

- [1] H. Helman, P. R. Cetlin "Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais", 2ª edição, Fundação Christiano Ottoni, Belo Horizonte (1986).
- [2] J. J. Jonas, S. L. Semiatin "Formability & Workability of Metals – Plastic Instability & Flow Localization", American Society for Metals, Ohio (1984).
- [3] S. Matsuoka et alii. "Development of super deep drawable sheet steel by lubricant hot rolling in ferrite region" *Anais do International Symposium on Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties*, Institute of Ferrous Metallurgy, Rheinisch-Westphälischer Technische Hochschule (RWTH), Aachen, pp. 85-96 (1998).
- [4] R. Sebald et alii "Effect of friction on texture evolution in ferritic warm rolled IF steel" *Anais do International Symposium on Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties*, Institute of Ferrous Metallurgy, Rheinisch-Westphälischer Technische Hochschule (RWTH), Aachen, pp. 363-370 (1998).
- [5] P. D. Hodgson & M. R. Barnett "The thermomechanical processing of steels – current status and future trends" *Anais do Metal Forming 2000*, Akademia Gornicza Hutnicka, Cracóvia, Polónia,, pp. 21-28 (2000).
- [6] W. A. Backofen "Deformation Processing", 1ª edição, Cap. 7, p. 135, Addison Wesley, USA (1972).
- [7] G. S. MICAN, Deformation in Rolling, Iron and Steel Engineer Yearbook, 1949, pp. 77-91.
- [8] W. A. Backofen "Deformation Processing", 1ª edição, Cap. 5, p. 89, Addison Wesley, USA (1972).
- [9] E. C. S. Corrêa, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, *Comunicação Pessoal*.
- [10] C. A. Santos, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, *Comunicação Pessoal*.

Heterogeneidades de deformação: uma visão microscópica

H. R. Z. Sandim

1. Introdução

2. Evolução microestrutural durante a deformação

3. Heterogeneidades de deformação

- 3.1 Bandas de deformação
- 3.2 Bandas de dobramento
- 3.3 Bandas de transição
- 3.4 Bandas de cisalhamento
- 3.5 Microbandas

4. Conclusões

1. INTRODUÇÃO

Os metais com estrutura cúbica deformam-se plasticamente por dois mecanismos clássicos: escorregamento e maclação. A escolha do mecanismo depende fundamentalmente da energia de defeito de empilhamento (EDE), da taxa e da temperatura de deformação. De um modo geral, a maclação predomina em metais com estrutura cúbica de faces centradas quando a EDE é menor que 25 mJ.m^{-2} . No caso dos metais com estrutura cúbica de corpo centrado, a maclação é favorecida quando a deformação ocorre em baixas temperaturas e sob altas taxas de deformação [1]. Nos metais com estrutura hexagonal compacta, o escorregamento predomina apenas para baixas deformações, sendo favorecido principalmente nos planos basais. Com o aumento da deformação, o escorregamento é dificultado pela anisotropia do reticulado e a maclação passa a ser o mecanismo de deformação predominante.

Num agregado policristalino livre de textura, os grãos possuem orientações aleatórias. Durante a deformação plástica de policristais, uma combinação distinta de sistemas de deslizamento independentes pode ser ativada em cada cristal, uma vez que as restrições impostas pelos vizinhos variam de grão para grão. Deste modo, a natureza da estrutura de discordâncias formada durante a deformação plástica também pode variar de grão para grão. Diversos modelos baseados na plasticidade dos cristais foram propostos para explicar a textura de deformação em materiais policristalinos. O primeiro modelo para explicar a deformação de agregados policristalinos foi proposto por Sachs em 1928. Este modelo afirmava que os grãos deformavam-se como monocristais isolados, sem sofrer quaisquer restrições dos grãos vizinhos, ou seja, a deformação resultava da ação da máxima tensão cisalhante efetiva atuando em cada grão. O modelo proposto por Taylor em 1938 corrigiu esta distorção e levou em consideração a influência dos grãos vizinhos (restrições impostas). Este modelo preconiza a necessidade da atuação de pelo menos cinco sistemas de deslizamento **independentes** para que os grãos se deformassem com a mesma intensidade. Este modelo mostrou-se muito mais efetivo para descrever a deformação plástica em policristais. Ele explica razoavelmente o comportamento de materiais com grãos finos e equiaxiais, mas falha ao tentar prever o comportamento de metais com grãos grosseiros durante a deformação plástica. Para esta condição (grãos grosseiros e com morfologia não-equiaxial), o modelo aperfeiçoado por Kocks e Canova (*Relaxed Constraints Model - RC Model*) mostra que um número menor que cinco sistemas de deslizamento pode ser suficiente para manter a compatibilidade da deformação no sistema [1, 2]. No caso de grãos grosseiros, é plausível admitir que as restrições impostas pelos contornos adjacentes se manifestam mais intensamente junto aos contornos de grão, ou seja, um número maior de sistemas de deslizamento se faz necessário (mais próximo do modelo de Taylor), enquanto no interior do grão a deformação pode ocorrer mediante a ativação de um número menor de sistemas. Este comportamento diferenciado explica o surgimento de estruturas de discordâncias onde predominam maiores diferenças de orientação junto aos contornos de grão. Deste modo, as discordâncias de distribuem de modo heterogêneo no material levando à formação de um gradiente de deformação intragranular no material [3, 4].

A manutenção da compatibilidade da deformação entre os inúmeros grãos num agregado

policristalino requer, muitas vezes, que ocorram significativas rotações naqueles grãos que se encontram mais desfavoravelmente orientados (orientações instáveis). Estas rotações são a causa de um grande número de heterogeneidades de deformação e podem ser interpretadas como sendo componentes intergranulares, uma vez que a densidade de discordâncias varia significativamente de grão para grão. Estes gradientes de deformação levam à criação de gradientes de energia armazenada dentro do próprio grão e de um grão para outro, influenciando decisivamente na recuperação e na recristalização do material [5].

As heterogeneidades de deformação exercem influência significativa em diversos processos metalúrgicos. Do ponto de vista microestrutural, estas regiões possuem energia interna maior que a encontrada nas vizinhanças. Em consequência, propiciam condições satisfatórias para a ocorrência de corrosão localizada, atuam como sítios preferenciais para o início da recristalização e até mesmo a nucleação de trincas em condições particulares de carregamento, por exemplo. A busca de um modelo abrangente para prever o comportamento de metais durante a deformação plástica, especialmente a quente, requer o conhecimento prévio de como as heterogeneidades de deformação surgem, como elas se distribuem no material e qual é sua contribuição para a recristalização destes materiais [6]. No que tange a recristalização, estes modelos pretendem determinar a influência destas heterogeneidades na textura final do material e na distribuição de tamanhos de grão. Estas variáveis influenciam diretamente as propriedades mecânicas e a conformabilidade do material.

Existem duas maneiras clássicas para abordar as heterogeneidades de deformação [7]: a abordagem mecânica e a abordagem metalúrgica ou microestrutural. A abordagem mecânica utiliza-se de modelos baseados nas tensões macroscópicas que atuam no material (mecânica do meio contínuo), na geometria do corpo-de-prova e nas condições de carregamento. A abordagem microestrutural baseia-se na evolução das estruturas de discordâncias formadas durante a deformação plástica e da seleção dos sistemas de deslizamento preferenciais para a ocorrência destas heterogeneidades.

A ênfase deste trabalho será discutir o papel destas heterogeneidades de deformação na recristalização. Para isso, serão apresentados alguns exemplos práticos bem como dados quantitativos da distribuição da diferença de orientação (ψ) em amostras deformadas utilizando a técnica de difração de elétrons retroespalhados.

2. EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE A DEFORMAÇÃO

A microestrutura de um metal sofre sucessivas mudanças durante a deformação plástica. A primeira e mais óbvia é a mudança no formato dos grãos, que se tornam mais alongados, acompanhada de um considerável aumento na área total dos contornos de grão. Simultaneamente, discordâncias são geradas continuamente durante a deformação e passam a interagir entre si levando à formação de subestruturas mais complexas [1].

A deformação plástica ocorre em duas escalas, de acordo com o modelo da subdivisão dos grãos [8-10]. Macroscopicamente, os grãos grosseiros subdividem-se em diferentes componentes cristalográficos, por exemplo, pela rotação do cristal e formação de bandas de deformação e de cisalhamento [11]. Numa escala microscópica, o cristal continua a

subdividir-se com a multiplicação de discordâncias e a formação de contornos geometricamente necessários [12] para acomodar as crescentes diferenças de orientação entre os cristaltos. Estes contornos geometricamente necessários são formados por arranjos de discordâncias relativamente complexos. Células de discordâncias com morfologia equiaxial representam os menores volumes desta subdivisão. A diferença de orientação de uma célula para outra é baixa. Numa escala maior, grupos de células de discordâncias são separados por densas paredes de discordâncias (DDW – *dense dislocation walls*) e microbandas (MB – *microbands*) após pequenas e médias deformações. Com o aumento da deformação, as células de discordâncias tornam-se mais achatadas e as DDWs e MBs são substituídas por estruturas lamelares. Estas lamelas são delineadas pelos chamados contornos lamelares (LB – *lamellar boundaries*). Uma fração significativa destes contornos possui caráter de alto ângulo ($\psi > 15^\circ$). Com o aumento da deformação, estes contornos lamelares tendem a alinhar-se com a direção de laminação. Com o aumento da deformação plástica, a diferença de orientação entre as regiões delimitadas por esses contornos tende a aumentar com a respectiva diminuição do espaçamento interlamelar. A nomenclatura original proposta para estas estruturas foi mantida para fins didáticos. A Figura 1 mostra esquematicamente a evolução microestrutural típica de acordo com este modelo da subdivisão dos grãos [14].

Este modelo tem sido usado para descrever satisfatoriamente a evolução microestrutural de metais com estrutura cúbica de médias e altas EDE durante a deformação plástica [9, 11, 13, 14]. Deve-se ressaltar que a subdivisão dos grãos parece não ocorrer com a mesma intensidade em todos os grãos, mesmo em policristais com grãos finos [14]. Alguns grãos subdividem-se em cristaltos, onde predominam apenas pequenas diferenças de orientação. Estas regiões foram denominadas “*quiet regions*”, de acordo com a terminologia adotada por Hughes [14], e indicam uma provável dependência dos mecanismos de subdivisão dos grãos com a orientação cristalográfica. Sandim *et al* [15] relataram diferenças significativas quanto à subdivisão dos grãos em tântalo com estrutura

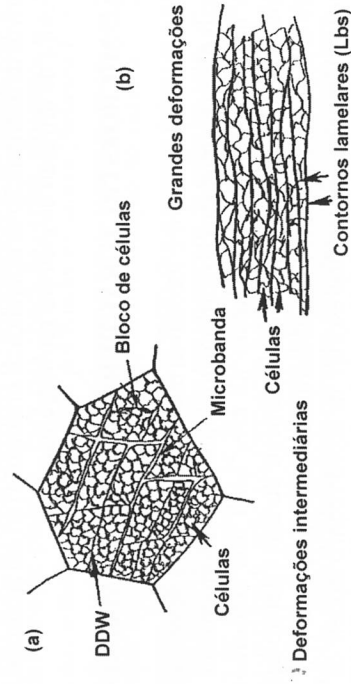


Figura 1: Desenho esquemático de microestruturas no estado encruado em amostras após: a) deformações intermediárias ($\epsilon = 0,06-0,80$) e b) grandes deformações ($\epsilon > 1$). Adaptado de [11].

oligocristalina deformado por forjamento rotativo a frio. Enquanto a maioria dos grãos subdividiu-se numa estrutura lamelar com uma fração significativa de contornos de alto ângulo (contornos lamelares), uma minoria deformou-se de modo mais estável, levando à formação de regiões com pequenos valores de ψ (metade superior da figura), mostra a Figura 2. Esta heterogeneidade microestrutural influi decisivamente no comportamento do material frente à recristalização uma vez que o potencial varia de grão para grão, ou seja, enquanto alguns grãos se recristalizam prontamente, outros sofrem intensa recuperação durante o recozimento (fenômeno também conhecido como *recristalização contínua*).

3. HETEROGENEIDADES DE DEFORMAÇÃO

A deformação plástica homogênea de um metal é dificilmente obtida na prática. Algumas características encontradas em metais durante a recristalização podem ser explicadas pela distribuição heterogênea de estruturas de discordâncias dentro do mesmo grão e de um grão para o outro. Dentro de um mesmo grão, estas diferenças são mais acentuadas quando se comparam às estruturas de discordâncias desenvolvidas no interior dos grãos e nas regiões próximas aos contornos de grão [2, 16]. Estas heterogeneidades originam-se devido às chamadas *instabilidades microestruturais* que ocorrem durante a deformação plástica. De um modo geral, materiais com grãos mais finos tendem a apresentar uma estrutura de deformação mais homogênea e, conseqüentemente, uma distribuição mais homogênea do potencial termodinâmico para recristalização.

As heterogeneidades de deformação tendem a ocorrer com maior frequência em metais com estrutura de grãos grosseiros [10, 11]. A literatura neste assunto é bastante vasta. Um exemplo clássico é o trabalho pioneiro de Barrett e Levenson [17], que relataram a presença de bandas visíveis a olho nu em alumínio policristalino subdividindo alguns grãos grosseiros

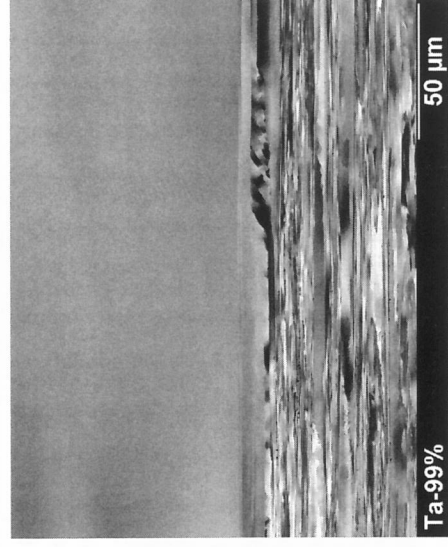


Figura 2: Microestrutura de uma amostra de tântalo forjada rotativamente a frio com 99% de redução em área. Seção longitudinal mostrando diferenças significativas quanto à subdivisão em dois grãos adjacentes. MEV, elétrons retroespalhados.

(*grain-scale bands*). Uma característica marcante observada neste tipo de heterogeneidade é que a diferença de orientação entre estas regiões bandeadas aumenta progressivamente à medida que o material se deforma. Este tipo de bandeamento tem sido observado em monocristais, bicristais e policristais de uma vasta gama de materiais metálicos e pode variar de umas poucas dezenas de micrometros até milímetros no comprimento e até cerca de 100 μm na largura [18]. Exemplos típicos destas heterogeneidades microestruturais incluem as bandas de deformação, de transição, de cisalhamento, de dobramento e as microbandas, entre outros. Esta variedade de nomes reflete, de algum modo, a origem ou a natureza destas bandas.

As heterogeneidades de deformação são regiões que apresentam maior densidade de defeitos cristalinos e geralmente exibem maiores diferenças de orientação que a encontrada na vizinhança. Consequentemente, estas regiões são locais preferenciais para a nucleação da recristalização. Os chamados “núcleos” de recristalização são regiões **pré-existent** no material no estado encruado e que são delimitadas por contornos de alto ângulo aptos a migrar mediante ativação térmica durante o recozimento [19]. A fração de núcleos potenciais para recristalização depende da deformação aplicada e está relacionada com a diferença de orientação entre estes cristais e a vizinhança e ainda do comportamento do material durante a deformação.

3.1 Bandas de deformação (“*deformation bands*”)

Bandas de deformação são encontradas com maior frequência em metais que apresentam elevada energia de defeito de empilhamento e grãos grosseiros. *A priori*, não existe uma deformação mínima necessária para a ocorrência de bandas de deformação, podendo ser visualizadas mesmo em cristais levemente deformados [2, 17]. A natureza das bandas de deformação tem sido extensivamente estudada nos últimos anos devido à sua grande relevância na formação da textura de deformação [20-22]. Uma definição bastante simples é que as bandas são regiões vizinhas dentro de um mesmo grão e que sofrem rotações distintas. A fronteira entre as bandas de deformação é delimitada pela presença das chamadas bandas de transição. Estas bandas são contornos planares formados por células de discordâncias alongadas e que exercem papel importante na nucleação de novos grãos (ver item 3.3). Existem dois mecanismos propostos para explicar o surgimento de bandas de deformação [1]. No primeiro, a deformação imposta ao cristal pode ser acomodada pela ativação de mais de um conjunto de sistemas de deslizamento. Neste caso, a deformação imposta leva à rotação do cristal em várias direções minimizando a energia requerida para deformação. No segundo tipo, as bandas são formadas quando diferentes regiões do mesmo grão experimentam deformações distintas, desde que a energia consumida para a deformação dentro destas bandas seja menor que a exigida para promover a deformação homogênea do cristal.

Lee *et al* [23, 24] propuseram uma teoria para explicar a formação das bandas de deformação, sugerindo uma dependência com a orientação inicial do cristal, com o tamanho de grão e com a deformação aplicada ao material. Observou-se também que o número de bandas formadas num grão é proporcional à raiz quadrada do tamanho de grão inicial. Outro aspecto importante é o fato de que as bandas de deformação requerem um número menor de sistemas de deslizamento para acomodar a mudança no formato dos grãos, apenas

dois sistemas independentes em alguns casos, demandando, assim, uma menor quantidade de energia para a deformação. A deformação dentro destas regiões bandeadas segue, portanto, o chamado “modelo das restrições relaxadas” proposto por Kocks e Canova.

A nucleação de novos grãos na recristalização ocorre preferencialmente em contornos bidimensionais de alta energia, tal como observado frequentemente nos contornos de grão. Entretanto, quando bandas de deformação estão presentes, a área total correspondente a este tipo de heterogeneidade aumenta bastante com a deformação, ultrapassa a área correspondente aos contornos de grão e passa a ser uma opção importante para a nucleação [20]. Isto pode ser observado claramente no exemplo apresentado na Figura 3; trata-se de um bicristal de nióbio de alta pureza laminado a frio até 70%. Os grãos que compunham este bicristal tinham cerca de 30 mm de largura e 100 mm de comprimento. Na Figura 3 (a) observa-se a presença de bandas regularmente espaçadas em um dos grãos. Após o recozimento a 800 °C por 1 h - Figura 3 (b) - novos grãos surgem preferencialmente nas regiões vizinhas a estas bandas e onde predominam grandes diferenças de orientação. Deve-se ressaltar que a morfologia e a quantidade de bandas variaram de um grão para outro neste experimento.

Com o auxílio da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), é possível mapear áreas significativas da microestrutura no estado encruado e determinar as rotações localizadas no cristal. A Figura 4 mostra o mapeamento realizado em um grão bastante grosseiro do bicristal de nióbio laminado a frio até 50%. Este grão fragmentou-se completamente numa estrutura bandeada. Observa-se que a orientação varia dentro das bandas e também fora delas. No caso das bandas de transição, a diferença de orientação pode chegar até 35°. Percebe-se que a orientação varia também dentro das bandas de deformação, porém, em menor magnitude (cerca de 8°). Esta diferença explica porque a recristalização começa a ocorrer preferencialmente junto às bandas de transição.

Uma visão geral da influência das heterogeneidades de deformação na recristalização, mesmo em materiais pouco deformados, é apresentada na Figura 5. Trata-se do mesmo bicristal de nióbio laminado até 33% de redução e recozido a 800 °C por apenas 1 h. Nela, é possível notar que a recristalização começa no contorno de grão do bicristal e também

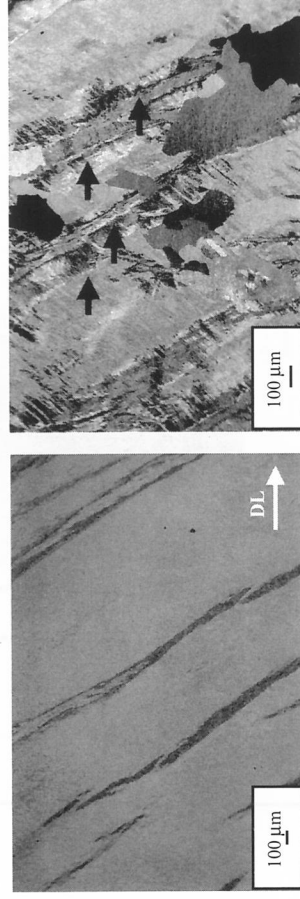


Figura 3: Microestrutura de nióbio de alta-pureza laminado a frio até 50%. a) bandas de deformação no estado encruado; b) detalhe ampliado da microestrutura após recozimento a 800 °C por 1 h evidenciado o surgimento de novos grãos junto às bandas. MEV, elétrons retroespalhados. A direção de laminação DL é comum às duas micrografias.

junto às regiões bandeadas, onde predominam grandes diferenças de orientação. Um aspecto evidenciado pelo contraste de orientação junto ao microscópio eletrônico de varredura é a presença de uma longa banda que se desenvolveu paralelamente ao contorno de grão (lado esquerdo da micrografia). É interessante observar que uma fração significativa dos novos grãos foi nucleada nesta banda.

3.2 Bandas de dobramento ("kink bands")

Este tipo de heterogeneidade pode ser interpretado como uma variante das bandas de deformação e não como um mecanismo alternativo de deformação plástica, tal como proposto originalmente por Orowan em seus experimentos com monocristais de zinco e de cádmio [25]. São bandas que separam regiões de mesma orientação, sendo caracterizadas por uma

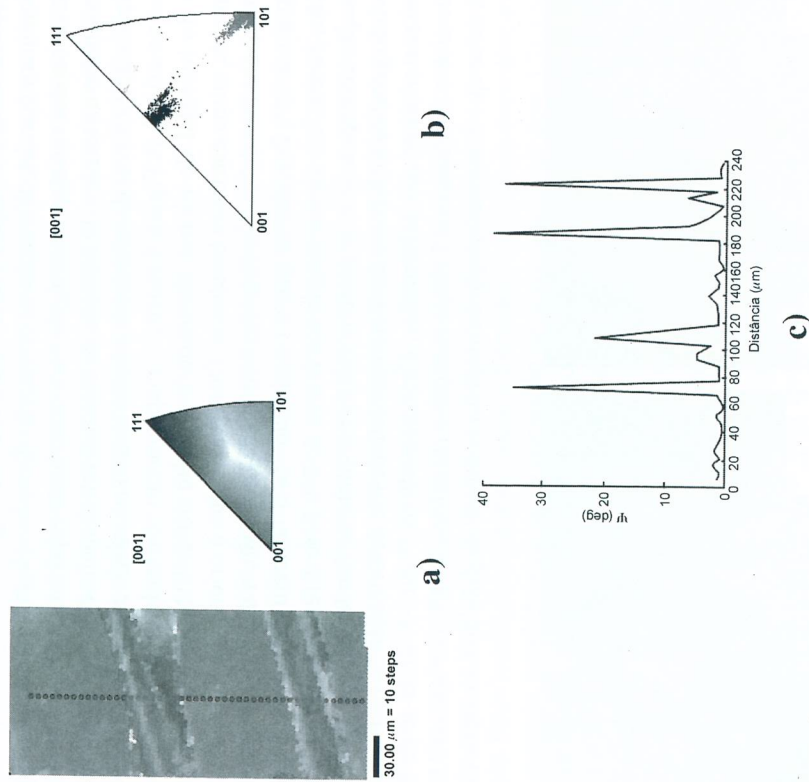


Figura 4: Resultados do mapeamento de um grão numa amostra de nióbio de alta pureza laminada até 50% de redução: a) imagem de orientação da região mapeada com o respectivo triângulo de referência para orientações; b) figura de pólo inversa referente a região mapeada (a cor preta refere-se às bandas e a cor vermelha à matriz do grão); c) variação de ψ ao longo da linha-teste (vermelha). Notar o espalhamento de orientações dentro da própria banda.

mudança progressiva da orientação no reticulado cristalino, diferentemente do que ocorre no caso da maclação mecânica, onde a mudança de orientação ocorre de modo abrupto [26].

As bandas de dobramento ocorrem entre regiões quase paralelas do cristal, desenvolvem morfologia lamelar na maioria dos casos, e envolvem uma mudança coletiva de orientação. O surgimento de bandas de dobramento tem sido usado para explicar a deformação ocorrida em depósitos rochosos, em compostos lamelares do tipo carbono-carbono, em compostos de matriz epóxi e em alguns carbonetos deformados por compressão a temperatura ambiente [27, 28].

As bandas de dobramento podem ser representadas de acordo com o desenho esquemático mostrado na Figura 6. Nela, pode-se observar a mudança de orientação de A para C e de C para A numa dada parte do cristal. Estas heterogeneidades têm sido comumente observadas em metais e ligas com baixa energia de defeito de empilhamento

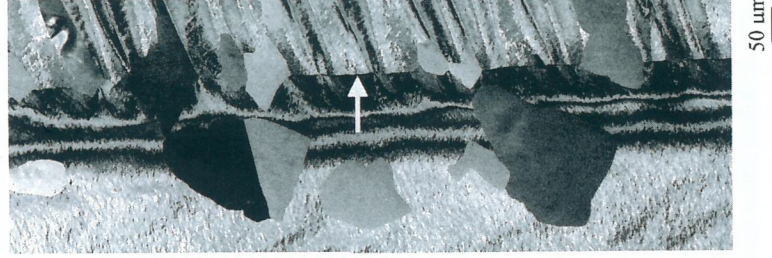


Figura 5: Microestrutura de um bicristal de nióbio laminado até 33% e recozido em vácuo a 800 °C por 1 h. Nucleação preferencial no contorno de grão e junto às heterogeneidades de deformação. MEV, elétrons retroespalhados. A seta indica a posição do contorno de grão neste bicristal. A barra vertical à esquerda marca a direção de laminação.

e em metais com estrutura hexagonal compacta [25]. Experimentos controlados podem reproduzir a formação deste tipo de heterogeneidade. Imagine um monocristal com estrutura hexagonal compacta, onde os planos basais encontram-se posicionados paralelamente ao eixo de aplicação de carga. Para baixas cargas de compressão, o cristal sofre flambagem de natureza elástica. Com o aumento da carga aplicada, a estrutura tende a colapsar plasticamente via formação de uma banda de dobramento durante a compressão do cristal [26]. Observou-se que este mecanismo é ativado em cristais onde a relação c/a é maior que 1,73 [27].

Uma explicação abrangente para a formação das bandas de dobramento foi apresentada por Hess e Barrett [26]. Os contornos das bandas de dobramento são formados por um grande número de discordâncias em cunha e de mesmo sinal, sendo responsáveis pela diferença de orientação gerada entre as partes dobradas e não-dobradas no cristal, tal como ilustra a Figura 7. Diferenças de orientação típicas encontradas nestes contornos podem superar 40° [27].

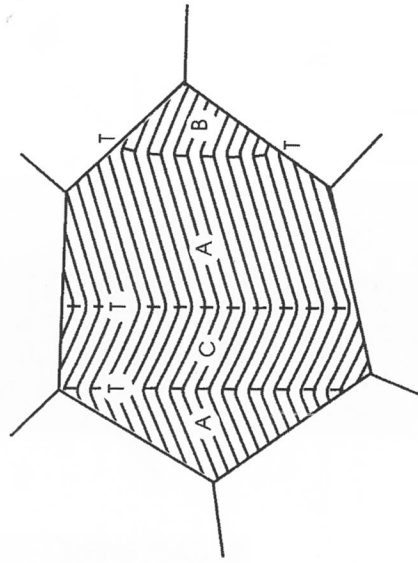


Figura 6: Diagrama esquemático de um grão mostrando bandas de deformação e de dobramento.

3.3 Bandas de transição ("transition bands")

As bandas de transição são estruturas de discordâncias que delimitam a fronteira entre duas bandas de deformação (ou mesmo de dobramento) e são caracterizadas por uma mudança abrupta de orientação [29, 30]. Uma banda de transição desenvolve-se quando volumes vizinhos de um mesmo grão deformam-se pela ação de diferentes sistemas de deslizamento levando a orientações finais distintas. Este tipo de heterogeneidade desempenha um importante papel na nucleação de novos grãos na recristalização [30, 31].

As bandas de transição são formadas por arranjos densos de discordâncias

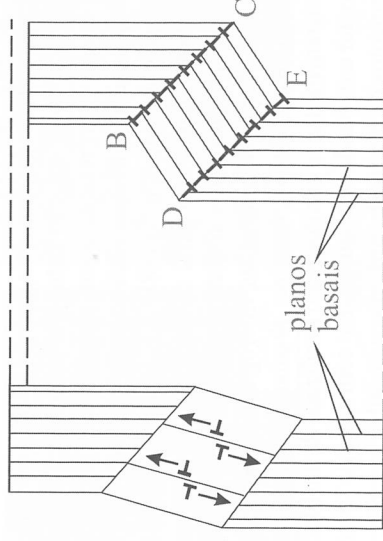


Figura 7: Desenho esquemático mostrando a formação de uma banda de dobramento num material com estrutura hexagonal compacta de acordo com o modelo proposto por Hess e Barrett [26]. Os segmentos BC e DE são os contornos da banda de dobramento.

geometricamente necessárias de modo a acomodar a elevada diferença de orientação entre regiões vizinhas [22]. As células de deformação dentro da banda de transição são menores e tendem a tornar-se mais alongadas com o aumento da deformação. As bandas de transição têm natureza planar (bidimensional) e estão confinadas no interior dos grãos, não ultrapassando seus contornos.

3.4 Bandas de cisalhamento ("shear bands")

Bandas de cisalhamento são regiões que sofreram acentuado escorregamento localizado durante a deformação plástica. Este escorregamento acentuado não segue um critério cristalográfico definido [1, 22, 32]. Essas bandas formam ângulos de aproximadamente 30 a 60° em relação à direção de deformação e podem ser facilmente identificadas com o auxílio de um microscópio óptico. As bandas de cisalhamento não se limitam a um determinado grão, podendo atravessar vários deles (*multi-grain scale*). Ocorrem frequentemente em metais altamente deformados a frio e com grãos grosseiros, em ligas de alumínio contendo elevados teores de magnésio ou cobre e também em ligas contendo partículas cisalháveis [33]. Uma revisão abrangente sobre a natureza deste tipo de heterogeneidade de deformação em amostras, onde predomina o estado de deformação plana, é apresentada em [34]. Metais puros como o níobio e o tântalo também apresentam este tipo de heterogeneidade de deformação [35-37]. A combinação de baixas temperaturas e altas taxas de deformação (usualmente $> 10^3 \text{ s}^{-1}$), tais como as obtidas durante a conformação por explosão, favorece o surgimento de bandas de cisalhamento.

Bandas de cisalhamento ocorrem durante a laminação até grandes reduções ϵ , dependendo da deformação aplicada e da espessura da chapa, colônias deste tipo de bandas tendem a agrupar-se de um lado ao outro da espessura levando à ruptura ou à formação de defeitos superficiais indesejáveis.

As bandas de cisalhamento favorecem a nucleação da recrystalização, pois propiciam significativas diferenças de orientação entre a estrutura de discordâncias desenvolvida dentro da própria banda e em relação a sua vizinhança. Exemplos representativos são apresentados no caso da recrystalização estática de Fe-Si [30] e também na recrystalização dinâmica de uma liga do sistema Cu-Ni [38].

A Figura 8 (a) mostra uma visão geral da microestrutura de uma amostra de tântalo formada por grãos bastante grosseiros, forjada rotativamente a frio até 70% de redução em área e recozida a 900 °C por 30 min. Esta micrografia mostra claramente que o grão investigado se subdividiu em bandas grosseiras, regularmente espaçadas. Grandes volumes do cristal se deformaram mediante cisalhamento localizado de um bloco para outro. A Figura 8 (b) permite distinguir uma banda de cisalhamento com cerca de 15 µm de largura (diagonal da figura) e os elementos da microestrutura, no caso, subgrãos. Este grão apresentou uma discreta recrystalização. Uns poucos grãos foram encontrados junto ao contorno de grão e em algumas bandas de cisalhamento. Percebe-se que os subgrãos no interior da banda são mais alongados e achatados, contrastando com a morfologia equiaxial da região externa à banda. A diferença de orientação entre os subgrãos dentro da banda e a matriz é evidenciada pelas diferentes tonalidades de cinza obtidas no microscópio eletrônico de varredura no modo de elétrons retroespalhados (*orientation contrast*). A figura de pólo - Figura 8 (c) - mostra claramente o espalhamento de orientações ao redor do eixo principal de forjamento correspondente à contribuição da banda de cisalhamento. Uma discussão mais abrangente a respeito deste experimento pode ser encontrada em [39].

3.5 Microbandas ("microbands")

São estruturas de discordâncias que separam diferentes blocos de células em metais e ligas deformados plasticamente para pequenas e médias deformações, como podem ser vistas na Figura 1. Existem controvérsias quanto aos mecanismos que explicam sua formação [9]. Em princípio, as microbandas surgem quando a deformação não pode ser mais acomodada apenas pelos contornos das células de discordâncias. As microbandas constituem-se em paredes espessas de discordâncias, têm a forma de lâminas longas e estreitas, possuem espessuras variando entre 0,1 e 0,3 µm e atravessam toda a extensão dos grãos. São comumente relacionadas em metais e ligas que se deformam predominantemente por escorregamento e podem ser mais bem observadas apenas no microscópio eletrônico de transmissão, muito embora efeitos associados à recuperação e à espessura das amostras dificultem muitas vezes sua visualização [1]. A diferença de orientação comumente relatada oscila entre de 10 e 15° em alumínio, por exemplo [8]. As microbandas tendem a alinhar-se com a direção de laminação com o aumento da deformação. Uma discussão abrangente sobre a evolução deste tipo de heterogeneidade durante a deformação plástica em alumínio é apresentada em [9].

As paredes das microbandas são formadas por arranjos de discordâncias similares àquelas encontradas nas células de deformação, mas, diferentemente destas, a densidade de discordâncias no interior das microbandas é mais elevada [1, 9]. É importante ressaltar que devido às dimensões deste tipo de estrutura, sua observação só é possível com o auxílio de microscopia eletrônica de transmissão.

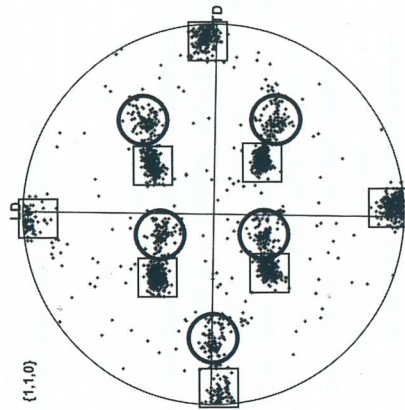
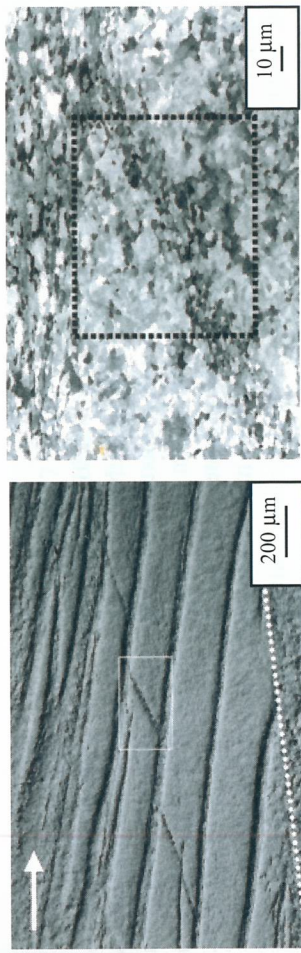


Figura 8: Microestrutura de uma amostra de tântalo forjada a frio e recozida a 900 °C por 30 min: a) vista geral da microestrutura; b) detalhe de uma região contendo uma banda de cisalhamento (MEV, elétrons retroespalhados); c) figura de pólo referente à região indicada na Figura 8 (b). Os quadrados marcam os pontos referentes à orientação da matriz enquanto que os círculos referem-se à contribuição da banda de cisalhamento [39]. A seta indica a direção de forjamento (axial).

4. CONCLUSÕES

A deformação plástica tende a ocorrer de modo bastante heterogêneo na maioria dos processos de conformação existentes. Os grãos presentes num agregado policristalino deformam-se mediante a seleção de diferentes sistemas de deslizamento, ditando a evolução microestrutural do material. A escolha de determinados sistemas de deslizamento é fortemente influenciada pela cristalografia dos grãos vizinhos (restrições). Diferenças significativas da microestrutura no estado encruado são observadas dentro de um mesmo grão (componente intragranular) e de um grão para outro (componente intergranular), especialmente no caso de materiais com grãos grosseiros. As heterogeneidades de deformação influem decisivamente nos processos de recuperação e recrystalização de metais e ligas, uma vez que as elevadas diferenças de orientação associadas a estas heterogeneidades favorecem a nucleação de novos grãos na recrystalização.

AGRADECIMENTOS

H.R.Z. Sandim agradece à FAPESP pelo apoio financeiro e aos alunos M.F. Húpalo, J.F.C. Lins e J.P. Martins (PPG-EM / FAENQUIL) pela colaboração na realização dos experimentos. Agradecimentos também são devidos ao Prof. Dr-Ing. A.F. Padilha (Escola Politécnica – USP) e ao Prof. Dr. W. Blum (Universität Erlangen-Nürnberg, Erlangen) pelas proveitosas discussões a respeito deste tema, bem como ao Cap. A.L. Pinto (IME-RJ) pela valiosa colaboração em parte das medidas de EBSD apresentadas neste artigo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] F. J. Humphreys, M. Hatherly "Recrystallization and related annealing phenomena", Pergamon, Oxford (1995).
- [2] N. Hansen "Polycrystalline strengthening" *Metall. Trans.* vol. **16A**, pp. 2167-2190 (1985).
- [3] Q. Liu, N. Hansen "Microstructural study of deformation in grain boundary region during plastic deformation of polycrystalline aluminium" *Mater. Sci. Eng.* vol. **A234-236**, pp. 672-675 (1997).
- [4] V. Randle, N. Hansen, D. Juul Jensen "The deformation behaviour of grain boundary regions in polycrystalline aluminium" *Phil. Mag. A*, vol. **73**, pp 265-282 (1996).
- [5] N. A. Fleck, G.M. Muller, M.F. Ashby, J.W. Hutchinson "Strain gradient plasticity: theory and experiment" *Acta Metall. Mater.*, vol. **42**, pp 475-487 (1994).
- [6] E. Nes, H. E. Vatne, T. Pettersen, T. Furu, K. Marthinsen "Modelling of recrystallization applied to industrial processing of aluminium alloys" in *Recrystallization – Fundamental aspects and relations to deformation microstructure*, E.M. Lauridsen et al (Eds.) Proceedings of the 21st Risø International Symposium on Materials Science, Risø National Laboratory, pp. 139-155 (2000).
- [7] M. G. Darriault, J. H. Driver "Les hétérogénéités de déformation plastique: aspects microscopiques et macroscopiques" *La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux* pp. 1011-1019 (1997).
- [8] N. Hansen "Cold deformation microstructures" *Mater. Sci. Tech.*, vol. **6**, pp.1039-1047 (1990).
- [9] B. Bay, N. Hansen, D. Kuhlmann-Wilsdorf, D. "Microstructural evolution in rolled aluminium" *Mat. Sci. Eng.*, vol. **A158**, pp.139-146 (1992).
- [10] N. Hansen "Deformation microstructures" *Scripta Metall. Mater.*, vol. **27**, pp.1447-1452 (1992).
- [11] D. A. Hughes "Deformation microstructures in refractory metals and alloys: past and present research" in "Evolution of Refractory Metals and Alloys", E.N.C. Dalder et al (Eds.), TMS, Pittsburgh, pp.219-235 (1993).
- [12] D. Kuhlmann-Wilsdorf, N. Hansen "Geometrically necessary, incidental and subgrains boundaries" *Scripta Metall. et Mater.*, vol. **25**, pp.1557-1562 (1991).
- [13] D. A. Hughes, N. Hansen "Microstructural evolution in nickel during rolling from intermediate to large strains" *Metall. Trans.*, vol. **24A**, pp. 2021-2037 (1993).

- [14] D. A. Hughes, N. Hansen "High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms" *Acta mater.*, vol. **45**, pp. 3871-3886 (1997).
- [15] H. R. Z. Sandim, H. J. McQueen, W. Blum "Microstructure of cold swaged tantalum at large strains" *Scripta Mater.*, vol. **42**, pp. 151-156 (1999).
- [16] J. P. Hirth "The influence of grain boundary on mechanical properties" *Metall. Trans.*, vol. **3**, pp.3047-3067 (1972).
- [17] C. S. Barrett, L.H. Levenson "The structure of aluminium after compression" *Trans. Metall. Soc. AIME*, vol. **137**, pp. 112-127 (1940).
- [18] D. A. Hughes "Deformation microstructures and selected examples of their recrystallization" in *Recrystallization – Fundamental aspects and relations to deformation microstructure*, E.M. Lauridsen et al (Eds.) Proceedings of the 21st Risø International Symposium on Materials Science, Risø National Laboratory, pp.49-70 (2000).
- [19] R. D. Doherty et al. "Current issues in recrystallization: a review" *Mater. Sci. Eng.*, vol. **A238**, pp.219-274 (1997).
- [20] D. Kuhlmann-Wilsdorf, S.S. Kulkarni, J.T. Moore, E.A. Starke Jr. "Deformation bands, the LEDS theory, and their importance in texture development: Part I. Previous evidence and new observations" *Metall. Trans.*, vol. **30A**, pp. 2491-2501(1999).
- [21] D. Kuhlmann-Wilsdorf "Deformation bands, the LEDS theory, and their importance in texture development: Part II. Theoretical conclusions" *Metall. Trans.*, vol. **30A**, pp. 2391-2401 (1999).
- [22] D. Kuhlmann-Wilsdorf "Regular deformation bands (DBs) and the LEDS hypothesis" *Acta mater.*, Vol. **47**, pp.1697-1712 (1999).
- [23] C. S. Lee, B. J. Duggan, R. E. Smallman "A theory of deformation banding in cold rolling" *Acta Metall. et Mater.*, Vol. **41**, pp. 2265-2270 (1993).
- [24] C. S. Lee, B. J. Duggan "Deformation banding and copper-type rolling textures" *Acta Metall. Mater.*, Vol. **41**, pp. 2691-2699 (1993).
- [25] E. Orowan "A type of plastic deformation new in metals" *Nature*, vol. **149**, pp. 463-464 (1942).
- [26] J. B. Hess, C. S. Barrett "Structure and nature of kink bands in zinc" *Trans. Metall. Soc. AIME*, vol. **185**, pp. 599-606 (1949).
- [27] M. W. Barsoum, L. Farber, T. El-Raghy "Dislocations, kink bands, and room-temperature plasticity of Ti₃SiC₂" *Metall. Trans.*, vol. **30A**, pp.1727-1738 (1999).
- [28] M. W. Barsoum, T. El-Raghy "Room-temperature ductile carbides" *Metall. Trans.*, vol. **30A**, pp. 363-369 (1999).
- [29] H. Hu "Microbands in a rolled single crystal and their role in recrystallization" *Acta Metall.*, vol. **10**, pp. 1112-1116 (1962).
- [30] J.L. Walter, E. F. Koch "Substructures and recrystallization of deformed (110)[001]-oriented crystals of high-purity silicon-iron" *Acta metall.* vol. **11**, pp. 923-938 (1963).
- [31] J. Hjelen, R. Ørsum, E. Nes "On the origin of recrystallization textures in aluminium" *Acta Metall. Mater.*, vol. **39**, pp. 1377-1404 (1991).
- [32] J. Hirsch, K. Lücke, M. Hatherly "Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline F. C. C. metals- III. The influence of slip inhomogeneities and twinning" *Acta Metall.*, vol. **36**, pp. 2905-2927 (1988).

- 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 elastic deformation at high strain rate in a Monel alloy" *Mater. Sci. Eng.* vol. **A276**, pp. 50-256 (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).

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