma particularidade importante no contorno de grão. Portanto, a nucleação da fibra  $\{111\}$  na matriz deformada deve ser oriunda da nucleação orientada.

Em metais CFC, a componente cubo, que possui o menor fator de Taylor, se desenvolve em microestruturas isentas de bandas de cisalhamento e de altas densidades de partículas, consumindo componente de textura de deformação com fator de Taylor mais alto [34].

Um grande desafio é explicar a formação de textura de recristalização em metais CCC que apresentam a textura de fibra  $\{111\}$ , sendo que a textura de deformação apresenta textura de fibra  $\{111\}$ , similares à da recristalização, e em metais CFC, a ocorrência de textura de recristalização tipo cubo,  $\{100\}\langle 001\rangle$ , em matriz com texturas de deformação tipo S.

Por fim, várias questões sobre recristalização continuam não respondidas e revelam uma

deficiência de conhecimento a respeito das propriedades do contorno de grão. O processo de nucleação depende fortemente da variação e mobilidade do contorno e da energia entre as regiões contornos (também função da orientação de cada região). Além disto, os dados disponíveis entre as relações de orientações estão limitados fundamentalmente aos contornos  $\langle 111 \rangle$  ou  $\langle 100 \rangle$  (105) [34].

#### Textura de recristalização secundária

A grande quantidade de estudos sobre recristalização secundária é, pela sua importância tecnológica, sobre textura de Goss em aços elétricos [46,47,52]. O controle e a obtenção de aços elétricos com esta textura são relativamente bem dominados pela indústria. A obtenção de grão orientados em aços silício passa por um tratamento termomecânico conveniente (isto é, laminação a quente, seguida de laminação a frio, recristalização primária e recristalização secundária). O material final contém grãos muito grandes, da ordem de vários centímetros, com orientação da ordem de 3 a 5° da textura ideal de Goss. Apesar disto, os detalhes dos mecanismos de formação desta textura não são muito claros. Evidentemente, a origem de tal quantidade de grãos Goss é função da microestrutura do início da recristalização primária. A quantidade de grãos Goss durante a recristalização primária é muito pequena, mas servirá como núcleo para a recristalização secundária [52]. Essencialmente, existem na literatura dois mecanismos propostos para explicar o mecanismo de formação da textura Goss durante o crescimento anormal de grãos [46,47]. O primeiro origina-se da sugestão que os sítios de coincidência da rede (SCR) entre os grãos adjacentes é o fator preponderante na recristalização secundária de aço silício. De acordo com esse modelo, os contornos com grãos orientados com textura Goss são mais frequentes com aqueles com SCR. Além disto, na presença de precipitados, os contornos de grão com SCR

possuem maior mobilidade do que os outros contornos. O segundo mecanismo é baseado na hipótese que a alta mobilidade advém do chamado “contorno de alta energia” (CAE), definido como contorno entre grãos com relação de orientação entre 20 e 45°. Novamente, a vantagem competitiva dos grãos com orientação Goss é que eles estão rodeados por contornos CAE com uma frequência maior, se comparados com outros grãos.

#### 6. Textura de recristalização de chapas com estrutura HCP

As texturas de recristalização de chapas com estrutura hexagonal são em geral aquelas obtidas na deformação (textura retida da deformação). Porém, pode ocorrer mudança da textura de deformação durante a recristalização. Por exemplo, no caso do recozimento do titânio  $\alpha$ , aparece a textura de recristalização  $(02\bar{2}5)\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ , que está relacionada com a textura de deformação por uma rotação de 30° do eixo  $\langle 0001 \rangle$ . O recozimento de chapas de zircônio entre 400 e 600°C desenvolve a componente  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  próxima à direção de laminação.

#### 7. Fios extrudados de metais com estrutura CFC, CCC ou HCP

Nestes casos, a textura de deformação é retida após a recristalização e durante o crescimento de grão, mas a intensidade de cada componente de textura pode ser alterada. Em cobre, por exemplo, baixa temperatura de recozimento reforça as componentes  $\langle 100 \rangle$  e  $\langle 112 \rangle$  da textura de deformação, que são paralelas ao eixo da fibra, enquanto as componentes  $\langle 112 \rangle$  e  $\langle 111 \rangle$  são as que se destacam após a recristalização em altas temperaturas.

Finalmente, a Tabela 2 (a e b) apresenta de forma resumida as texturas esperadas para cada tipo de estrutura cristalina em função do processamento mecanotérmico [53].

TEXTURAS DE RECRISTALIZAÇÃO

Tabela 2 (a)- Resumo da textura de metais obtida através de vários tipos de processamento (a).<sup>1</sup>

Estrutura do Cristal	Textura Ideal (b)
<i>Bruto de Fundição (Eixo da Fibra dos Grãos Colunares)</i>	
cfc	<100>
ccc	<100>
hcp: Cd, Zn Mg	<10 $\bar{1}$ 0> //, (0001) $\perp$ <2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0> //, {20 $\bar{2}$ 5} $\perp$
hex: (Co,Cu) <sub>5</sub> Sm (Co,Cu) <sub>5</sub> Ce	[0001] [0001]
tet: $\beta$ -Sn	<110>
romb: Bi	<111>
<i>Deposição de Filmes</i>	
cfc	<111>
ccc	<110>
cp	[0001]
<i>Trefilação, Forjamento Rotativo, Extrusão</i>	
cfc	<111> + <100> (c)
ccc	<110>
hcp: Zn, baixa deformação Zn, alta deformação Mg, < 450°C Mg, > 450°C Be, Hf, Ti, Zr	[0001] [0001] a 70° do eixo do fio <10 $\bar{1}$ 0> <2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0> <10 $\bar{1}$ 0>
orto: U	<010> + <410>
<i>Recristalização após Trefilação</i>	
cfc	<111> + <100>; também <112>
ccc	<110>
hcp: Be Ti, Zr	<10 $\bar{1}$ 0> <11 $\bar{2}$ 0>
orto: U	<431> + <100>
<i>Compressão Uniaxial</i>	
cfc	<110>
ccc	<111> + <110>
hcp: Mg, Co (?) Hf, Ti	[0001] [0001] a 10-30° do eixo de compressão

(a) Esta tabela resume as texturas mais intensas de acordo com a estrutura cristalina do cristal. Variações grosseiras para metais com estrutura cristalina conhecida estão listadas separadamente. A composição das ligas é dada em porcentagem em peso;

(b) A direção do reticulado paralela ao eixo da fibra está listada, exceto onde as direções paralelas (//) e normal ( $\perp$ ) ao eixo são conhecidas. Para texturas de chapa, tanto o plano do reticulado paralelo ao plano de laminação como a direção do reticulado paralela ao eixo da fibra estão listados. Algumas texturas compreendem duas componentes superpostas, formando uma textura dúplex;

(c) Porcentagem aproximada da componente <100>: Al, Pb, Co-10Fe, Cu-8Al (< 10%); Au (15%); Ni, 4Mo-79Ni-17Fe, Cu, Cu-2Al, Cu-4Al, Co-35Ni (25 a 35%); Co-40Ni (50%); Ag (>90%);

<sup>1</sup> Veja o significado destas letras entre parênteses após a apresentação da tabela.

Tabela 2 (b) - Resumo da textura de metais obtida através de vários tipos de processamento (a).

Estrutura do Cristal	Textura Ideal (b)
<i>Recristalização após Compressão Uniaxial ou Forjamento Rotativo</i>	
cfc: Al, Cu, latão- $\alpha$	$\langle 110 \rangle$
ccc: Fe	$\langle 111 \rangle$
hcp: Mg	$[0001]$
<i>Laminação a Frio</i>	
cfc: Al, Cu, Cu-Ni, Au, Ni, Ni-Fe, Pd, Th, Rh, Pb-0,26Ca Ag, Yb, Ni-15Mo, Ni-50Co, Co-10Fe, aço inox 18-8, ligas de Cu (d)	$\{100\}\langle \bar{1}12 \rangle + \{112\}\langle 11\bar{1} \rangle$ $\{110\}\langle \bar{1}12 \rangle +$ disperso em torno de $\{110\}$ para $\{110\}\langle 001 \rangle$
ccc	$\{001\}\langle 110 \rangle +$ disperso em torno de $\langle 110 \rangle$ para $\{\bar{1}12\}\langle 110 \rangle$ ; também $\{11\bar{1}\}\langle 112 \rangle$
hcp: Cd, Zn Mg, Co Ti-Al (>2% Al) Be, Hf, Zr, Ti, Ti-Cb, Ti-Ta, Ti-Zr	$[0001]$ para 20-25° de DN na direção de DL (e) $[0001] // DN$ (e) $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$  $[0001]$ para 20-40° de DN na direção de DT, $\langle 10\bar{1}0 \rangle // DL$ (e)
orto: U < 300 a 400°C U > 500°C	$\{103\}\langle 010 \rangle$ $\{1\bar{4}6\}\langle 410 \rangle + \{103\}\langle 010 \rangle$
<i>Recristalização Após Laminação a Frio</i>	
cfc: Al, Au, Cu, Cu-Ni, Fe-Cu-Ni, Ni, Ni-Fe, Th Ag, Ag-30Au, Ag-1Zn, Cu-(5-39Zn), Cu-(1-5Sn), Cu-0,5 Be, Cu-0,5 Cd, Cu-0,05P, Co-10Fe	$\{100\}\langle 001 \rangle$  $\{113\}\langle 21\bar{1} \rangle$
ccc: Mo Fe, Fe-Si, V  Fe-Si  Ta W < 1800°C W > 1800°C	mesma textura de deformação $\{111\}\langle \bar{2}11 \rangle$ e $\{001\} + \{112\}$ com $\langle \bar{1}10 \rangle$ a 15° de DL (e)  $\{110\}\langle 001 \rangle$ após 2 etapas de laminação e recozimento (textura tipo Goss); também $\{110\}\langle 001 \rangle$ , $\{100\}\langle 001 \rangle$ após recozimento em altas temperaturas (>1100°C)  $\{111\}\langle \bar{2}11 \rangle$ mesma textura de deformação $\{001\}\langle \bar{1}10 \rangle$ a 12° de DL (e)
hcp	mesma textura de deformação
orto: U	$\{103\}\langle 010 \rangle$

(a) Esta tabela resume as texturas mais intensas de acordo com a estrutura cristalina do cristal. Variações grosseiras para metais com estrutura cristalina conhecida estão listadas separadamente. A composição das ligas é dada em porcentagem em peso;

(d) Ligas binárias de Cu contendo mais que 4%Al, 3,5%As, 5%Mg, 4%Mn, 1%P, 3%Sb, 3%Sn ou 10%Zn;

(e) DN = direção normal; DL = direção de laminação; DT = direção transversal.

### 8. Perspectivas futuras

Uma situação idealizada e desejável para o controle da textura de recristalização seria poder correlacionar entre si os locais de nucleação, os mecanismos de nucleação atuantes em cada sítio, as relações de orientação que favorecem o crescimento de grãos e a componentes de textura resultantes. Para efeito de produção industrial, seria necessário estabelecer relações com os processos (laminação, forjamento, extrusão, trefilação e etc) e com variáveis de processo, tais como modo, quantidade, velocidade e temperatura de deformação e as condições de recozimento (temperatura, velocidade de aquecimento, atmosfera e etc). Embora o conhecimento disponível hoje seja considerável, pode-se dizer que o controle da textura final de recristalização ainda está longe de ser atingido. Por outro lado, para alguns produtos, tais como aços baixo-carbono para estampagem e aços ao silício, já é possível obter ou evitar determinadas componentes de textura.

Quanto à recristalização, é necessário se fazer investigações "in situ" no seu estágio inicial. Neste caso, em particular, a difusão rápida da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), de maneira automatizada, na última década e o arranjo experimental utilizando luz síncrotron, montado recentemente por Dorte Juul Jensen [54], oferecem boas perspectivas de avanços do conhecimento na área. Este arranjo experimental, denominado "3 Dimensional X-Ray Diffraction Microscopy (3DXRD)", foi montado no *European Synchrotron Radiation Facility* (ESRF), na França, e permite a determinação da orientação cristalográfica e das tensões elásticas de pequenos volumes ( $0,3 \mu\text{m}^3$ ) de amostras relativamente grandes, na faixa de dimensões de  $\text{mm}^3$  a  $\text{cm}^3$ . A radiação síncrotron incide sobre a amostra, que pode ser aquecida e estar sofrendo, por exemplo recristalização, permitindo o acompanhamento "in situ" dos fenômenos que ocorrem dentro da mesma. Neste ponto, é conveniente lembrar que, dentre as transformações de fases, a recristalização talvez seja a mais heterogênea, sendo necessária a análise de volumes amostrais estatisticamente significativos para o seu acompanhamento. Por outro lado, o núcleo de recristalização tem dimensões da ordem de  $1 \mu\text{m}$ . O aparato montado por Juul Jensen contempla e supera essas duas dificuldades experimentais.

Enquanto a técnica de EBSD permite relacionar os locais de nucleação com os componentes de textura resultantes, possibilitando um número enorme de medidas em tempos factíveis [55], a técnica desenvolvida por Juul Jensen [54] permite a determinação "in situ" da distribuição espacial dos locais de nucleação, a determinação das relações de orientação na nucleação, a determinação "in situ" da velocidade de nucleação e a determinação "in situ" da velocidade de crescimento de grãos individualizados.

Doherty e co-autores [34] listam uma série de recomendações para trabalhos futuros, onde sugerem estudos para melhor entendimento desde o estado inicial, que inclui conhecimento e previsão da microestrutura deformada a partir de seu estado inicial (tamanho de grão, densidade de partículas e soluto em solução sólida) até o estado recristalizado. Para a matriz deformada, é necessário ampliar o conhecimento sobre as relações de orientação entre o contorno da matriz homogeneamente deformada e as bandas de transição, sendo que a distância e a desorientação devem ser conhecidas, assim como a dependência das orientações com a energia armazenada e os detalhes da localização das deformações.

Além disto, para ligas que contêm partículas, é necessário o estudo da influência do tamanho, forma e distribuição de orientações da zona de deformada pelas partículas em função da deformação, tamanho de partícula e orientação dos grãos.

Em relação à teoria de nucleação orientada, os esforços devem ser direcionados, estudando-se a importância relativa nas ligas com:

- i) baixa energia armazenada;
- ii) nucleação estimulada por partículas;
- iii) maclas e
- iv) nucleação em bandas de cisalhamento

Em relação à teoria de crescimento orientado, os esforços devem se concentrar na determinação da mobilidade relativa nas diferentes classes de contornos de grão.

### 9. Referências Bibliográficas

1. STÜWE, H. P. & FAUSTMANN, J. *Introducción a las texturas de los materiales metálicos*. Editorial Montecorvo, Madrid, 1969.
2. HJELÉN, J.; ORSUND R. & NES E. Overview #93: On the origin of recrystallization textures in aluminum. *Acta Metallurgica e Materialia*, vol. 39:(7), pp. 1377-1404, 1991.
3. BLUM, W. E. & MCQUEEN, H.J. Dynamics of recovery and recrystallization. *Materials Science Forum*, vol. 217, pp. 31-42, 1996.
4. LOW, M. Determinação do estágio inicial da recristalização em ligas de alumínio por difração de raios-X. *Dissertação de Mestrado*. IPEN/CNEN-SP, Universidade de São Paulo, 113 páginas, 2000.
5. PADILHA, A.F. & SICILIANO Jr., F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, São Paulo, 1996.
6. HAESSNER, F. *Systematic survey and basic problems of recrystallization*. In: HAESSNER, F. (ed.); *Recrystallization of metallic materials*, Dr. Riederer Verlag, pp. 1-3, Stuttgart, 1978.
7. BOLLMANN, W. Electron-microscopy observations on the recrystallization of nickel. *Journal of the Institute of Metals*, vol. 87, pp. 439-443, 1959.
8. BECK, P.A. & SPERRY, P.R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum. *Journal of Applied Physics*, vol. 21, pp. 150-152, 1950.
9. BAILEY, J.E. Electron microscope observations on the annealing processes occurring in cold worked silver. *Philosophical Magazine*, vol. 5, pp. 485-497, 1960.
10. BAILEY, J.E. & HIRSCH, P.B. The recrystallization process in some polycrystalline metals. *Philosophical Magazine*, vol. 267, pp. 11-30, 1962.
11. BAILEY, J.E. *Electron microscope observations on recovery and recrystallization process in cold worked metals*. In: THOMAS, G. & WASHBURN, J. (eds.); *Electron Microscopy and Strength of Crystals*; pp. 535-564, Interscience, New York, 1963.
12. CAHN, R.W. A new theory of recrystallization nuclei. *Proceedings of the Physical Society of London*, vol. 63 (4A), pp. 323-336, 1950.
13. BECK, P.A. The formation of recrystallization nuclei. *Journal of Applied Physics*, vol. 20, pp. 633-634, 1949.
14. SMITH, C.S. Discussion on paper by Mr. Bowles, J.S. and Dr. Boas, W.: The effect of crystal arrangements on 'secondary recrystallization' in metals. *Journal of the Institute of Metals*, vol. 74, pp. 742-58, 1947/48.
15. HU, H. Annealing of silicon-iron single crystals In: HIMMEL, L. (ed.); *Recovery and Recrystallization in Metals*, pp. 311-362, Interscience, New York, 1963.
16. HU, H. Recrystallization by subgrain coalescence. In: THOMAS, G. & WASHBURN, J. (eds.); *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, pp. 564-573, Interscience, New York, 1963.
17. LI, J.C.M. Possibility of subgrain rotation during recrystallization. *Journal of Applied Physics*, vol. 33, pp. 2958-2965, 1962.
18. DOHERTY, R.D. & SZPUNAR, J.A. Kinetics of subgrain coalescence - a reconsideration of the theory. *Acta Metallurgica*, vol. 32, pp. 1789-1798, 1984.
19. RAY, R.K.; HUTCHINSON, W.B. & DUGGAN, B.J. A study of the nucleation of recrystallization using HVEM. *Acta Metallurgica*, vol. 23, pp. 831-840, 1975.
20. KREISLER, & DOHERTY, R.D. Structure of well defined deformation bands and formation of recrystallization nuclei in aluminium. *Metal Science*, vol. 12, pp. 551-560, 1978.
21. SANDSTRÖM, R.; LEHTINEN, B.; HEDMAN, E.; GROZA, I. & KARLSSON, S. Subgrain growth in Al and Al-1%Mn during annealing. *Journal of Materials Science*, vol. 13, pp. 1229-1242, 1978.
22. VARMA, S.K. & WILLITIS, B.L. Subgrain growth in aluminum during static annealing. *Metallurgical Transactions A*, vol. 15A, pp. 1502-1503, 1984.
23. McQUEEN, H.J. & JONAS, J.J. *Recovery and recrystallization during high temperature deformation*. In: *Treatises on Materials Science and Technology*, vol. 6 (Plastic Deformation of Materials), pp. 393-493, 1975.
24. DOHERTY, R.D. *Nucleation*. In: HAESSNER, F. (ed.); *Recrystallization in*

- Metallic Materials, Dr. Riederer Verlag, pp. 23-61, Stuttgart, 1978.
25. JONES, A.R.; RALPH, B. & HANSEN, N. Subgrain coalescence and the nucleation of recrystallization at grain boundaries in aluminum. *Proceedings of the Royal Society of London*, vol. 368A, pp. 345-357, 1979.
26. JONES, R.; RALPH, B. & HANSEN, N. Nucleation of recrystallization in aluminium containing dispersions of alumina. *Metal Science*, vol. 13, pp. 149-154, 1979.
27. JONES, A.R. *Grain boundary phenomena during the nucleation of recrystallization*. In: Grain-Boundary Structure and Kinetics, ASM, pp. 379-425, Metals Park, Ohio, 1980.
28. DOHERTY, R.D. & CAHN, R.W. The effect of a dispersed second phase on the recrystallization of aluminium-copper alloys. *Journal of the Institute of Metals*, vol. 91, pp.332-338, 1962/63.
29. FRAIVE, P. & DOHERTY, R.D. Nucleation of recrystallization in compressed aluminium: studies by electron microscopy and Kikuchi diffraction. *Journal of Materials Science*, vol. 14, pp. 897-919, 1979.
30. NES, E. Recovery revisited. *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 43, pp. 2189-2207, 1995.
31. BURGERS, W.G. & LOUWERSE, P.C. Über den Zusammenhang zwischen Deformationsvorgang und Rekristallisationstextur bei Aluminium. *Zeitschrift für Physik*, vol. 67, pp. 605-678,
32. ENGLER, O. On the origin of the R orientation in the recrystallization textures of aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A.*, vol. 30:(6), pp. 1517-1527, 1999.
33. ENGLER, O. An EBSD local texture study on the nucleation of recrystallization at shear bands in the alloy Al-3Mg. *Scripta Materialia*, vol.44:(2), pp. 229-236, 2001.
34. DOHERTY, R.D.; HUGHES, D.A.; HUMPHREYS, F.J.; JONAS, J.J.; JENSEN, D.J.; KASSNER, M.E.; KING, W.E.; MCNELLEY, T.R.; MCQUEEN, H.J. & ROLLETT, A.D. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A-structural materials properties microstructure and processing*. vol. 238:(2), pp. 219-274, 1997.
35. HUMPHREYS, F.J. & HATHERLY, M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Pergamon Press, Oxford, 1995.
36. HAESNER, F. In: HAESSNER, F. (ed.); *Recrystallization in Metallic Materials*, 2<sup>nd</sup> Edition, Dr. Riederer Verlag, pp. 23-61, Stuttgart, 1978.
37. ENGLER, O.; VATNE, H.E.; NES, E. The roles of oriented nucleation and oriented growth on recrystallization textures in commercial purity aluminium. *Materials Science and Engineering A-structural materials properties microstructure and processing*, vol. 205:(1-2), pp. 187-198, 1996.
38. RAY, R. K.; JONAS, J. J. & HOOK, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *International Materials Reviews*, vol. 39, pp. 129-171, 1994.
39. HUTCHINSON, W.B. Recrystallization textures in iron resulting from nucleation at grain-boundaries. *Acta Metallurgica*, vol. 37:(4), pp.1047-1056, 1989.
40. DOHERTY, R.D. Recrystallization and texture. *Progress in Materials Science*, vol. 42:(1-4), pp. 39-58, 1997.
41. PADILHA, A.F.; DUTRA, J.C. & RANDLE, V. Interaction between precipitation, normal grain growth and secondary recrystallization in austenitic stainless steel containing particles. *Materials Science and Technology*, vol. 15:(9), pp. 1009-1014, 1999.
42. BUNGE, H.J. *Mathematische Methoden der Texturanalyse*. Akademie-Verlag, Berlin, 1969.
43. SMALLMAN, R.E. & LEE, C.S. Advances in the theory of deformation and recrystallization texture formation. *Materials Science and Engineering A-structural materials properties microstructure and processing*, vol. 184:(2), pp. 97-112, 1994.
44. ENGLER, O.; KONG, X.W. & YANG, P. Influence of particle stimulated nucleation on the recrystallization textures in cold deformed Al-alloys - Experimental observations. *Scripta Materialia*, vol. 37:(11), pp. 1665-1674, 1997.
45. PADILHA, A.F.; RANDLE, V. & MACHADO, I.F. Microstructure and microtexture changes during solution nitriding to produce austenitic case on ferritic-austenitic duplex stainless steel. *Materials Science and Technology*, vol. 15:(9), pp. 1015-1018, 1999.

46. MORAWIEC, A. Grain misorientations in theories of abnormal grain growth in silicon steel. *Scripta Materialia*, vol. 43:(3), pp. 275-278, 2000.
47. LEE, D.N. & JEONG, The evolution of the Goss texture in silicon steel. *Scripta Materialia*, vol. 38:(8), pp. 1219-1223, 1998.
48. YUSHKOV, V.I.; ADAMESCU R.A.; MACHNEV, Y.S.; GAPEKA, T.M. & GELD, P.V. The developments in texture in stainless steels. *Materials Science and Engineering*, vol.64:(2), pp. 157-169, 1984.
49. DONADILLE, C.; VALLE, R.; DERVIN, P. & PENELLE, R. Overview 82 - Development of texture and microstructure during cold-rolling and annealing of fcc alloys - example of an austenitic stainless-steel. *Acta Metallurgica*, vol. 37:(6), pp. 1547-1571, 1989.
50. DICKSON, M.J. & GREEN, D. Cold-rolling and primary-recrystallisation textures of 18 percent chromium steels containing 10 percent, 12 percent and 14 percent nickel. *Materials Science and Engineering*, vol. 4:(5), pp. 304, 1969.
51. RANDLE, V. Simulation of mesotexture between deformed and recrystallized microstructures. *Materials Science and Technology*, vol. 6:(12), pp. 1231-1235, 1990.
52. SAMAJDAR, I.; CICALÉ, S.; VERLINDEN, B. et alli. Primary recrystallization in a grain oriented silicon steel: On the origin of Goss{110}[001] grains. *Scripta Materialia*, vol. 39:(8), pp. 1083-1088, 1998.
53. CHIN, G.Y. *Textured structures*. In: BEVER, M.B. (ed.); *Metals Handbook-Metallography, Structures and Phase Diagrams*, vol. 8, pp. 229-232, 8<sup>th</sup> edition, Metals Park, American Society for Metals, Ohio, 1973.
54. JUUL-JENSEN, D. *Experimental measurements of nucleation and growth rates*. In: GOTTSTEIN, G. & MOLODOV, D.A. (eds); *Recrystallization and grain growth*, vol. 1, pp. 73-86, Springer-Verlag, Berlin, 2001.
55. RANDLE, V. & ENGLER, O. *Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture and orientation mapping*. Gordon & Breach Science Pub., New York, 2000.