

*Capítulo 8*

# **Recuperação e recristalização durante a deformação a quente**

***F. Siciliano Jr.***

---

**1. Introdução**

**2. Recuperação Dinâmica**

**3. Recristalização Dinâmica**

- 3.1 Nucleação em recristalização dinâmica
- 3.2 Recristalização dinâmica contínua e periódica
- 3.3 Influência da recristalização dinâmica no tamanho de grão
- 3.4 Efeito de átomos de soluto na recristalização dinâmica

**4. Recristalização metadinâmica**

**5. Laminação controlada**

**6. Análise da curva de tensão média de escoamento em função da temperatura**

- 6.1 Cálculo da TME

**7. Modelamento matemático do processamento mecânico a quente**

## 1. INTRODUÇÃO

A maioria dos materiais metálicos passa em alguma etapa da sua fabricação por processos de deformação a quente para que sejam obtidos produtos como chapas, tubos, arames, entre outros. Nesses processos ocorrem várias alterações microestruturais simultâneas como encruamento, recuperação e recristalização. Os processos de recuperação e recristalização quando ocorrem durante a deformação são denominados *recuperação dinâmica* e *recristalização dinâmica*, respectivamente. Existem dificuldades experimentais para se observar esses processos na microestrutura. Observações da evolução microestrutural são muito difíceis de serem feitas simultaneamente com a deformação. Dessa forma, a recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica são “observadas” indiretamente por curvas tensão-deformação obtidas em ensaios mecânicos a quente como tração, compressão e torção. Essa técnica de “observação” é chamada algumas vezes de “metalografia mecânica”.

Nesse texto, utiliza-se como medida de deformação a chamada *deformação verdadeira*,  $\epsilon$ . Para laminação de planos, por exemplo, o valor da deformação verdadeira efetiva, segundo von Mises, é definido por:

$$\epsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{h_i}{h_f} \right) \quad (1)$$

onde  $h_i$  e  $h_f$  são as espessuras iniciais e finais da chapa. Outras equações são utilizadas em outros métodos de deformação. A taxa (ou velocidade) de deformação média  $\dot{\epsilon}$ , por sua vez, é definida por:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon}{\Delta t} \quad (2)$$

onde  $t$  é o tempo de deformação.

Os fenômenos denominados “dinâmicos” acontecem simultaneamente à deformação, quando o material está sob um campo de tensões e geralmente em alta temperatura. O parâmetro temperatura depende, obviamente, do material que está sendo considerado. Por exemplo: o chumbo recristaliza dinamicamente à temperatura ambiente. A Figura 1 mostra esquematicamente os mecanismos de recuperação e recristalização que ocorrem durante e imediatamente após a deformação.

Como mostrado na Figura 1, a ocorrência da recristalização dinâmica está relacionada com a energia de defeito de empilhamento (EDE) do metal considerado. Metais com alta EDE apresentam cinética de recuperação (estática e dinâmica) rápida, diminuindo a quantidade de defeitos cristalinos e conseqüentemente, o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado, metais com baixa EDE apresentam cinética de recuperação lenta e a quantidade de defeitos cristalinos sempre aumenta com a deformação. Dessa forma, a ocorrência da recristalização dinâmica é facilitada.

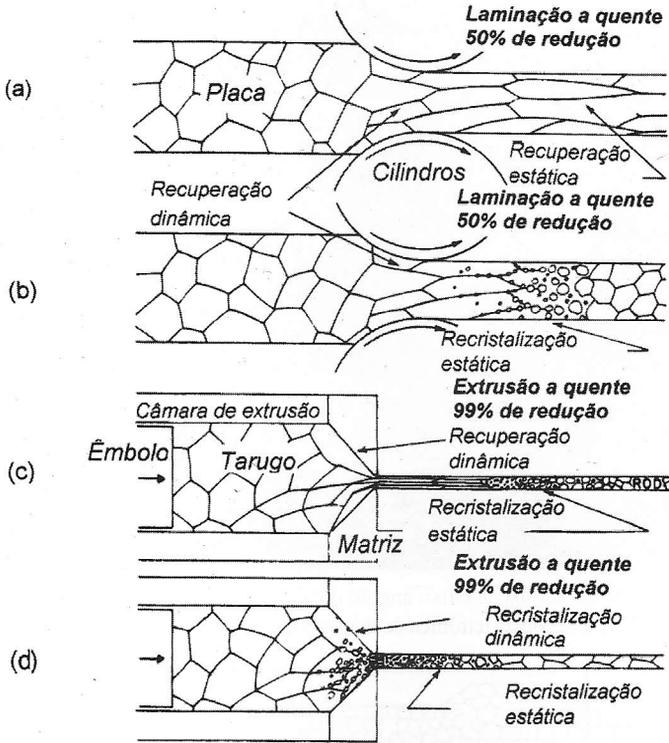


Figura 1: Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminagem (baixas deformações) para metais de alta EDE. (b) durante a laminagem para metais de baixa EDE. (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE. (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE [1].

## 2. RECUPERAÇÃO DINÂMICA

À medida que o metal é deformado a quente, o número de defeitos cristalinos aumenta. Devido à ativação térmica, as discordâncias geradas se rearranjam para uma estrutura de subgrãos conforme ilustra a Figura 2, em particular na parte inferior direita da mesma, onde se observa uma grande concentração de discordâncias em paredes de subgrãos. Esse tipo de arranjo de discordâncias não se formaria neste material de baixa EDE se a deformação tivesse sido realizada à temperatura ambiente.

A temperatura elevada permite, em um certo instante, que a quantidade de defeitos gerados seja compensada pela quantidade de defeitos eliminados. Nesse ponto é atingido um estado estacionário ("steady state"), ou seja, a quantidade de defeitos permanece constante. Na curva tensão-deformação, esse efeito aparece como uma estabilização da tensão à medida que o material vai sendo deformado, como mostrado na Figura 3.

A curva acima pode apresentar um ligeiro declive negativo (queda de tensão) na região

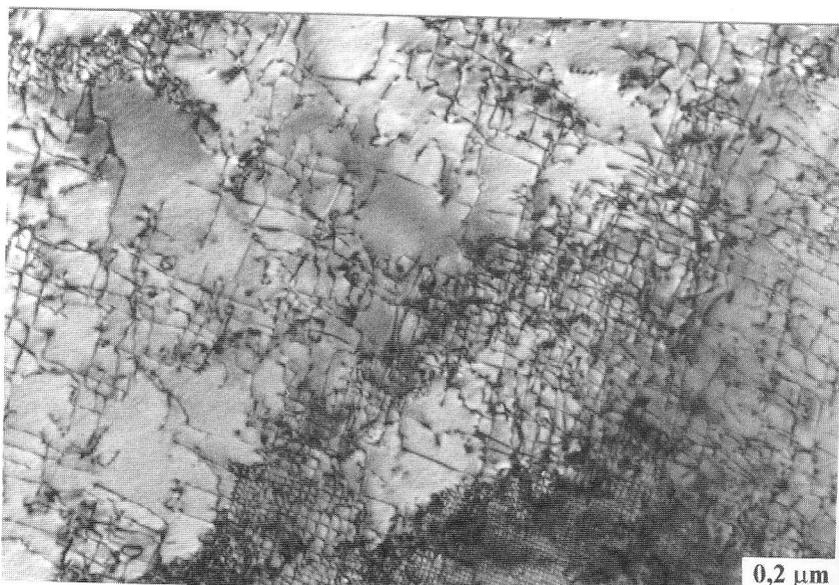


Figura 2: Formação de contornos de baixo ângulo durante a deformação a quente de aço inoxidável austenítico AISI 304. Microscopia eletrônica de transmissão. (gentileza de H.-J. Kestenbach, UFSCar).

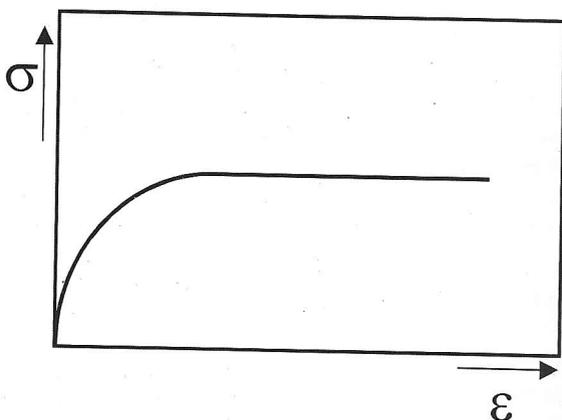


Figura 3: Curva tensão-deformação a quente. Ocorrência somente de recuperação dinâmica. O patamar é a tensão do estado estacionário ("steady state").

do estado estacionário devido ao calor gerado na deformação [2, 3]. Esse efeito é geralmente observado quando ao material é deformado com taxas de deformação superiores a aproximadamente  $1 \text{ s}^{-1}$ . Durante a recuperação dinâmica não ocorre migração de contornos de alto ângulo, os grãos vão se alongando de acordo com a mudança de forma do material, enquanto os subgrãos mantêm estrutura equiaxial, como mostrado esquematicamente na Figura 4.

É interessante notar que no interior dos subgrãos existem discordâncias que são geradas

e eliminadas no processo de deformação. A quantidade de discordâncias, o espaçamento médio entre elas e a diferença de orientação entre os subgrãos não variam significativamente no estado estacionário (“steady state”). As dimensões dos subgrãos, as diferenças de orientação e a perfeição dos subcontornos dependem principalmente da natureza do metal, da temperatura e da taxa de deformação.

Uma particularidade interessante na deformação a quente de metais e ligas é a formação de ‘ondulações’ (“serrations”) nos contornos de grão. As ondulações são observadas em vários metais como Al, Cu, Ni, Fe- $\alpha$  e aços inoxidáveis [4] e se formam devido a interações entre contornos de grão e subcontornos em condições de baixas taxas de deformação. O fenômeno consiste em migrações de curto alcance dos contornos de grão, devido ao potencial termodinâmico provido pelas discordâncias dos subcontornos. O mecanismo é muito semelhante ao da migração de contornos induzida por deformação. Os contornos migram para ambos os lados, adquirindo um aspecto ondulado, sendo que as dimensões das ondulações são da mesma ordem das dimensões dos subgrãos [3]. As ondulações são persistentes em metais de alta EDE tais como Al e Fe- $\alpha$ , nos quais a recuperação dinâmica é acentuada. Em outros materiais, tais como Fe- $\gamma$  e ligas de cobre, as ondulações levam ao início da recristalização dinâmica [4].

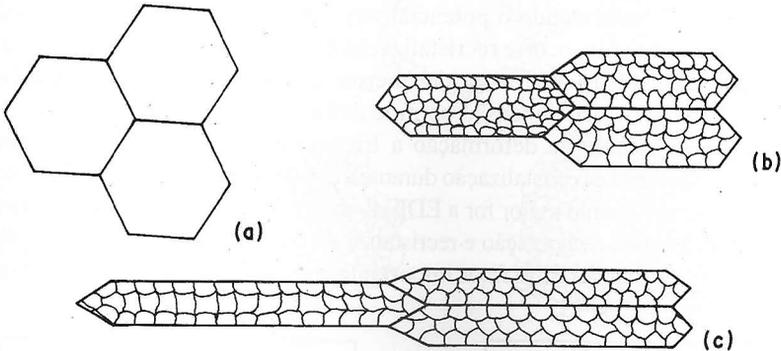


Figura 4: Alterações microestruturais durante a recuperação dinâmica. (a) microestrutura inicial; (b) microestrutura após uma deformação  $\epsilon_1$ ; (c) microestrutura após uma deformação  $\epsilon_2 > \epsilon_1$ .

### 3. RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA

A curva tensão-deformação para a recuperação dinâmica descrita anteriormente tem seu estado estacionário (“steady state”) definido pela geração e eliminação simultânea de defeitos cristalinos. A eliminação dos defeitos, nesse caso, acontece por eventos individuais de aniquilação de discordâncias de sinais opostos e do desaparecimento de intersticiais e lacunas. Na recristalização dinâmica, deve-se considerar a aniquilação de grandes quantidades de defeitos através da migração de contornos de grão.

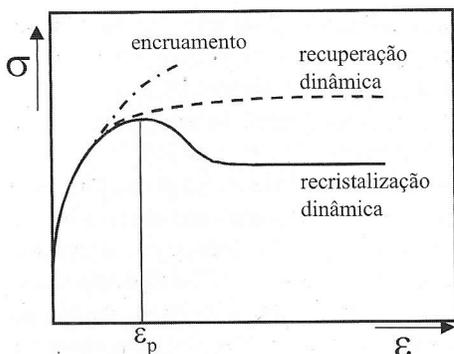


Figura 5: Curvas esquemáticas tensão-deformação mostrando comparativamente a ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica.

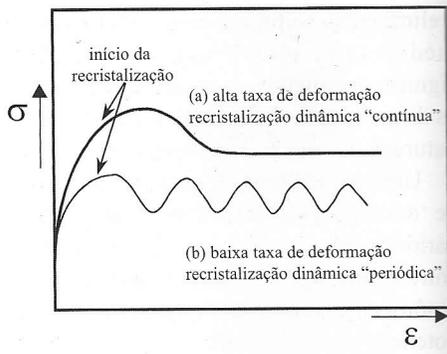


Figura 6: Recristalização dinâmica durante a deformação a quente (esquemático). (a) alta taxa de deformação; (b) baixa taxa de deformação.

A ocorrência da recristalização dinâmica está associada à geração de um número grande de defeitos durante a deformação a quente. Esses defeitos não podem ser eliminados apenas por recuperação dinâmica, seja devido às altas taxas de deformação ou devido à baixa EDE do material, aumentando o potencial termodinâmico para a recristalização. Quando esse estágio é atingido, ocorre recristalização durante a deformação. A Figura 5 mostra comparativamente a ocorrência de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. O pico de tensão permite definir a *deformação de pico*,  $\epsilon_p$ .

Analogamente ao processo de deformação a frio/recozimento, ocorre considerável competição entre recuperação e recristalização durante a deformação a quente. O processo de competição é mais intenso quanto maior for a EDE do material. Uma análise matemática do processo de competição entre recuperação e recristalização é encontrado na referência [5].

A velocidade de deformação é um fator importante a ser considerado. Para altas taxas

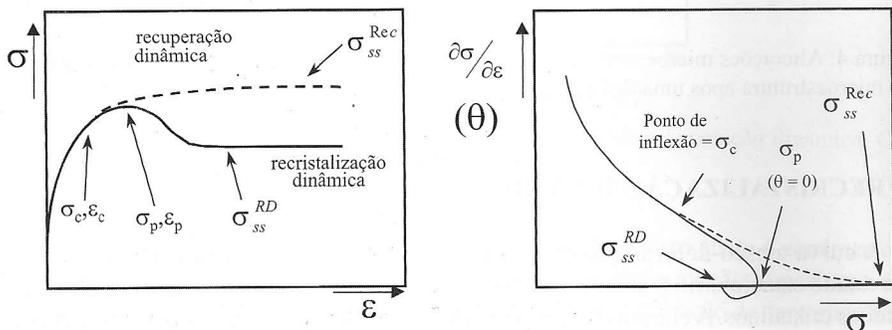


Figura 7: Determinação da deformação crítica através de curvas  $\sigma\epsilon$  e  $\theta\sigma$ . (a) a deformação crítica, corresponde ao ponto onde a curva sai do comportamento onde ocorre apenas a recuperação dinâmica. (b) o ponto de inflexão corresponde à tensão crítica,  $\epsilon_c$ .

de deformação, a curva tensão-deformação apresenta um pico de tensão correspondente à deformação  $\epsilon_p$  seguido de uma estabilização da tensão à medida que o material se deforma. Para baixas velocidades de deformação, a restauração se dá em ciclos de deformação-recristalização dinâmica, como mostrada na Figura 6. Nesse último caso, a curva apresenta vários picos de tensão que aparecem com certa periodicidade.

Existe uma deformação mínima para o início da recristalização dinâmica definida como deformação crítica,  $\epsilon_c$ . Para aços baixo carbono deformados a quente, o valor da deformação crítica é  $0,8 \epsilon_p$  [1, 2, 6, 7]. Para aços ao nióbio, a relação  $\epsilon_c/\epsilon_p$  é menor que 0,8 podendo assumir valores de até 0,5 [7, 8]. A deformação crítica pode ser determinada através de curvas  $\theta\sigma$ , onde  $\theta$  é a taxa de encruamento, definida pela derivada parcial  $\partial\sigma/\partial\epsilon$ . O ponto de inflexão dessa curva representa o ponto em que a curva  $\sigma\epsilon$  sai do comportamento em que só ocorre a recuperação dinâmica. Isso pode ser visualizado a seguir nas Figuras 7(a) e 7(b).

Vemos que determinamos a tensão crítica e com esse valor, volta-se à curva  $\sigma\epsilon$  e obtém-se a deformação crítica. Utilizações práticas dessa técnica podem ser observadas nas referências [2, 9, 10].

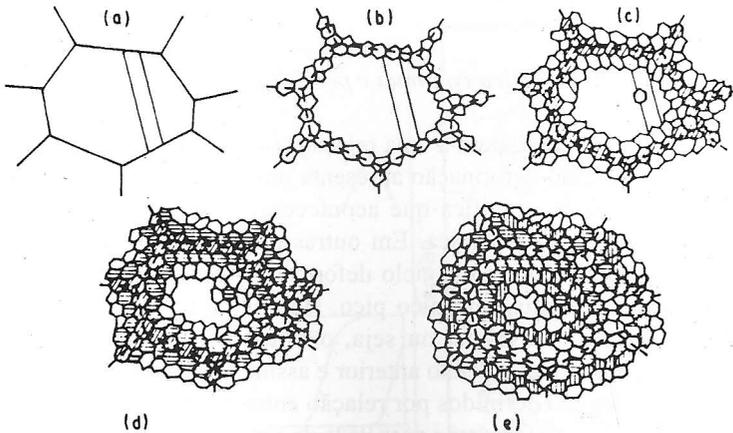


Figura 8: Mecanismo de nucleação por formação de colares sucessivos. (a) grão original; (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação  $\epsilon_c$  é superada; (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) terceira etapa, idem a segunda; (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário ou “steady state” [11].

### 3.1 Nucleação em recristalização dinâmica

Na grande maioria das condições de deformação a quente, a nucleação da recristalização dinâmica ocorre preferencialmente nos contornos de grão [3]. Esse mecanismo é conhecido por *formação de colares sucessivos* (“necklacing”), que consiste em nucleação dos novos grãos em etapas, que avançam sequencialmente para o interior do grão original. A Figura 8

mostra o mecanismo esquematicamente.

A Figura 8 mostra que a ocorrência deste mecanismo acarreta intenso refino de grão. O aumento de energia livre causado pela introdução de novos contornos de grão é compensado pela diminuição de energia livre devida à eliminação dos defeitos cristalinos, em um balanço energético similar ao do mecanismo de migração de contornos induzida por deformação. É importante notar que quando um “colar” é formado, o mesmo pára de crescer porque a amostra está sendo constantemente deformada. Portanto, os grãos recristalizados dinamicamente param de crescer e permanecem pequenos, pois o potencial termodinâmico vai sendo igualado com o restante da matriz deformada através das discordâncias geradas. O colar seguinte, por sua vez, passa pelo mesmo processo, e os grãos permanecem pequenos. Dessa maneira, a microestrutura de grãos sofre, em geral, considerável refinamento quando passa pelo processo de recristalização dinâmica. Por outro lado, em condições de baixas taxas de deformação, os grãos param de crescer somente quando encontram seus vizinhos que também estão em crescimento (“impingement”).

Dessa forma, o processo fica muito parecido com o da recristalização estática. Com relação ao tamanho de grão inicial, este pode sofrer um ligeiro refino ou até um engrossamento. Veremos mais adiante as condições que geram refino ou engrossamento de grãos.

### 3.2 Recristalização dinâmica contínua e periódica

Luton & Sellars [12] chegaram a uma relação entre deformações características que definem se a curva tensão-deformação apresenta um ou vários picos. Quando ocorre a presença de vários picos, significa que acontecem ciclos distintos e seqüenciais de deformação-recristalização dinâmica. Em outras palavras, quando um ciclo termina, imediatamente tem início um novo ciclo deformação-recristalização. Quando a curva tensão-deformação apresenta um único pico, significa que os ciclos de deformação-recristalização estão superpostos, ou seja, o início de um ciclo está acontecendo simultaneamente com o final do ciclo anterior e assim por diante.

Esses mecanismos são definidos por relação entre a deformação crítica para início da recristalização,  $\epsilon_c$ , e a deformação para 95% de amolecimento  $\epsilon_x$ . Quando  $\epsilon_x$  é menor que  $\epsilon_c$ , é caracterizada a periodicidade. Isso significa que cada ciclo de recristalização se completa antes que o material seja encruado suficientemente para iniciar o próximo ciclo. Esse comportamento é característico de baixas taxas de deformação e altas temperaturas, como visto anteriormente, e é mostrado esquematicamente na Figura 9(a). Por outro lado, quando o material é submetido a altas taxas de deformação e baixas temperaturas,  $x$  é maior que  $c$ . Isso significa que antes de um ciclo de recristalização se completar, o próximo já foi iniciado. A Figura 9(b) mostra esquematicamente esse mecanismo. Essa característica se deve à elevada taxa de criação de defeitos. Em outras palavras, a elevada taxa de criação de defeitos cristalinos permite que ocorra nova nucleação sem que o ciclo anterior tenha se completado e assim por diante. Dessa forma, as regiões que sofreram recristalização primeiro atingem rapidamente a deformação crítica  $c$  para que ocorra nova nucleação.

### 3.3 Influência da recristalização dinâmica no tamanho de grão

O trabalho de Sakai & Jonas [13] estabelece relações entre o tamanho de grão inicial e o parâmetro de Zener-Hollomon ( $Z$ ) com o tamanho de grão recristalizado dinamicamente. O parâmetro de Zener-Hollomon é a taxa de deformação,  $\dot{\epsilon}$ , corrigida pela temperatura absoluta de deformação,  $T$ , e é dado por:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

onde  $Q$  é a energia de ativação para deformação e  $R$  é a constante dos gases. O parâmetro  $Z$  é um fator importante no modelamento matemático dos fenômenos relacionados com a deformação a quente. O refino de grão é observado quando a curva tensão-deformação apresenta um único pico (condição de  $Z$  elevado). Por outro lado, o engrossamento dos grãos ocorre quando a curva apresenta múltiplos picos (condição de  $Z$  pequeno).

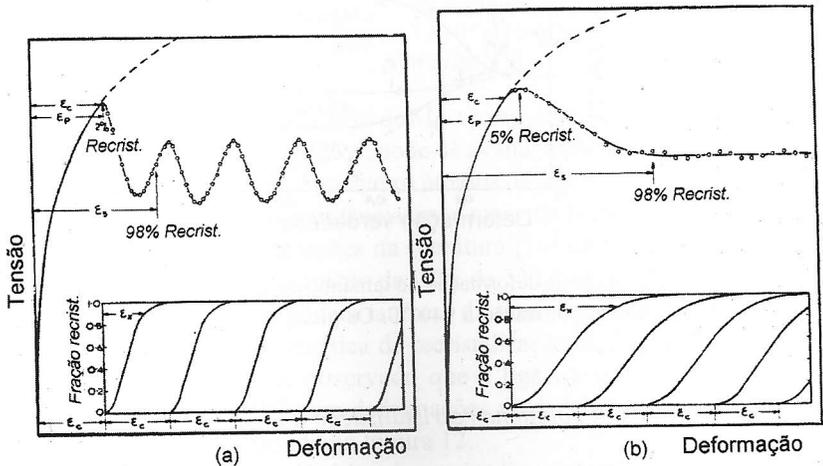


Figura 9: Curvas tensão-deformação esquemáticas para a recristalização dinâmica. (a) cíclica, quando  $\epsilon_c > \epsilon_x$ ; (b) ciclos superpostos, quando  $\epsilon_c < \epsilon_x$  [12].

A variação do tamanho de grão em função da deformação para várias velocidades de deformação é mostrada na Figura 10 para um aço contendo 0,16% de carbono. As posições P1, P2 e P3 indicam os picos de recristalização dinâmica.

Observa-se na Figura 10 que, de uma maneira geral, o refino de grão acontece para situações nas quais ocorrem um único ou no máximo dois picos ( $\dot{\epsilon} \geq 2,010^{-2} \text{ s}^{-1}$ ). Na condição de um único pico, a relação de refino de grão mais intensa é de aproximadamente 2:1, segundo os autores. O tamanho de grão final, por sua vez, é claramente dependente

do tamanho de grão inicial e do parâmetro  $Z$ , como mostrado esquematicamente no diagrama da Figura 11.

A Figura 11 mostra que o tamanho de grão produzido pela recristalização dinâmica é função do parâmetro  $Z$ . Partindo-se de um determinado ponto, definido pelo par  $(D_0, Z)$ , caminha-se horizontalmente até a curva. A intersecção determina o tamanho de grão final. Para os pontos  $(D_{01}, Z_1)$  e  $(D_{02}, Z_1)$ , por exemplo, nota-se que após a recristalização dinâmica, o mesmo tamanho de grão final é atingido (função de  $Z$ ). Para os pontos citados, ocorre engrossamento e refinamento, respectivamente.

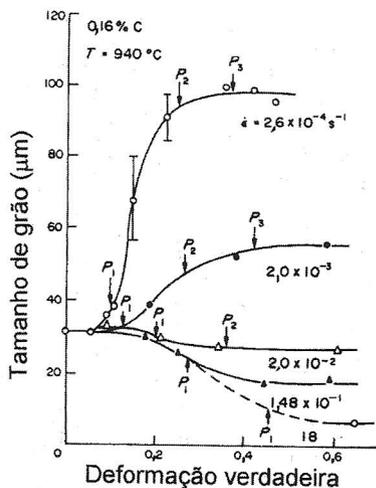


Figura 10: Efeito da velocidade de deformação no tamanho de grão recristalizado dinamicamente. Aço com 0,16% C deformado por tração a 940 °C. Os picos na curva  $\sigma \times \epsilon$  são indicados pelas posições P1, P2, P3 [13].

### 3.4 Efeito de átomos de soluto na recristalização dinâmica

Quando se adicionam átomos de soluto em um metal, acontecem geralmente dois efeitos principais: diminuição da EDE e formação de atmosferas de soluto junto às discordâncias. Ambos os fatores são responsáveis pela diminuição da mobilidade das discordâncias. Conseqüentemente, a adição de soluto causa aumento no limite de escoamento e na resistência à fluência [1]. Neste ponto é importante mencionar que, em sistemas multicomponentes, a adição um determinado soluto pode não afetar significativamente a EDE ou até aumentá-la. Por exemplo, a adição de níquel em alguns aços inoxidáveis austeníticos aumenta a EDE.

Sabe-se que metais com alta EDE, como o alumínio, não apresentam recristalização dinâmica durante a deformação a quente, ocorrendo apenas recuperação dinâmica. No entanto, estudos realizados com soluções sólidas Al-Mg, submetidas a extrusão a 400 °C

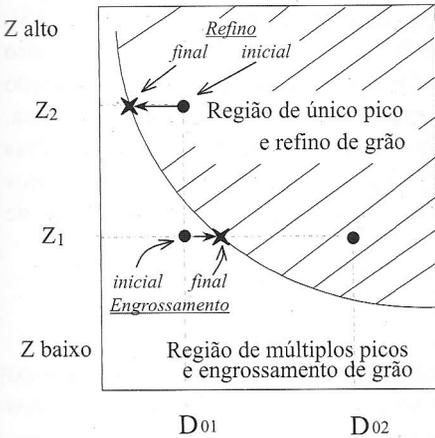


Figura 11: Diagrama esquemático mostrando a dependência entre o tamanho de grão original, o parâmetro de Zener-Hollomon (Z), os tipos de curva tensão-deformação e refino/engrossamento de grãos. A área hachurada corresponde à região em que ocorre um único pico e refino de grão [14-redesenhado pelo autor].

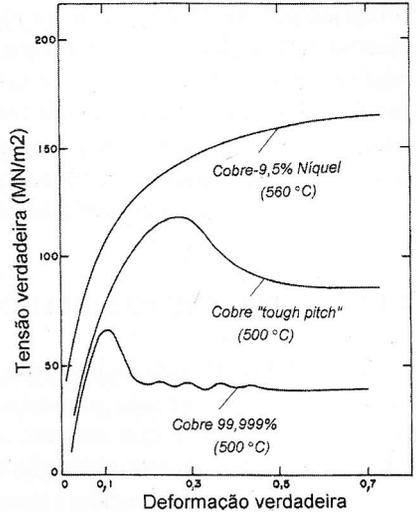


Figura 12: Curva tensão-deformação em ensaio de compressão com taxa de deformação de  $1,810^{-2} \text{ s}^{-1}$  em ligas de cobre e cobre de alta pureza [17].

com redução de 40:1, mostraram que teores de Mg a partir de 5% causavam recristalização dinâmica [15]. Em vista desses resultados, pode-se avaliar indiretamente que o magnésio diminui a EDE do alumínio. Possivelmente os átomos de Mg em solução sólida também dificultam a movimentação de discordâncias por meio da formação de atmosferas de soluto ao seu redor. Existem afirmações na literatura [16] que 1% de Mg em solução sólida no alumínio causa uma diminuição da EDE de 200 para 50  $\text{mJ/m}^2$ .

No entanto, adições de soluto podem também diminuir a velocidade de migração de contornos de grão, diminuindo a cinética de recristalização dinâmica. Por exemplo, no caso das ligas de cobre [17], foi observado que a liga Cu-9,5%Ni não apresentava recristalização dinâmica a 560 °C para deformações verdadeiras em compressão de até 0,7. Esse comportamento é mostrado na Figura 12.

O cobre de alta pureza possui cinética de recristalização rápida, se comparado com materiais mais impuros. No cobre de alta pureza, a migração de contornos de grão não é afetada por átomos de soluto e nem por partículas. Este caso representa a situação dos múltiplos picos na curva tensão-deformação onde  $\epsilon_c > \epsilon_x$ . No caso do Cu-0,05%O (cobre tenaz), a presença de partículas finas de  $\text{Cu}_2\text{O}$  retarda a migração dos contornos de grão durante a recristalização dinâmica (caso onde  $\epsilon_c < \epsilon_x$ ). Esses fatores resultaram na presença de um único pico na curva tensão-deformação. Já a liga Cu-9,5%Ni apresenta sensível aumento de tensões durante o ensaio sem apresentar picos. Esse comportamento é típico de materiais que sofrem recuperação dinâmica [17].

Um fato interessante é o efeito de soluto na cinética de recristalização dinâmica da austenita. Sabe-se que adições de soluto atrasam a cinética de recristalização estática,

porém exerce um efeito retardador muito pequeno na recristalização dinâmica [2, 18]. Mesmo fortes elementos microligantes como Nb, Ti, V, Al e Mo exercem efeito relativamente fraco na cinética da recristalização dinâmica. Esse fato pode ser associado às altas velocidades de migração de contornos de grão durante a recristalização dinâmica, onde a cinética é rápida. Sabe-se que quando o contorno de grão migra em altas velocidades, o efeito retardador de soluto é pequeno. Nesse caso, acredita-se que os átomos de soluto não conseguem acompanhar o contorno por difusão e exercer uma força de arraste.

#### 4. RECRISTALIZAÇÃO METADINÂMICA

A recristalização metadinâmica (ou pós-dinâmica) tem papel importante nos processos industriais de conformação a quente. Consiste no crescimento de “núcleos” gerados *durante* a deformação que crescem *após* o descarregamento do material. Em outras palavras, é um tipo de recristalização que inicia dinamicamente e cresce estaticamente, após o término da deformação.

A recristalização metadinâmica desempenha um papel importante no processamento

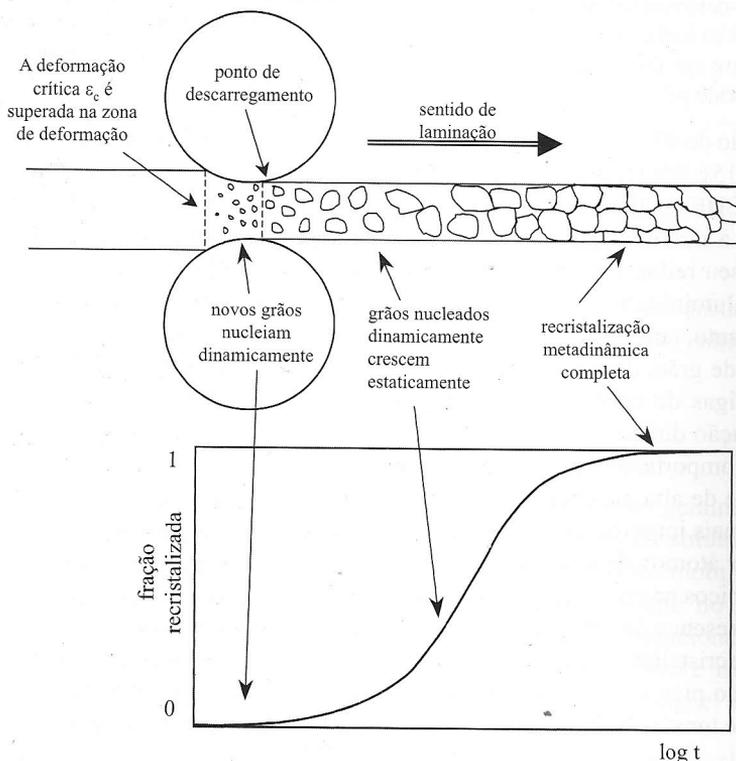


Figura 13: Evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente. (O tamanho dos grãos é exagerado em escala para permitir a visualização microestrutural).

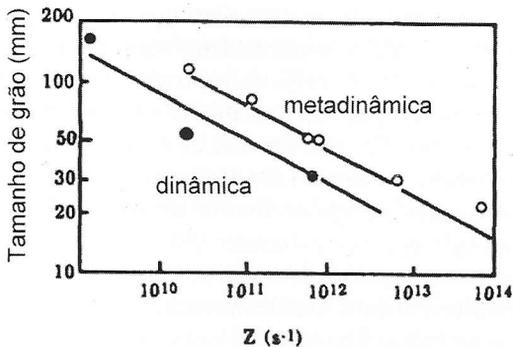


Figura 14: Tamanhos de grão obtidos após a recristalização dinâmica e metadinâmica em função do parâmetro Z (taxa de deformação corrigida com a temperatura) [18].

termomecânico dos aços, pois na maioria dos casos a deformação no estado estacionário (“steady state”) não é atingida para as reduções usuais que o material é submetido. Quando a deformação crítica  $\epsilon_c$  é atingida, os núcleos formados dinamicamente crescem livres de tensão aplicada. Por exemplo, na laminação a quente de aços, as reduções atingidas em cada passe podem ultrapassar a deformação  $\epsilon_c$  e não atingem a deformação do estado estacionário. Analisando o caso específico da laminação de tiras a quente, os curtos tempos interpasso (geralmente entre 10 e 0,5 s) podem impedir que o material amoleça completamente, acumulando deformação para o passe seguinte. Dessa forma, a deformação crítica  $\epsilon_c$  pode ser facilmente ultrapassada [7, 8, 19, 20]. A recristalização metadinâmica tem cinética muito rápida e difere dos outros mecanismos de recristalização por não apresentar período de incubação, já que os núcleos foram formados dinamicamente. A Figura 13 exemplifica a ocorrência da recristalização metadinâmica acontecendo durante o processo de laminação a quente.

Além de apresentar uma cinética rápida, a recristalização metadinâmica possui características muito interessantes. Uma delas é que sua cinética depende basicamente da taxa de deformação  $\dot{\epsilon}$  e é pouco influenciada pela temperatura e por elementos de liga [2, 18]. Quanto maior a taxa de deformação utilizada, mais rapidamente a recristalização metadinâmica se completa. Com relação aos tamanhos de grão obtidos, estes são mais finos quanto maior a taxa de deformação empregada. Como regra geral, quanto maior a taxa de deformação, maior a quantidade de núcleos gerados e esse efeito justifica esse comportamento. A Figura 14 mostra as diferenças de tamanhos de grão recristalizados para os dois mecanismos.

Observa-se na figura anterior que os grãos obtidos com a recristalização metadinâmica são ligeiramente maiores (1,5 X aproximadamente) se comparados com os grãos obtidos após a recristalização dinâmica. Se comparado com a recristalização estática, o tamanho de grão produzido é aproximadamente 2 a 3 vezes menor [21].

## 5. LAMINAÇÃO CONTROLADA

A laminação controlada foi desenvolvida no princípio da década de 60 com o objetivo de produzir aços de baixa liga com excelentes resistência, ductilidade, tenacidade e

soldabilidade. Para tal, necessita-se de uma microestrutura formada por grãos muito finos. Inicialmente procurou-se obter um acúmulo de deformações nos passes finais através da adição de elementos microligantes, principalmente o nióbio e o titânio. Esses elementos atrasam consideravelmente a recristalização estática entre os passes, gerando um acúmulo de deformações. Com isso, é gerada uma alta taxa de nucleação durante a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ , tornando os grãos ferríticos muito finos. Quatro das técnicas principais de laminação são empregadas para os aços microligados, listadas abaixo [19].

a) Laminação controlada por recristalização: utilizada para chapas grossas e tubos sem costura de paredes grossas, quando as cargas de laminação se encontram próximo ao limite superior do laminador. Portanto, altas temperaturas são utilizadas (acima de 950 °C) e o material é totalmente recristalizado entre cada passe. Para evitar o crescimento excessivo de grãos, adiciona-se geralmente Ti, que forma uma dispersão de precipitados.

b) Laminação controlada convencional: esta técnica é utilizada desde as primeiras experiências e publicações na década de 60 [22] e tem como objetivo principal a obtenção de uma estrutura austenítica encruada após o último passe de acabamento. Essa deformação residual aumenta muito a taxa de nucleação da ferrita, produzindo tamanhos de grão ferríticos muito finos após a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Uma microestrutura ferrítica muito fina dá aos aços alto limite de escoamento e tenacidade. Para isso, os passes finais da laminação de acabamento são aplicados em temperaturas baixas, abaixo da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ). Isso causa um atraso na cinética de recristalização estática entre passes, seja por efeito de soluto e/ou pelo efeito de partículas de Nb(C,N). Obviamente, as cargas de laminação são mais altas nessas condições pois além das temperaturas serem baixas, o material amolece apenas parcialmente entre os passes. Esta técnica é muito utilizada na laminação a quente de tiras e chapas grossas.

c) Laminação controlada por recristalização dinâmica: Esse processo consiste em induzir a ocorrência da recristalização dinâmica (que seguirá como metadinâmica) em um ou mais passes. Como visto anteriormente, a recristalização dinâmica causa intenso refino de grão austenítico. Esse fato é muito interessante, pois permite que o laminador trabalhe com cargas mais baixas e produz intenso refino de grão austenítico. Isso refletirá num grão ferrítico muito fino após a transformação.

d) Laminação a morno (warm rolling): laminação realizada abaixo da temperatura  $A_{r1}$ , onde o aço se encontra no estado ferrítico. Dentre as características principais, estão: menores cargas de laminação, pois a ferrita é mais mole que a austenita e menor consumo de energia para o reaquecimento da placa, o que também implica em menores perdas por oxidação.

A Figura 15 mostra os casos (a), (b) e (c) de laminação controlada mencionados. Evidências industriais desses processos podem ser encontradas nas referências [7, 8, 19, 20, 23-32].

## 6. ANÁLISE DA CURVA DE TENSÃO MÉDIA DE ESCOAMENTO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA

As transformações que um metal sofre durante a conformação a quente podem ser visualizadas numa curva da Tensão Média de Escoamento (TME) em função do inverso

da temperatura absoluta, como o método proposto por Boratto et al., utilizando ensaios de torção a quente [33] com resfriamento contínuo. O método foi utilizado para interpretar processos industriais por vários autores [7, 8, 19, 20, 23-32, 34-37]. Consiste em comparar a TME de um ensaio mecânico que simula uma operação industrial, uma vez que se torna difícil comparar grandezas como força de laminação e tensões de um ensaio mecânico. A TME, portanto, é um elo de ligação entre um ensaio mecânico (realizado em condições “ideais”) e um processo de conformação (como a laminação), permitindo uma comparação para fins de entendimento dos fenômenos metalúrgicos.

Para um dado processo de conformação onde o material é aquecido e conformado, a temperatura cai à medida que os passes são realizados. A TME aumenta com a diminuição da temperatura, portanto, na curva TME *versus*  $1/T$ , um declive positivo da curva é esperado. Esse é o comportamento padrão da TME, onde consideramos que entre dois passes ocorreu 100% de amolecimento (região indicada por recristalização estática). À medida que a temperatura abaixa, a cinética de recristalização estática vai se tornando mais lenta, e não permite que ocorra 100% de amolecimento entre os passes. Dessa forma, parte da deformação é acumulada para o passe seguinte, que aumenta o declive da curva. O acúmulo de deformações pode superar  $\epsilon_c$  e iniciar a recristalização dinâmica (que seguirá como metadinâmica), causando declive negativo, pois o amolecimento é muito rápido e total. A Figura 16 mostra um exemplo dos comportamentos citados para uma seqüência hipotética de 5 passes. Observa-se que cada declive característico é associado à recristalização estática, acúmulo de deformações e recristalização dinâmica, seguida por metadinâmica. Esse método permite a visualização metalúrgica de um processo qualquer de conformação a quente de múltiplos passes.

### 6.1 Cálculo da TME

Para um ensaio mecânico, a TME pode ser facilmente calculada através da integração da tensão com relação à deformação dividida pelo intervalo de deformação considerado, como mostrado na equação 4:

$$TME = \frac{1}{\epsilon_1 - \epsilon_0} \int_{\epsilon_0}^{\epsilon_1} \sigma d\epsilon \quad (4)$$

onde  $\epsilon_0$  e  $\epsilon_1$  são as deformações consideradas para o cálculo,  $\sigma$  é a tensão de escoamento.

No entanto, o cálculo da TME no caso da laminação é uma operação complicada, devido à complexidade geométrica e à não homogeneidade da deformação que o material é submetido. Para isso, necessita-se assumir algumas simplificações como as utilizadas nos métodos de Orowan [38] e Sims [39] e Ford e Alexander [40]. Os dois últimos são os mais utilizados por serem mais simples.

Do ponto de vista “empírico”, a previsão da TME para aços carbono pode ser calculada com auxílio de equações como as de Misaka e Yoshimoto [41], Shida [42] ou até mesmo por redes neurais [43]. Correções da equação de Misaka para permitir diferentes

composições químicas e a ocorrência de recristalização metadinâmica podem ser encontradas nas referências [8, 19, 20, 24-26, 29].

## 7. MODELAMENTO MATEMÁTICO DO PROCESSAMENTO MECÂNICO A QUENTE

O modelamento matemático é uma etapa importante para a compreensão, otimização e melhora de qualidade de um processo de produção. O caso da laminação a quente de aço em particular tem atraído a atenção de muitos e importantes grupos de pesquisa em todo mundo e os modelos propostos estão se tornando cada vez mais sofisticados.

As principais vantagens do modelamento matemático são citadas abaixo. Apesar de

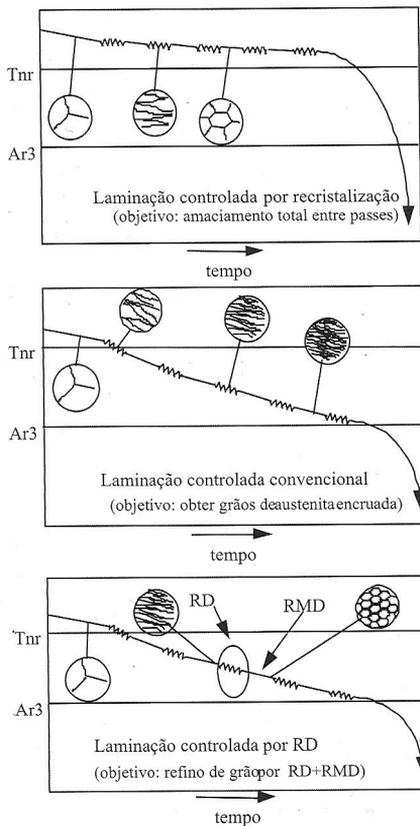


Figura 15: Diagramas tempo-temperatura comparando as três estratégias de laminação controlada. (a) Laminação controlada por recristalização; (b) Laminação controlada convencional e (c) Laminação controlada por recristalização dinâmica. RD = recristalização dinâmica; RMD = recristalização metadinâmica [19].

algumas delas não serem muito relevantes do ponto de vista acadêmico, elas se tornam muito importantes industrialmente.

a) Redução do número de experiências na produção. Este é um dos fatores mais importantes devido aos altos custos envolvidos. O custo do equipamento, associado ao tempo gasto, custos com pessoal, e algumas vezes, a produção de uma grande quantidade de sucata justificam o desenvolvimento de modelos matemáticos e simulações.

b) Avaliação de modificações de equipamentos. Os modelos matemáticos permitem avaliar, por exemplo, as mudanças de configuração de um laminador. Além disso, o treinamento de pessoal técnico pode ser antecipado à própria modificação.

c) Previsão de variáveis que não podem ser medidas. Um exemplo simples e importante é a temperatura interna de uma chapa de aço durante a laminação. Em alguns casos, existe uma grande diferença entre a temperatura medida através de pirômetros ópticos e a temperatura real do centro da chapa. Um outro parâmetro que não pode ser avaliado é a condição microestrutural durante o processamento termomecânico.

d) Avaliação do sinergismo entre parâmetros. O modelamento matemático permite estudar mais de um parâmetro simultaneamente, e na prática essa é a situação que realmente acontece. O processamento termomecânico é um exemplo típico no qual ocorre uma combinação de eventos térmicos, mecânicos e microestruturais.

e) Controle baseado em modelo matemático. O controle microestrutural com auxílio de modelo matemático na laminação a quente poderá ser o próximo passo nos anos futuros. Atualmente, não existem modelos microestruturais “on-line” em laminação a quente. No entanto, modelos que relacionam a temperatura e a força de laminação estão sendo aplicados “on-line” com sucesso [44].

f) Pesquisa de baixo custo. Ao utilizar-se métodos numéricos simples, os custos são desprezíveis. Mesmo considerando a utilização de um laboratório de ensaios mecânicos, os custos ainda assim são muito baixos, quando comparados a uma experiência na

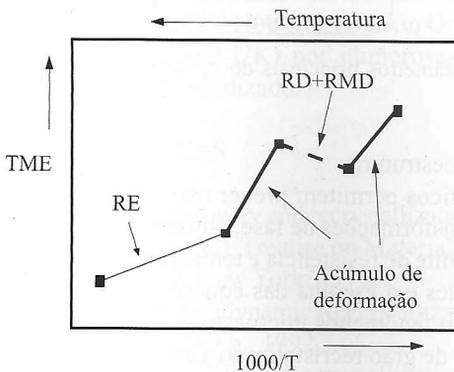


Figura 16: Representação esquemática de processo de conformação a quente de 5 passes. Cada declive é associado com um fenômeno metalúrgico como recristalização estática (RE), acúmulo de deformações e recristalização dinâmica (RD) e metadinâmica (RMD). [19].

produção. A flexibilidade da simulação e do modelamento permite gerar uma grande quantidade de dados, sem altos custos envolvidos.

As principais variáveis consideradas no modelamento matemático do processamento termomecânico de aços são mostradas na Figura 17.

Os modelos utilizados no processamento termomecânico podem ser divididos em: *modelo de temperaturas*, *modelo de forças de laminação*, *modelo de microestrutura e modelo de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  e propriedades mecânicas*. O modelo integrado é aquele que une todos os “sub-modelos” citados acima.

A principal etapa do modelamento matemático é, sem dúvida, organizar as equações que descrevem determinados processos metalúrgicos de maneira lógica. Por exemplo, para o cálculo do tamanho de grão durante o processamento a quente, devemos considerar qual o tipo de recristalização o material foi submetido e qual a extensão da mesma. Em seguida, devemos levar em consideração a ocorrência do crescimento de grão, caso a recristalização tenha se completado em tempo menor que o tempo interpasse.

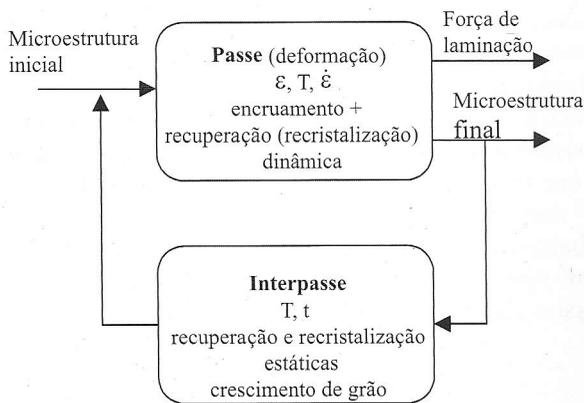


Figura 17: Princípios e parâmetros principais do modelamento matemático do processamento mecânico a quente [45].

#### • Modelos para microestrutura

Os modelos matemáticos permitem prever não apenas as forças de laminação, mas também a cinética de transformações de fase, tamanhos de grão, fases presentes, dureza, limite de escoamento, limite de resistência e temperatura de transição dúctil-frágil. Uma das principais dificuldades é a escolha das equações a serem utilizadas. Equações que descrevem parâmetros ou fenômenos microestruturais, tais como o tempo para 50% de recristalização, tamanho de grão recristalizado e crescimento de grão, podem apresentar diferenças significativas. De uma maneira geral, para a laminação a quente de aços baixo carbono existe um consenso quanto às equações utilizadas, uma vez que muitos estudos já foram realizados com esse tipo de material, o qual representa aproximadamente 90% da produção de aços. Esse consenso, no entanto, está sendo atingido no futuro para os

aços microligados e para outros materiais trabalhados a quente, como as ligas de alumínio e as de cobre. No entanto, é possível que uma simples mudança de composição química altere o comportamento do material, levando ao insucesso do modelo.

As principais equações utilizadas no modelamento matemático da laminação a quente de aços carbono são disponíveis na literatura em numerosas publicações. Uma simples listagem das equações utilizadas não seria pertinente no presente trabalho. Publicações recentes e detalhadas estão disponíveis, com equações que descrevem a TME, a deformação crítica para o início da recristalização dinâmica, a cinética de recristalização, o tamanho de grão recristalizado, o crescimento de grão e a precipitação de carbonitretos de Nb [7, 8, 19, 20, 24-32, 46]. Nesses estudos, são analisados os aços carbono, os microligados ao nióbio e os aços Cr-Mo e testados com dados industriais de laminação de várias siderúrgicas de diferentes países.

Finalmente, deve-se mencionar que o desenvolvimento de modelos matemáticos para o processamento termomecânico também está ocorrendo para outros materiais metálicos, particularmente para as ligas de alumínio [47]. A abordagem neste caso é um pouco diferente da utilizada para os aços. No caso das ligas de alumínio, os modelos procuram relacionar a energia armazenada na deformação, a cinética de recristalização, o tamanho de grão recristalizado e a textura. Além disto, é dada ênfase especial à nucleação da recristalização.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço especialmente ao Prof. A.F. Padilha (EPUSP), professor, educador e amigo que me incentivou e apoiou para esta e inúmeras outras empreitadas metalúrgicas e não metalúrgicas. Agradecimentos especiais vão para: Prof. H.P. Stüwe (University of Leoben-Áustria), Profs. John J. Jonas e S. Yue (McGill University-Montreal-Canadá), Prof. J.D.T. Capocchi (EPUSP), Prof. Oscar Balancin (DEMA-UFSCAR), Prof. W.B. Morrison (consultant-UK), Pascoal Bordignon (CBMM-Brasil), Prof. Hugh McQueen (Concordia University-Montreal-Canadá), Prof. P.D. Hodgson (Deakin University-Austrália) e Prof. C.M. Sellars (University of Sheffield-UK) por numerosas, frutíferas e agradáveis discussões durante o interminável aprendizado.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] H.J. McQUEEN & J.J. JONAS Recovery and recrystallization during high temperature deformation. In: R.J. ARSENAULT (ed.) Treatise on Materials Science and Technology, vol. 6, Academic Press, pp. 393-493, New York, 1975.
- [2] C. ROUCOULES Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels. Ph.D. Thesis, McGill University, Canada, 269 p., 1992.
- [3] F.J. HUMPHREYS & M. HATHERLY Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Pergamon, pp. 363-392, 1995.
- [4] H.J. McQUEEN, N.D. RYAN, E.V. KONOPLEVA & X. XIA Formation and application of grain boundary serrations. Canadian Metallurgical Quarterly, vol. 34, pp. 219-229, 1995.