

- N, R.M. – Metallurgical Transactions, 1974, vol. 5, pp. 264, pp. 2287-2294.
- NSON, B.; USHIDA, K.; RUNNSYO, G. – "Anisotropy of tensile behavior in less steel sheet" – Materials Science Technology, Vol. 1, pp. 728-731, 1985.
- WEILAND, H.; BUNGE, H.J. – Materials Science and Technology, n. 4, pp. 289-298.
- MITTEREGGER, L.; REICK, W.; PADILHA, A. – "Textura de Recristalização em Chapas de Aço Inoxidável Ferrítico-Austenítico com Duplex" – Anais do 49º Congresso da ABM, Vol VIII, pp. 405-414, 1995.
- TAKALO, T.; MOISIO, T. – "Ferritic-Austenitic Mode in Austenitic Welds" – Metallurgical Transactions A, Vol. 11A, pp. 717-725, 1980.
- JONAS, J. – "Transformation Textures in Steels" – International Materials Review, n. 35, pp. 1-36, 1990.
- MA, K.; MAKI, T.; TAMURA, I. – "Morphology and Crystallography of the Austenite at Ferrite Grain Boundaries in Two-Phase Stainless Steel" – J. Metals, Vol. 50, Pp 602-611, 1986.
- ISCHIN, A.P.; GARZÓN, C.M. – trabalho em andamento a ser publicado.
- LA, C.; PADILHA, A. e DE LIMA, N. – "Microestrutura e Textura de Fitas por Melt Spinning e de Chapas Laminadas de Aço Inoxidável Duplex" – Trabalho apresentado no I Workshop de textura e relações de orientação, EPUSP, 2001

Capítulo 17

Processamento termomecânico e evolução microestrutural de ligas de alumínio: aspectos da metalurgia física fundamental

M. Gonçalves

1. Introdução
2. Mecanismos de geração de discordâncias - encruamento
 - 2.1 Deformação a Frio
 - 2.2 Deformação a Quente
3. Mecanismos de restauração
 - 3.1 Fenômenos Estáticos e Dinâmicos
 - 3.2 Microestrutura no Trabalho a Quente – Recuperação e Recristalização Dinâmicas
 - 3.3 Microestrutura após o Trabalho a Quente – Recuperação e Recristalização Estáticas
4. Forças atuantes em contornos de alto ângulo
5. Efeitos de partículas de segunda fase
6. Relações quantitativas no processamento termomecânico
 - 6.1 Subestrutura e condições de deformação
 - 6.2 Tamanho de subgrão e tensão de deformação
 - 6.3 Modelamento matemático da evolução microestrutural no trabalho a quente
7. Comentários finais

e-se que a deformação aumentando, faz aumentar N , que é a densidade de falhas. Em outras palavras, segundo conceito devido a Taylor, já em 1934, o aumento progressivo das discordâncias, devido à interação entre elas durante a deformação, provoca o aumento da quantidade de discordâncias. Assim, a densidade de falhas aumenta progressivamente durante a deformação plástica.

O início é um metal CFC que apresenta elevada energia de falha de empilhamento por modo que na deformação a frio, uma estrutura celular é formada para os maiores de 0,1. A natureza destes desenvolvimentos microestruturais tem sido estudada e sabe-se que: (i) as células são regiões de material de densidade de falhas muito baixas separadas entre si por paredes de célula, que são emaranhadas lâminas, de modo que cada célula é separada das vizinhas por pequena falha cristalográfica; (ii) a diminuição da energia de falha de empilhamento do material leva a tendência da formação de células; (iii) o tamanho médio diminui, e a ação média entre células aumenta, com o aumento da deformação.

A Figura 1 mostra esquematicamente as características microestruturais apontadas no item anterior [3].

Formação a Quente

Os fenômenos ocorrentes na deformação a quente, em termos de desenvolvimento microestrutural, têm certa correspondência com aqueles que ocorrem na deformação a frio. Também no caso ora em consideração, durante a deformação a quente, devido às mesmas causas consideradas no item anterior. Porém, a característica marcante caracteriza o trabalho a quente, em relação ao trabalho a frio: a ocorrência dos fenômenos de restauração concomitantes ao encruamento.

Assim, na deformação a quente, o fenômeno do encruamento, caracterizado pelo aumento da densidade de discordâncias do material, é contrabalançado pelos fenômenos de restauração dinâmicos, que serão alvo de consideração no item seguinte.

TIPOS DE RESTAURAÇÃO

Restauração Estática e Dinâmicas

Os fenômenos de restauração são aqueles que ocorrem quando metais deformados a quente (encruados) são aquecidos, de modo que a densidade de discordâncias do material seja diminuída. Tais mecanismos também ocorrem na deformação a quente simultaneamente ao encruamento.

A restauração ocorre após a deformação, os mecanismos são ditos estáticos. Durante a deformação, quando ocorrem simultaneamente ao encruamento, durante a deformação, são denominados dinâmicos.

Assim, existem dois tipos de mecanismos de restauração: a recuperação e a restauração. Cada um destes mecanismos ocorre em metais encruados de maneira diferente. Em ambos, uma vez presentes, fazem com que a densidade de discordâncias

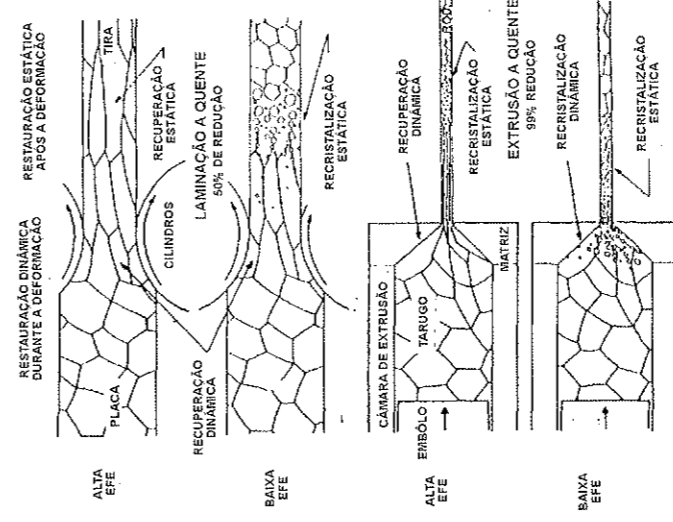


Figura 2: Os mecanismos de restauração em trabalho a quente são divididos em dinâmicos (na zona de deformação) e estáticos (na zona de resfriamento). Metais de alta EFE apresentam recuperação dinâmica em altas e baixas deformações e recuperação estática e recristalização estática. Metais de baixa EFE apresentam recuperação dinâmica e adicionalmente recristalização dinâmica em altas deformações, seguidas de recristalização estática [14].

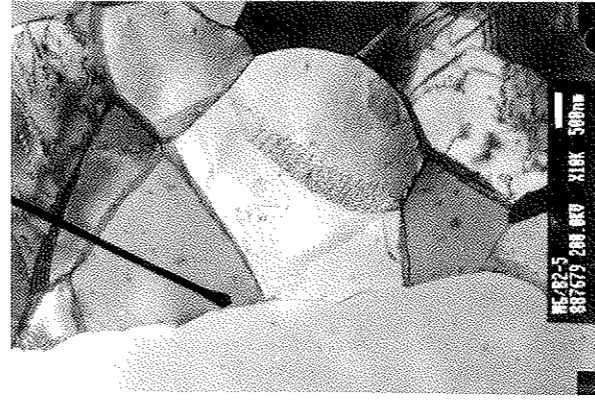
do material encruado diminua. Detalhes a respeito destes mecanismos, suas diferenças, são amplamente abordadas em livros-texto de metalurgia física, como por exemplo, na referência [4].

Esquematicamente, os fenômenos de restauração estáticos e dinâmicos podem ser analisados na Figura 2.

3.2 Microestrutura no Trabalho a Quente - Recuperação e Recristalização Dinâmicas

A microestrutura desenvolvida durante o trabalho a quente, obtida, por exemplo, por processos de laminação, extrusão ou forjamento, pode se apresentar segundo dois tipos de comportamento diferentes.

Alumínio e suas ligas, bem como o Fe- α , geralmente desenvolvem subgrãos no interior dos grãos originais, quando deformados a quente. Em contraposição a tal comportamento, as ligas de Cu, de Ni e os aços na condição austenítica mostram uma subestrutura mal desenvolvida



a liga da Figura 3, tratada termicamente a 530 °C, mostrando a estrutura desenvolvida em áreas recristalizadas à esquerda ao lado de uma outra área apenas recuperada à esquerda (processos estáticos). O marcador mostra o contorno de grão separando ambas as áreas.

al da Figura 3, onde são vistas áreas recristalizadas isentas de discordâncias e com um grão recuperado (não recristalizado, portanto) contendo subgrãos. O processo de recristalização é dividido em duas etapas: nucleação de novos grãos e crescimento dos núcleos de recristalização até que a fração volumétrica seja de 100%, quando termina o processo.

Os mecanismos de nucleação de recristalização não são os mecanismos clássicos de nucleação térmica [7, 8], mas se referem a aqueles segundo os quais pela deformação ocorre a formação de contornos de alto ângulo, os quais têm tendência a se movimentar. “varrendo” toda a estrutura encruada, por novos grãos (cristais) isentos do excesso de discordâncias oriundo do encruamento e suas ligas, o principal mecanismo de nucleação de grãos é o da rotação e coalescimento de subgrãos, embora o mecanismo de migração de grão induzido por deformação também possa ocorrer [8, 9, 10, 11]. Quando formado um núcleo de recristalização, os contornos de alto ângulo, que o geram, começam a se movimentar rapidamente, até que os grãos se encontram com seus vizinhos, quando o processo de recristalização cessa. Os contornos de alto ângulo formados durante a recristalização apresentam

alta mobilidade (o potencial termodinâmico para a sua movimentação sendo o gradiente de densidade de discordâncias através do contorno, entre o material encruado e o recristalizado), existem dois tipos de barreira para a livre movimentação dos contornos, a saber: átomos de soluto e partículas de segunda fase. Estes dois fatores, uma vez presentes na microestrutura, retardam (ou mesmo inibem) a etapa de crescimento (e de nucleação) da recristalização. Estes efeitos serão mais bem discutidos no próximo item.

4. FORÇAS ATUANTES EM CONTORNOS DE ALTO ÂNGULO

Um contorno de grão tenderá a se movimentar num sólido, se como consequência do seu deslocamento a energia livre total do sistema for diminuída. Considerando que a diminuição da energia livre δG dada pelo deslocamento δx de um segmento de área do contorno δA , seja dada por:

$$\delta G = -p \cdot \delta A \cdot \delta x \quad (3)$$

A energia por unidade de volume p (J/m³, por exemplo), ganha pela migração do contorno, pode ser também interpretada como uma pressão resultante da ação de uma força aplicada numa unidade de área de contorno de grão (N/m², por exemplo). Estas duas representações do mesmo fenômeno físico são dimensionalmente iguais e representam o potencial termodinâmico (“driving force”) do processo de movimentação do contorno, usualmente expresso em (N/m²).

Sabe-se [12] que existem várias razões para que contornos de grão se movimentem, cada um contribuindo com uma certa parcela de potencial termodinâmico P . Dentre eles, os mais importantes são:

a) Energia armazenada pela deformação, cujo potencial termodinâmico para movimentação de contornos é dada por:

$$P_1 = G \cdot b^2 (\phi_1 - \phi_2) \quad (4)$$

com:

G = módulo de cisalhamento;

b = vetor de Burgers e

ϕ_1 e ϕ_2 = densidades de discordâncias no metal encruado e recozido, respectivamente.

b) Energia de contorno de grão, cuja contribuição à movimentação dos contornos de grãos é dada por:

$$P_2 = \frac{3 \cdot \sigma_B}{2 \cdot r} \quad (5)$$

com:

σ_B = energia de contorno de grão e

R = diâmetro médio dos grãos (= raio de curvatura médio dos contornos de grão).

concomitantemente à presença de potenciais termodinâmicos ("driving forces"),
e também existir forças de restrição à movimentação dos contornos de alto ângulo
("driving forces"), cujas componentes mais importantes são:

Partículas de segunda fase submicrométricas (Zener drag), dada pela equação:

$$P_3 = \frac{3 \cdot \sigma_{gr} \cdot f}{2 \cdot r} \quad (6)$$

σ_{gr} = energia de contorno de grão;

f = fração volumétrica de partículas de 2ª fase e

r = raio médio das partículas de segunda fase.

Átomos de soluto, cuja avaliação quantitativa é muitíssimo difícil de ser feita,
para existir uma equação genérica que tente descrever o fenômeno:

$$P_4 = N_A \cdot \mu_{gr} \cdot C_{EFF} (V) \quad (7)$$

N_A = número de átomos por unidade de volume;

μ_{gr} = energia de ligação entre átomos de soluto e contorno e grão e

$C_{EFF} (V)$ = concentração efetiva de soluto num contorno de grão e movendo com
velocidade V .

Para o caso da recrystalização, sabe-se que para que esta ocorra, é necessária a seguinte
condição:

$$P_1 > P_3 + P_4 \quad (8)$$

Para o crescimento de grão, após a recrystalização, sabe-se que para que este ocorra, é
necessária a seguinte condição:

$$P_2 > P_3 + P_4 \quad (9)$$

Devemos lembrar que o termo P_4 é de difícil cálculo e freqüentemente muito
pequeno em relação ao termo P_3 , e, assim, usualmente não é considerado nas duas
equações acima.

Como se pode perceber, com as equações dadas nesta seção, em teoria, pode-
mos determinar quantitativamente se uma dada estrutura vai desenvolver recrystalização
ou crescimento de grão; estas conceituações têm sido usadas na prática, com
sucesso, na evolução microestrutural de materiais deformados que passam por
processos de trabalho a quente. Entretanto, a evolução microestrutural durante a
recrystalização ou crescimento de grão. Isto, portanto, representa um grande avanço
na tentativa de controlar (ou pré-determinar) a evolução microestrutural
durante o processamento termomecânico de metais e ligas.

5. EFEITOS DE PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE

Existem três motivos principais para se estudar os efeitos das partículas de segunda
fase sobre a recrystalização (e o crescimento de grão) de ligas de alumínio, a saber:

- i) Todas as ligas de alumínio possuem, em suas microestruturas, partículas de segunda
fase;
 - ii) estas partículas influenciam a formação da microestrutura e a cinética de
recrystalização e
 - iii) o controle da formação e distribuição destas partículas pode ser utilizado para
controlar a evolução microestrutural durante o processamento termomecânico.
- Os efeitos das partículas de segunda fase sobre a recrystalização podem ser tanto o de
estimular, como o de retardar a recrystalização, dependendo do modo como a partícula
interage com a microestrutura durante o processamento termomecânico.

Como visto no texto descrito na seção precedente, partículas pequenas
(submicrométricas) têm um efeito de retardar ou inibir a recrystalização (e o crescimento
de grão) pelo ancoramento dos contornos de alto ângulo, quando da ocorrência da etapa
de crescimento dos núcleos recrystalizados. Este fenômeno, referido na literatura
internacional como "Ancoramento de Zener" ("Zener Drag") é muito comum em ligas de
Al, uma vez que estas ligas muito freqüentemente apresentam em suas composições
elementos de liga que formam partículas submicrométricas dispersas na matriz de Al,
como por exemplo Mn, Cr e Zr. Tais partículas são chamadas de dispersóides e podem ter
tamanhos tipicamente variando entre 50 e 500 nm.

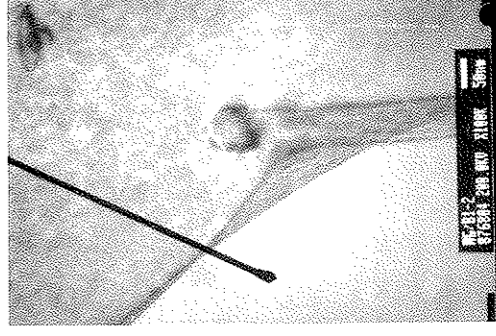
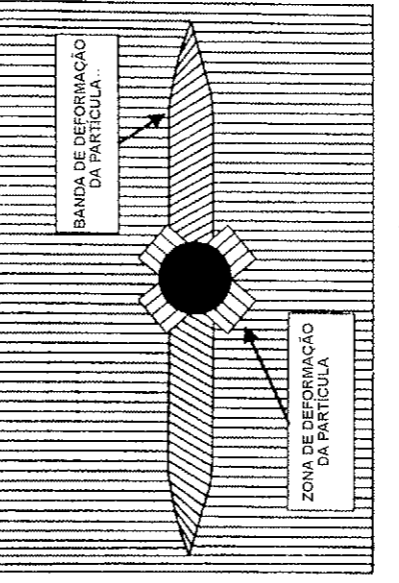


Figura 6: Ancoramento de contorno de alto ângulo por partícula de Al_3Zr durante a recrystalização
de liga Al-Li. Marcador aponta a região não-recrystalizada para a qual o contorno avança (da
direita para a esquerda). M.E.T.



Representação esquemática de uma zona de deformação (e de uma banda de deformação) e uma partícula de segunda fase. [11]

emplo de dispersóide de Al₃Zr atuando contra a movimentação de um contorno de grão processo de recristalização é mostrado na Figura 6. Estes dispersóides são muito efetivos recristalização e o crescimento de grão em ligas de Al e comumente são usados em ligas a resistência para o controle microestrutural e de propriedades mecânicas.

Outro lado, quando partículas micrométricas (de tamanhos maiores de 1 µm) na matriz de Al, é possível que ocorra um efeito de favorecimento ou aceleração alização. Assim, aparece um efeito denominado de Nucleação Estimulada por - NEP, ou, em inglês, Particle Stimulated Nucleation - PSN.

Logo o metal contendo estas partículas é deformado, as regiões ao redor da partícula a a uma deformação maior do que no resto do metal, criando um gradiente de io ao redor destas partículas indeformáveis em relação à matriz. Esta região com lade de discordâncias é chamada de zona de deformação da partícula [5, 11].

Uma de deformação pode ser mais bem compreendida observando-se a Figura 7, onde na a extensão aproximada desta zona, que é de cerca de uma vez o diâmetro da Associada a esta zona, ainda pode existir uma banda de deformação, que pode vez vezes o diâmetro da partícula [11].

multo à nucleação é dado justamente por estas zonas que são regiões de alta de discordâncias que promovem a criação de núcleos de recristalização ao redor ulas. Um exemplo deste efeito é mostrado na Figura 8, onde se percebe, para uma l deformada a quente (a estrutura é formada por subgrãos), o aparecimento de cias em volta de uma partícula de segunda fase no interior de um subgrão. ara 9 mostra um gráfico que relaciona o tamanho da partícula e as condições de nento (parâmetro de Zener-Hollomon, Z) para que ocorra a estimulação da o por estas partículas de segunda fase, o qual foi obtido a partir de experimentos o várias ligas de alumínio [11].

icrografias obtidas em microscópio eletrônico de transmissão mostradas na o mostram dois exemplos de NEP em liga de Al, onde se observam regiões

recristalizadas associadas a partículas de segundas fases (nas fotos indicadas pelo marcador) envoltas por matriz ainda não recristalizada.

6. RELAÇÕES QUANTITATIVAS NO PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

O processamento termomecânico busca a combinação ideal dos fenômenos de deformação e restauração para se obter uma microestrutura desejada. A determinação desta combinação de fenômenos é obtida a custo de pesquisas realizadas em laboratório ou diretamente na produção, onde são testadas empiricamente as etapas de deformação e tratamento térmico. Este processo de investigação, porém, é lento e custoso, o que nos leva a necessidade de desenvolvimento de métodos que simulem as operações de conformação e as microestruturas decorrentes do processamento. Portanto, a determinação e o uso de equações quantitativas que relacionem variáveis de processamento e a evolução microestrutural são de suma importância nas operações de conformação mecânica a quente, tais como laminação e extrusão.

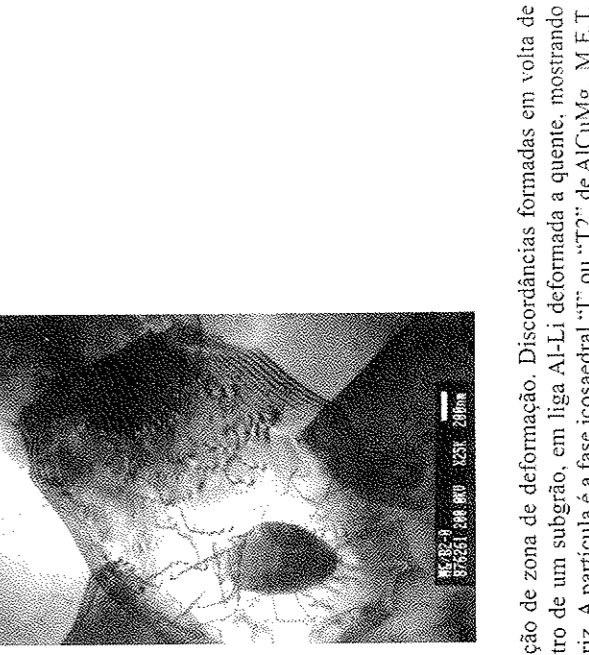
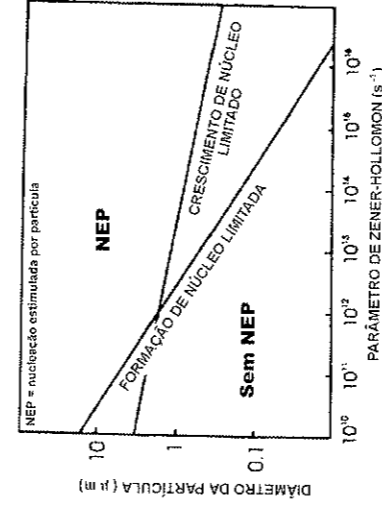


Figura 8: Evidência de formação de zona de deformação. Discordâncias formadas em volta de partícula de segunda fase dentro de um subgrão, em liga Al-Li deformada a quente, mostrando interação entre partícula e matriz. A partícula é a fase icosaédrica "I" ou "T2" de AlCuMg. M.E.T.

Existem algumas equações experimentais, válidas para diferentes metais, que relacionam as condições de deformação, algumas características microestruturais e a tensão para deformação. Aqui serão apresentadas as equações para o caso específico de ligas de Al.

6.1 Subestrutura e condições de deformação

No trabalho a quente, as ligas de Al formam subgrãos quando se deformam na condição



feito das condições de deformação e do tamanho de partículas de segunda fase na
Nucleação Estimulada por Partículas – NEP. [10]

regime de estado estacionário (“steady-state”), o que geralmente ocorre para
maiores do que 0,2. Neste caso, é estabelecida uma subestrutura que apresenta
as constantes, sendo que o tamanho de subgrão desenvolvido se relaciona
ções de deformação segundo a equação:

$$d^{-1} = A + B \cdot \ln \left[\varepsilon^* \cdot \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right] \quad (10)$$

anho de subgrão;
de deformação;
eratura;

gia de ativação para a deformação;
tante universal dos gases e
constantes do material.

se que, usualmente, o termo entre colchetes é apresentado como parâmetro
llomon, Z:

$$Z = \varepsilon^* \cdot \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \quad (11)$$

$$d^{-1} = A + B \cdot \ln Z \quad (12)$$

e Q, a energia de ativação para a deformação, têm sido determinados para
s de alumínio, e os valores obtidos variam entre 120 e 190 KJ/mol, sendo os
baixos frequentemente associados a ligas quase puras, aumentando o valor

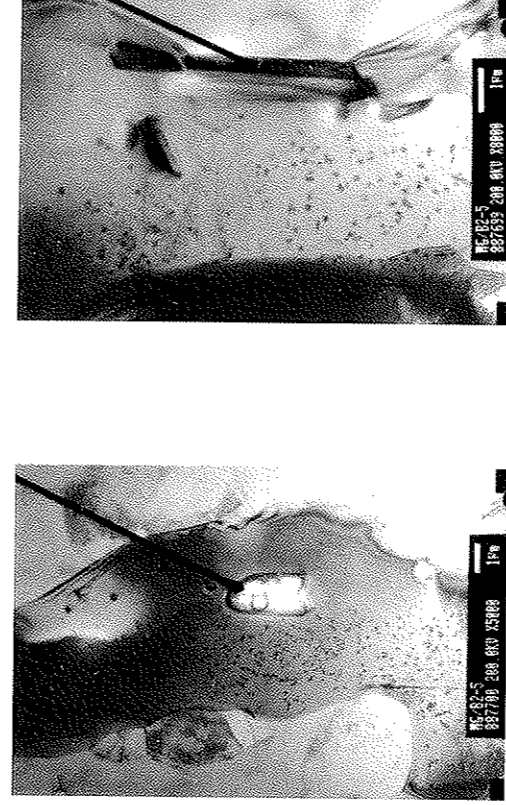


Figura 10- Áreas recristalizadas associadas a partículas de segunda fase em liga Al-Li laminada a quente e recozida a 530 °C: (a) partícula da fase “T” ou “T2” de AlCuMg e (b) partícula da fase “C” de AlCuMg. M.E.T.

de Q para ligas de teores de elementos de liga elevados. Um valor típico, frequentemente utilizado, tem sido 150 KJ/mol. Uma revisão recente traz uma compilação de valores de Q para diferentes ligas de Al [13].

A Figura 11 [3] mostra a verificação experimental desta equação entre d^{-1} e $\ln Z$ para Al de pureza comercial submetido a diferentes processos de deformação plástica em ampla faixa de valores de Z (isto é, em ampla faixa de temperaturas e taxas de deformação).

A linearidade entre d^{-1} e $\ln Z$ tem sido determinada experimentalmente para diversas ligas, tais como: alumínio de pureza comercial [3, 13, 14], ligas Al-Mg [15], ligas Al-Mn [16], alumínio puro [13], ligas Al-Li [17, 18] e ligas Al-Cu [19].

6.2 Tamanho de subgrão e tensão de deformação

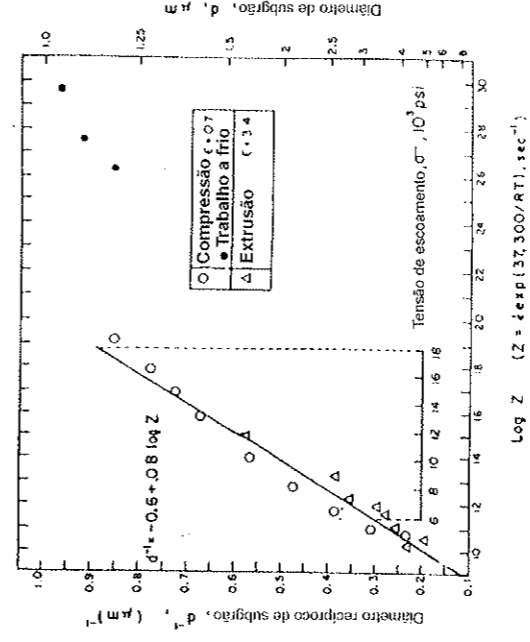
Uma outra equação empírica determina uma relação entre o tamanho de subgrão desenvolvido na condição de condição regime de estado estacionário e a tensão para deformação (de regime estacionário). Esta equação, denominada de equação de Hall-Petch modificada, é:

$$\sigma = \sigma_0 + K \cdot d^{-1/2} \quad (13)$$

onde:

σ = tensão de deformação (na condição regime de estado estacionário);

processamento termomecânico e evolução microestrutural de ligas de alumínio: aspectos da metalurgia física fundamental



representação gráfica de relação entre o recíproco do tamanho de subgrão d^{-1} e $\ln Z$ temperatura e taxa de deformação) para Al de pureza comercial. A escala no interior apresenta a relação entre o tamanho de subgrão e a tensão de escoamento em temperatura

o de atrito, constante para cada material; lho de subgrão e ante para um dado material.

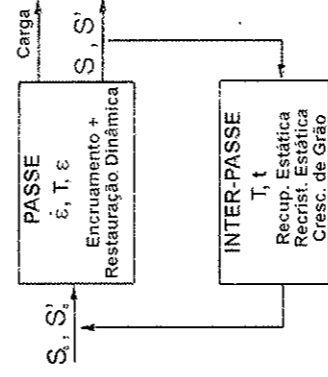
ão experimental da equação acima foi feita para diferentes ligas de Al: alumínio comercial [13-15], alumínio puro [13], Al-Mg [15], Al-Mn [20] e Al-Li [18].

amento matemático da evolução microestrutural no trabalho a quente

a análise, a procura para se desenvolver e utilizar relações matemáticas as condições de processamento e a evolução microestrutural advém da se estabelecer meios pelos quais possam ser desenvolvidos métodos de imulação da evolução microestrutural durante o processamento o de ligas metálicas. Certamente, um modo rápido e fácil de prever as s da alteração de parâmetros do processamento termomecânico sobre a roestrutural de uma liga é a utilização de um modelo matemático, que é ão que descreve, prediz ou quantifica fenômenos que ocorram no sistema

fazer uma distinção entre modelos empíricos e modelos físicos: um modelo i de um ajuste matemático aproximado para um conjunto de dados obtidos mente; um modelo físico baseia-se em leis e princípios estabelecidos da ca. Existem também os modelos semi-empíricos que se baseiam em dados

M. Gonçalves



S - Estrutura de Grãos
S' - Estrutura de Segunda Fase

Figura 12: Esquema básico para o modelamento matemático da evolução microestrutural no processamento termomecânico, inter-relacionando as principais variáveis de processamento e os mecanismos microestruturais (dinâmicos e estáticos) com as microestruturas consequentes. [22]

experimentais e princípios físicos. Dada a extrema complexidade dos fenômenos físicos envolvidos na deformação plástica e na restauração, aliada à grande dificuldade de representação matemática adequada destes fenômenos, fica fácil perceber que a criação de um modelo puramente físico para descrever a evolução microestrutural no processamento de um liga é muito difícil. Assim, modelos semi-empíricos têm sido desenvolvidos com sucesso, inclusive para as ligas de Al.

Os modelos matemáticos podem ajudar a poupar muito tempo e recursos no processamento de materiais, pois eles podem nos fornecer uma aproximação muito boa das propriedades ou microestruturas desenvolvidas, sem a necessidade da realização de ensaios em escala industrial ou laboratorial, visando à otimização de um processo produtivo ou o aperfeiçoamento das características microestruturais, e a consequente otimização de propriedades desejadas no produto final. Com a utilização de modelamentos matemáticos, pode-se prever uma grande variedade de microestruturas de ligas de Al (ou de qualquer outro metal), alterando-se apenas parâmetros do processo como a deformação, a taxa de deformação e a temperatura [21].

Pelo exposto, pode-se propor que o modelamento matemático para prever e quantificar a evolução microestrutural de ligas de alumínio desenvolvida durante o processamento deva estar baseado no estudo das variáveis envolvidas, como pode ser ilustrado pela Figura 12 [22].

O desenvolvimento de equações semi-empíricas que relacionam alguma característica microestrutural, as propriedades mecânicas e as variáveis de processamento representa um importante avanço para o processamento termomecânico de metais, já que possibilita estabelecer uma rota melhorada de processamento. Estas equações permitem a previsão da evolução da microestrutura de certa liga quando submetida a certas condições de deformação (processamento termomecânico). A seguir, apresentamos algumas equações desenvolvidas para ligas de alumínio, disponíveis na literatura.

visão do tamanho de grão recristalizado

de Raghunathan e Sheppard [23], relacionam os parâmetros de deformação, de grão inicial e a temperatura de deformação com o tamanho de grão do estaticamente para ligas Al-Mg. A equação genérica utilizada é do tipo:

$$D_{\text{rec}} = k \cdot Z^n \cdot D_0^b \cdot (c+d \cdot \epsilon^m)^{-1} \quad (14)$$

, n e k = Constantes da liga;
metro de Zener-Holloman;
manho de grão recristalizado;
manho de grão inicial e
rmação.

2] também apresenta para ligas Al-1%Mn, uma equação similar à descrita acima:

$$D_{\text{rec}} = \beta \cdot Z^n \cdot D_0^m \cdot \epsilon^m \quad (15)$$

z e n = constantes do material.

z et al. desenvolveram equações capazes de prever o tamanho de grão o em alumínio de pureza comercial com tamanho de grão inicial de 3,7µm, [25]:

$$D_{\text{rec}} = \beta \cdot \epsilon^{-0.5} \cdot Z^{-0.33} \cdot \exp\left(\frac{3000}{R \cdot T}\right) \quad (16)$$

na constante.

tipo de equação, é possível prever qual o tamanho de grão recristalizado decorrente os parâmetros de processamento, o que confere grande importância tecnológica desenvolvimento, devido às vantagens que possuem advir destas previsões.

visão da Evolução da Recristalização

quantificar a cinética de recristalização através do tempo necessário para que ne do metal presente-se recristalizado. Baseando-se neste conceito, Sellars [5] apresentam para ligas Al-1%Mg, a seguinte equação genérica para o matemático da recristalização estática:

$$t_{0.5} = \alpha \cdot D_0^{-1.35} \cdot \epsilon^{-2.7} \cdot Z^{-11} \cdot \exp\left(\frac{230000}{R \cdot T}\right) \quad (17)$$

po para 50% de recristalização;

D_0 = Tamanho inicial do grão;

ϵ = Deformação;

T = Temperatura de recristalização;

R = constante universal dos gases e

α = constante.

Gutierrez et al. [24, 25] também demonstram a aplicação deste tipo de relação em seus trabalhos com alumínio de pureza comercial, obtendo a seguinte equação:

$$t_{0.5} = 1,5 \cdot 10^{-4} \cdot \epsilon^{-1.5} \cdot Z^{-0.75} \cdot \exp\left(\frac{220000}{R \cdot T}\right) \quad (18)$$

Estas equações são usadas na previsão (e conseqüente modelamento matemático) da evolução da recristalização durante o processamento termomecânico de ligas de Al. Outros estudos complementares, para Al de pureza comercial, foram conduzidos, de modo a se obter equações que relacionam a recristalização e as variáveis de trabalho a quente [27, 28].

7. COMENTÁRIOS FINAIS

O estado atual de desenvolvimento de pesquisas na área de evolução microestrutural e suas relações com o processamento termomecânico de ligas de alumínio, estão, ainda, atrasados em relação ao caso dos aços. Com efeito, o conhecimento dos fenômenos de metalurgia física ocorrentes durante o processamento termomecânico dos aços microligados, conjugados às equações de previsão de características microestruturais (tais como fração recristalizada, tamanho de grão recristalizado e tamanho de grão ferrítico), propiciaram o desenvolvimento da laminação controlada dos aços microligados. Este é, sem dúvida, o caso de maior sucesso da aplicação de conhecimentos a respeito dos fenômenos envolvidos no processamento termomecânico, no controle microestrutural, através da alteração controlada do processamento (com conseqüente otimização de propriedades do produto final).

Para as ligas de alumínio, existem alguns casos importantes de estudos de correlação entre processamento e evolução microestrutural [16-28]; nestes trabalhos são feitos estudos relativos ao desenvolvimento de equações semi-empíricas que relacionam variáveis de deformação a quente com a evolução microestrutural de diversas ligas de Al. Atualmente, esforços estão sendo direcionados para o desenvolvimento de modelos matemáticos de previsão de evolução microestrutural no processamento termomecânico de ligas de Al, porém, dada a complexidade dos fenômenos envolvidos e sua difícil quantificação teórica, estes estudos estão ainda em fase muito pouco avançada e as correlações matemáticas são de pouca utilidade [10, 11, 29]. Por este motivo, do ponto de vista prático, os modelamentos hoje existentes, que lançam mão de equações semi-empíricas, como mostradas na seção precedente, são de grande importância.

Espera-se que com a continuação de estudos teóricos experimentais sobre a evolução microestrutural durante tratamentos termomecânicos de ligas de Al, num futuro não muito distante, os dados e equações determinados experimentalmente possam ser incorporados em modelos matemáticos de previsão e controle de microestruturas (e propriedades mecânicas) de ligas de alumínio processadas de maneira controlada.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Honeycombe, "Steel - Microstructure and Properties", Edward Arnold, 1981, cap. 9.
- Honeycombe, "The Plastic Deformation of Metals", Edward Arnold, London, 1984, cap. 5.
- Queen, in Thermomechanical Processing of Al Alloys, editado por J.G. Morris, 1988, p.1.
- Hooven, "Fundamentals of Physical Metallurgy", John Wiley and Sons, New York, cap. 10.
- Palves, in IX CBECIMAT (Anais), 1990, vol.1, p.375.
- Callman, "Modern Physical Metallurgy", Butterworths, London, 1985, p.214.
- Hetherly, in 1st Risø Conference (Proc. Conf.), 1980, p.57.
- Hetherly, in Recrystallization in Metallic Materials, editado por F. Haessner, Dr. Verlag, 1978, p.23.
- King, in Recovery and Recrystallization of Metals, editado por H. Himmel, Butterworths, London, 1963, p.311.
- Humphreys e M. Hatherly, "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", Pergamon Press, Oxford, 1995.
- Doherty et al., Materials Science & Engineering A, 238, 1997, p. 219.
- Ke e H.P. Stuwe, idem ref. (9), p.171.
- McQueen e K. Conrad, in Microstructural Control in Al Alloys, editado por H.J. McQueen, AIME, 1985, p.197.
- McQueen e J.J. Jonas, in Treatise on Materials Science and Technology, vol. 6, Interscience, 1976, p.393.
- Almeida e T. Sheppard, Metal Science, 16, 1982, p.229.
- Collinshead e T. Sheppard, Materials Science and Technology, 3, 1987, p.1019.
- Marson e T. Sheppard, Materials Science and Technology, 4, 1988, p.816.
- Palves e C.M. Sellars, in International Conference on Al-Li Alloys VI, editado por S e P.J. Winkler, DGM-1992, vol.1, p. 457.
- Sheppard et al., idem ref. (13), p.123.
- Castro-Fernandez, Tese de Ph.D., 1985, Universidade de Sheffield.
- Almeida e J.A. Wert, in Aluminum Alloys: Contemporary Research and Applications, editado por Sudevan and R. D. Doherty, Academic Press Inc., Vol. 31, 1989, p. 137.
- Almeida, Materials Science and Technology, 6, 1990, p.1072.
- Amathan e T. Sheppard, Materials Science and Technology, 5, 1989, p.542.
- Palves e M. Fuentes, in Recrystallization '90, Edit. T. Chandra, TMS 1990, pg. 807.
- Almeida et al. in Recrystallization '92, Edit. M. Fuentes and J. Gil Sevillano, Sep. 1992, pg. 497.
- Almeida et al., idem ref. (13), p.179.
- Almeida e Lisserre Jr. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da USP, 1999.
- Almeida Jr. e M. Gonçalves, In: International Conference on Aluminum Alloys 6, São Paulo, 1998, v.1, p. 389.
- Almeida, Recrystallization of Aluminum Alloys: The Current Stage of Research and Modelling, Alcoa Technical Center Report No. 97-481-009, 1997.

Capítulo 18

Conformação de ligas de alumínio no estado semi-sólido: a importância dos fenômenos de recristalização e das relações de orientação cristalográfica

E. R. de Freitas, A. M. Klauuga, M. Ferrante

1. Introdução

2. Evidências da Influência da Recristalização e Textura no Condicionamento Microestrutural de Ligas de Alumínio no ESS

- 2.1 Materiais, técnicas empregadas e resultados obtidos
- 2.2 Microestrutura e textura iniciais
- 2.3. Evolução Microestrutural
- 2.4 Evolução da Textura

3. O Papel da Recristalização e Textura no Condicionamento e na Evolução Microestrutural de Ligas no Estado Semi-Sólido - Uma Discussão

4. Considerações Finais