

4 Endurecimento por Deformação Plástica

4.1 Introdução

Os processos de conformação em sua grande maioria oferecem produtos semi-acabados. Devido a fatores anteriormente mencionados, como dificuldade de escoamento para formar produtos com seções complexas, tolerâncias dimensionais e geométricas abertas devido à contração térmica, distorção por tensionamento interno, alterações dimensionais devidas à recuperação elástica, normalmente esses produtos sofrem um trabalho posterior de acabamento seja por usinagem ou mesmo em muitos casos, por processos de conformação.

Alguns processos de conformação possibilitam a obtenção de produtos acabados ou muito próximos da condição de utilização.

Normalmente, são processos realizados à temperatura ambiente, nos quais destaca-se a utilização de equipamentos de elevada rigidez, ferramentas de qualidade dimensional e superficial elevada e com a possibilidade de lubrificação eficiente ao longo de todo o processo. Os produtos obtidos apresentam tolerâncias dimensionais, rugosidade superficial e tolerâncias geométricas próximas às obtidas em processos de acabamento por usinagem.

Outra característica importante desse tipo de processo, é a possibilidade de controlar-se as propriedades mecânicas do produto através da escolha adequada dos parâmetros de processamento.

BLICKWEDE (1.977) apresenta um interessante quadro comparativo em que o aço AISI 1010, extrudado a frio com redução de área de 60% apresenta tensões limites, estrição e dureza próximas do aço AISI 1040, temperado e revenido. Resultados semelhantes foram obtidos para o aço AISI 1040 extrudado a frio a 40% comparado ao aço AISI 8620 beneficiado (**Tabela 4.1**)

Outra análise interessante feita pelo autor (**Tabela 4.2**) refere-se à redução de custos, quando peças semelhantes porém de materiais diferentes e obtidas com processos distintos são comparadas em termos de propriedades e de custos.

Ressalte-se também que para alguns materiais metálicos, o processamento por conformação a frio é a única possibilidade de atingir os níveis de resistência e dureza indicados para utilização.

Esse é um aspecto importante na prática industrial nos casos em que o emprego de tratamentos térmicos posteriores à conformação pode acarretar a queda da qualidade geral do produto.

Destacadas as vantagens da conformação a frio, cabe também ressaltar as possíveis desvantagens relacionadas aos custos de ferramental, equipamentos e preparação, bem como aos limites de conformabilidade que são bem mais reduzidos quando comparados aos do trabalho a quente.

Assim, na maioria dos casos, a conformação a frio é empregada como etapa de acabamento (por exemplo, na laminação a frio de folhas), ou com pequenas reduções de seção transversal em inúmeros passes para obtenção de seções relativamente simples (como na trefilação de fios ou na extrusão e recalque a frio de eixos), ou na conformação de peças prontas a partir de chapas (como na estampagem a frio).

Tabela 4.1 - Comparação das propriedades mecânicas de aços tratados termicamente e conformados a frio

Aço	AISI 1040	AISI 1010	AISI 8620	AISI 1040
Condição	TR	EF 60%	TR	EF 40%
Tensão limite de resistência T.L.R. [MPa]	690	690	862	862
Tensão limite de escoamento T.L.E. [MPa]	483	655	586	724
Estricção [%]	60	50	50	40
Dureza [HB]	207	207	248	235

TR - Temperado e revenido
EF - Extrudado a frio

Tabela 4.2 - Comparação de custos de peças extrudadas a frio e tratadas termicamente

Aço	Conformação e Tratamento	Propriedades Mecânicas	Custo Normalizado
8620 recozido	Extrusão a frio, Cementação, Tempera-Revenido	Dureza: 56-58 HRC T.L.R.: 862 MPa	Material: 0,82 Processo: 0,18 Total: 1,00
1040 esferoidizado	Extrusão a frio, Tempera por indução e alívio de tensões	Dureza: 50-52 HRC T.L.R.: 728 MPa	Material: 0,63 Processo: 0,12 Total: 0,75

4.2 Encruamento de Materiais Metálicos

O texto apresentado a seguir foi baseado nos artigos de *LONGO e REED-HILL (1.973 e 1.974)* e no livro de *DIETER*. A **figura 4.1** extraída de *DIETER*, apresenta a variação das propriedades mecânicas de um material metálico, quando trabalhado a frio. Observa-se um aumento constante das tensões limites de escoamento e resistência à tração e uma queda acentuada da ductilidade (estricção e alongamento).

Para deformações próximas da linha A, encontra-se o denominado limite de conformabilidade, ou seja, quando a tensão limite de escoamento é muito próxima da tensão

limite de resistência, o que associado à baixa ductilidade, faz com que o material apresente-se num estado em que a continuidade da deformação leve-o à ruptura, inutilizando-o.

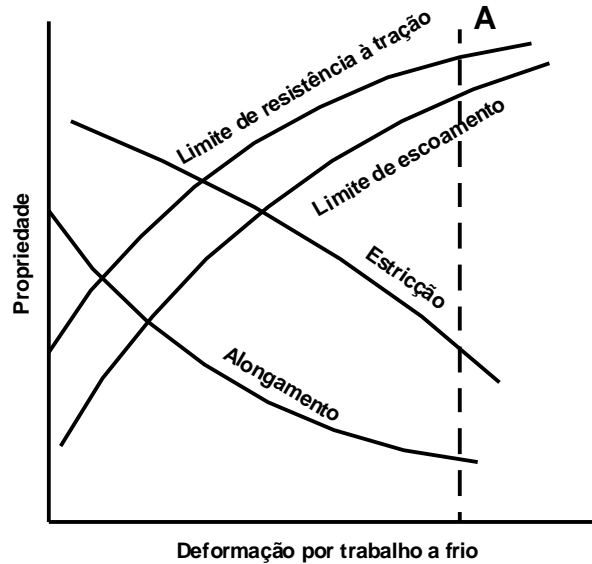


Figura 4.1 - Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio.

O fenômeno metalúrgico associado a esse comportamento é denominado *encruamento* ou *endurecimento por deformação plástica a frio*.

O comportamento sob tração de monocristais de metais é mostrado na **figura 4.2**, na qual a tensão uniaxial é representada pela tensão de cisalhamento τ e a deformação linear, pela distorção γ , presente no plano preferencial de deslizamento.

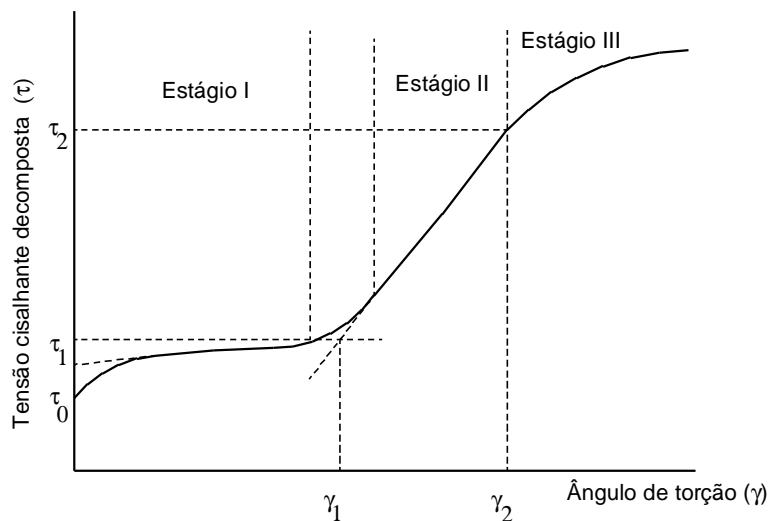


Figura 4.2 - Curva tensão cisalhante x distorção para monocristais.

Abaixo de uma dada tensão τ_0 não ocorre deformação plástica significativa. Essa tensão é denominada “*tensão cisalhante crítica decomposta*”. Observa-se na **figura 4.3**, que

pela decomposição da tensão axial P/A atuante num monocristal monocilíndrico pode-se obter a tensão cisalhante τ_r que atua sobre o *plano preferencial de deslizamento*, na *direção preferencial de deslizamento (sistema preferencial de deslizamento)*.

Por exemplo, no caso do Ag de estrutura *ccf*, o plano preferencial é o (111) e a direção preferencial, [110].

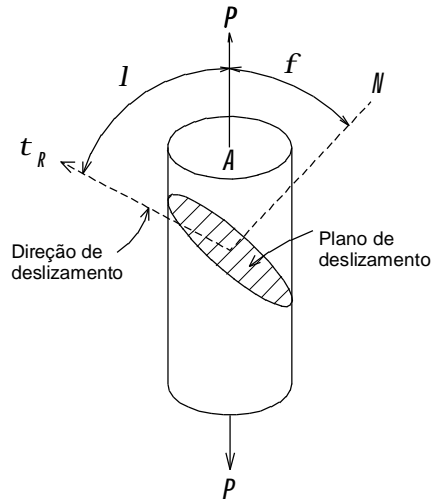


Figura 4.3 - Tensões atuantes num corpo-de-prova monocristalino

Na figura, ϕ é o ângulo entre o vetor normal ao plano de deslizamento e a direção de tração e λ é o ângulo entre a direção de deslizamento e a direção de tração.

Assim, a tensão cisalhante τ_r pode ser calculada:

$$\tau_r = \frac{P \cos l}{A / \cos f} = \frac{P}{A} \cos f \cos l$$

Quando essa tensão cisalhante atinge um valor tal que se inicia o escoamento, denomina-se “*tensão cisalhante crítica decomposta*”, que depende no caso de monocristais, principalmente da temperatura e da composição química. Assim Ag 99,99% apresenta um valor de τ_0 igual a 48 g/mm² enquanto Ag 99,93% apresenta τ_0 igual a 131 g/mm².

Os valores de τ_0 obtidos experimentalmente, apresentam-se bem menores que os calculados teoricamente a partir desse modelo. Isto pode ser explicado pela presença de defeitos na rede cristalina dos metais que reduzem os níveis de tensão necessários, como pode ser observado por ensaios realizados com diversos níveis de defeitos e para materiais livres desses defeitos.

Defeitos na rede cristalina, produzem um aumento na energia livre, tanto maior quanto a intensidade e a extensão do defeito. Imperfeições como vazios, átomos em solução sólida (**defeitos de ponto**) apresentam um efeito menos pronunciado sobre o deslizamento do que os defeitos de linha como as discordâncias em cunha (*aresta ou de Taylor-Orowan*) ou as discordâncias em hélice (*espiral ou de Burgers*) e do que os **defeitos de plano** como os contornos de grão.

Grande parte dos mecanismos de deformação e encruamento de metais relaciona-se com a movimentação de discordâncias e sua interação com vazios, átomos de solutos, outras discordâncias e contornos de grão.

Ultrapassado τ_0 inicia-se o escoamento, a uma baixa taxa de encruamento, representando o estágio I, conhecido como *região de escoamento fácil*. Esse estágio pode não

se apresentar em materiais com pequenas quantidades de impurezas, pela deformação a temperaturas elevadas ou pela orientação do cristal de forma que diversos sistemas de deslizamento fossem favorecidos sob tração.

Os materiais policristalinos não apresentam esse estágio, pois possuem um número elevado de grãos aleatoriamente orientados, favorecendo o deslizamento múltiplo desde o início do escoamento.

No estágio II, ou *região de encruamento linear*, tem-se um aumento rápido da taxa de encruamento até atingir um valor constante, de tal forma que a tensão cisalhante é função linear da distorção.

O coeficiente de encruamento nesse estágio é bastante estável e independente da taxa de deformação e da temperatura empregadas no ensaio. Regiões de encruamento semelhantes ao estágio II têm sido observadas no ensaio de materiais policristalinos.

No início do estágio III, ou *região de encruamento parabólico*, a taxa de encruamento decresce continuamente e a tensão cisalhante passa a ser uma função parabólica da distorção. O início do estágio III e a taxa de encruamento nesse estágio são fortemente dependentes da temperatura e da taxa de deformação empregadas.

Grande parte do comportamento de materiais policristalinos assemelha-se ao estágio III do ensaio de monocristais.

4.3 Mecanismos de Deformação e Recuperação de Metais Mono e Policristalinos

Como destacado anteriormente, os defeitos cristalinos apresentam grande importância para a deformação plástica dos metais. Grande parte dos mecanismos de deformação e encruamento relacionam-se ao movimento e interação de discordâncias ao longo da estrutura do material. Não é de interesse desse curso aprofundar a teoria das discordâncias, o que pode ser feito através da leitura dos textos de *DIETER* (capítulos 4 e 5), *REED-HILL (1.982)* (capítulos 4 e 5) e *WEERTMAN (1.965)*.

Durante o estágio I (**Figura 4.2**), a deformação ocorre provavelmente pelo deslizamento num único sistema (*sistema primário*), ativada pela interação de discordâncias com defeitos de ponto e pela interseção de discordâncias móveis com outras discordâncias que cortam os planos de deslizamento. São interações de pequena amplitude que explicam a pequena taxa de encruamento observada nesse estágio.

O estágio II tem início quando novos sistemas de deslizamento (*sistema secundário*) passam a atuar, ocorrendo uma forte interação entre as discordâncias do primeiro sistema com as discordâncias dos novos sistemas. A taxa de encruamento aumenta consideravelmente.

A interação das discordâncias nos diversos planos faz com que elas passem a apresentar diversos degraus, em número crescente com a continuidade da deformação. Para alguns metais, também são formadas discordâncias do tipo *Lomer-Cottrell* e ocorre empilhamento de discordâncias.

Para ensaios realizados a baixas temperaturas, os mecanismos de deformação permanecem inalterados devido à ausência de energia de ativação suficiente para que surjam outros mecanismos. Nessa situação, o estágio II prolonga-se até a fratura do corpo e o estágio III não é observado.

Para temperaturas de ensaio mais elevadas e a partir de uma dada temperatura, estabelece-se o estágio III, com o decréscimo da taxa de encruamento, que passa a ser dependente da temperatura e da taxa de deformação. Esse efeito provém da ocorrência sucessiva da movimentação e interação de discordâncias seguida de um processo de *recuperação dinâmica*.

Durante a deformação realizada a temperaturas elevadas, ocorre um amolecimento térmico simultâneo a um processo de endurecimento atérmico, de tal forma que a tensão de escoamento é fortemente dependente da temperatura e da taxa de deformação. Taxas de

deformação elevadas correspondem a tempos disponíveis menores para a ação dos mecanismos de recuperação dinâmica.

Ensaio realizados com deformação a quente mostraram que essa explicação é válida somente para o caso de materiais com *alta energia de falha de empilhamento (EDE)* (ou energia de defeito de empilhamento). Para esses materiais, concluiu-se que os mecanismos presentes tanto para recuperação estática quanto dinâmica, são: *a escalagem de discordâncias em linha* e *o deslizamento cruzado*.

No caso de metais c.f.c., os mecanismos para recuperação estática e para recuperação dinâmica são diferentes, pois observou-se que materiais com mesmo grau de deformação recozidos à mesma temperatura, apresentavam taxas de recuperação diferentes, sendo a recuperação dinâmica mais eficaz que a estática.

Um exemplo interessante, o níquel puro deformado à temperatura ambiente apresenta um estágio III bem definido, enquanto que o mesmo material deformado a temperaturas menores não apresenta recuperação estática à temperatura ambiente.

A *formação de bandas de deslizamento* devido ao *deslizamento cruzado duplo* são os mecanismos associados ao início do estágio III.

Durante os estágios I e II, formam-se barreiras de *Lomer-Cottrell* onde são ancorados e empilhados grupos de discordâncias em anel gerados por fontes de *Frank-Read*. No estágio II, a quantidade de discordâncias empilhadas cresce, ocasionando o aumento da taxa de encruamento.

A energia necessária para ativar o mecanismo de deslizamento cruzado é menor que a necessária para ultrapassar as barreiras de *Lomer-Cottrell*, assim, o estágio III terá início quando as discordâncias próximas das barreiras comecem a circundá-las movimentando-se por deslizamento cruzado.

Devido ao deslizamento cruzado, ativado termica e mecanicamente, um grande número de discordâncias em hélice são aniquiladas, bem como um grau maior de deformação é alcançado.

O mecanismo de deslizamento cruzado, responsável pela recuperação dinâmica, é ativado nos metais c.f.c., pela recombinação de discordâncias parciais. A energia necessária para essa ativação é inversamente proporcional à EDE do material. Assim, materiais com baixa EDE apresentam a uma mesma temperatura, taxas de recuperação menores que a de um material com alta EDE. O latão alfa (72% Zn) que tem baixa EDE não apresenta estágio III, quando deformado à temperatura ambiente.

Para metais com alta EDE, que apresentam taxas consideráveis de recuperação dinâmica, os mecanismos de ativação devem ser outros que não aqueles relacionados com a interação e movimento de discordâncias empilhadas em barreiras, visto que tal tipo de estrutura somente foi observada em materiais com baixa EDE.

No caso de metais policristalinos com alta EDE, observa-se que durante a recuperação dinâmica forma-se uma estrutura celular, com “paredes da célula” compostas por discordâncias em hélice movimentadas por deslizamento cruzado e discordâncias em aresta movimentadas por escalagem.

Essa configuração é a de menor energia livre, com alívio dos campos de tensões. As “células” ou “sub-grãos” apresentam-se como regiões cristalinamente perfeitas, com pequenos desvios de orientação e praticamente isentas de discordâncias.

As paredes das células são associadas a “emaranhados”, já que as discordâncias apresentam-se enroladas, entrelaçadas e misturadas de forma bastante irregular. A **figura 4.4**, (a) e (b), esquematiza a estrutura celular de metais com diferentes graus de deformação. Em (c) e (d) apresentam-se respectivamente microestruturas com subestruturas celulares para o níquel com 5,5% de alumínio deformado 2,7% a 293 K e para o níquel puro deformado 3,1% também a 293 K.

Fatores como a redução da temperatura, o aumento da taxa de deformação, a presença de impurezas ou elementos de liga que interagem com as discordâncias e diminuem

a EDE e defeitos de ponto, impedem a recuperação dinâmica, causando um aumento da taxa de encruamento e das tensões necessárias, pois dificultam a ativação dos mecanismos de deslizamento cruzado e escalagem e conseqüentemente, a formação de uma estrutura celular.

Com a formação de “células”, o caminho livre para movimento das discordâncias é maior o que justifica a menor taxa de encruamento, observada durante a recuperação dinâmica.

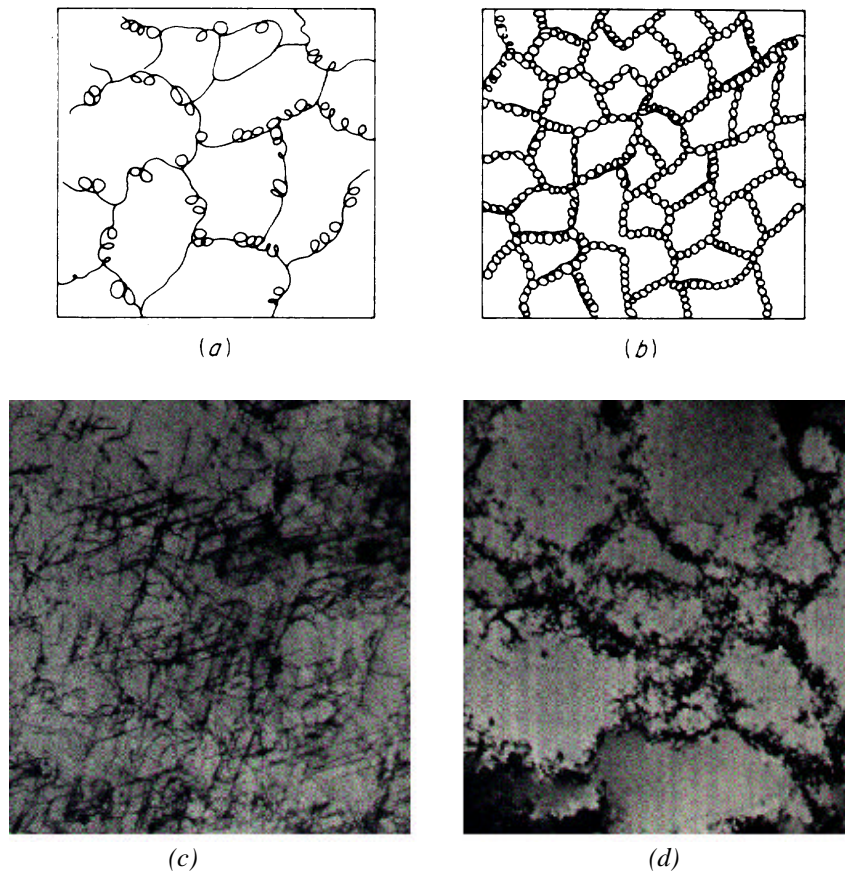


Figura 4.4 - Estrutura celular em material deformado 10% (a) e 50% (b), (c) níquel com 5,5% de alumínio deformado 2,7% a 293 K (d) níquel puro deformado 3,1% a 293 K.

Em situações como no trabalho a frio de metais, para os quais não há formação de células, as discordâncias estão distribuídas mais uniformemente e conseqüentemente o caminho livre é menor e a probabilidade de interação das discordâncias é aumentada.

Assim, para que se provoque um mesmo grau de deformação, as estruturas recuperadas necessitam de uma densidade de discordâncias menor do que aquela necessária para a situação em que a recuperação dinâmica não ocorra (como no trabalho a frio, por exemplo). DIETER apresenta alguns valores para densidades de discordâncias:

- de 10^5 a 10^6 cm^{-2} para um metal totalmente recozido
- de 10^{10} a 10^{12} cm^{-2} para um metal trabalhado a frio

4.4 Influência de Contornos de Grão, Solução Sólida e Partículas de Segunda Fase na Deformação Plástica

Esse item baseou-se nos capítulos 6 do *DIETER*, 5, 7, 8 e 9 do *REED-HILL*.

Nos itens anteriores, foram estudados aspectos da deformação plástica de monocristais, em termos de mecanismos de deformação e recuperação.

Muitos desses mecanismos também ocorrem nos materiais policristalinos, porém, devido às características desses materiais, outros mecanismos estão presentes durante a deformação, pela interação com contornos de grão, de subgrão, átomos em solução sólida e partículas de segunda fase.

a) Influência dos Contornos de Grão

a.1) Contornos de alto ângulo

Os contornos de grão, regiões cristalinas que delimitam os grãos, representam a mudança de orientação cristalina ao longo do material.

A energia superficial dos denominados *contornos de alto ângulo*, apresenta-se elevada o que faz com que essa região seja preferencial para a ocorrência de reações, como difusão, transformação de fase, precipitação e recristalização, bem como para a concentração de átomos de soluto e para o bloqueio de discordâncias.

Os materiais metálicos empregados comercialmente apresentam grãos pequenos, orientados aleatoriamente, características interessantes para o aumento da resistência mecânica.

Os sistemas de deslizamento nesse caso, apresentam-se nas mais diversas direções, o que faz com que cada grão deforme-se de forma diferenciada de seus vizinhos. Devido à continuidade do material, os contornos de grão apresentam gradientes de deformação, tanto maiores quanto maior o tamanho de grão e o ângulo do contorno.

Os planos de deslizamento ativos em regiões próximas aos contornos são vários e diversificados, incluindo até planos de menor densidade atômica, resultando numa dureza maior nos contornos do que no centro dos grãos.

Um maior número de contornos, ou seja, grãos pequenos, faz com que a influência desses contornos seja maior, acarretando um aumento do encruamento.

Uma observação importante a respeito da influência dos contornos de grão refere-se ao tipo de fratura em metais muito deformados; a baixas temperaturas, as trincas desenvolvem-se através dos cristais, ocorrendo a *fratura transgranular*. Já a altas temperaturas e baixas taxas de deformação, os contornos tornam-se menos resistentes, propagando as trincas, causando a *fratura intergranular*.

O aumento da resistência mecânica com a diminuição do tamanho de grão foi equacionado empiricamente por HALL e PETCH, como:

$$s_0 = s_i + k' D^{-1/2}$$

onde

s_0 - tensão de escoamento

s_i - tensão de atrito oposta ao movimento das discordâncias

k' - constante relacionada ao empilhamento das discordâncias

D - tamanho de grão

As definições para os termos s_i e k' assumem que os contornos de grão agem como barreiras ao movimento das discordâncias, empilhando-as em seus planos de deslizamento.

a.2) Contornos de baixo ângulo

No interior dos grãos podem ser encontradas regiões envolvidas por *contornos de baixo ângulo*, formados por um arranjo de discordâncias-arestas, que causa uma pequena distorção da rede cristalina.

Subgrãos podem ser obtidos através de pequenas deformações plásticas seguidas de recozimento de recuperação. Esse processo também é denominado “*poligonização*”.

Os mecanismos envolvidos são o deslizamento e a escalagem de discordâncias-arestas. Como a escalagem depende da difusão de lacunas, a poligonização é favorecida por temperaturas elevadas. Um esquema do processo de poligonização é mostrado na **figura 4.5** (A e B), extraída de **REED-HILL**. Em (C) é mostrada uma microestrutura poligonizada de um monocristal de ferro-silício deformado 8% a frio e recozido por 1 hora a 1100 °C.

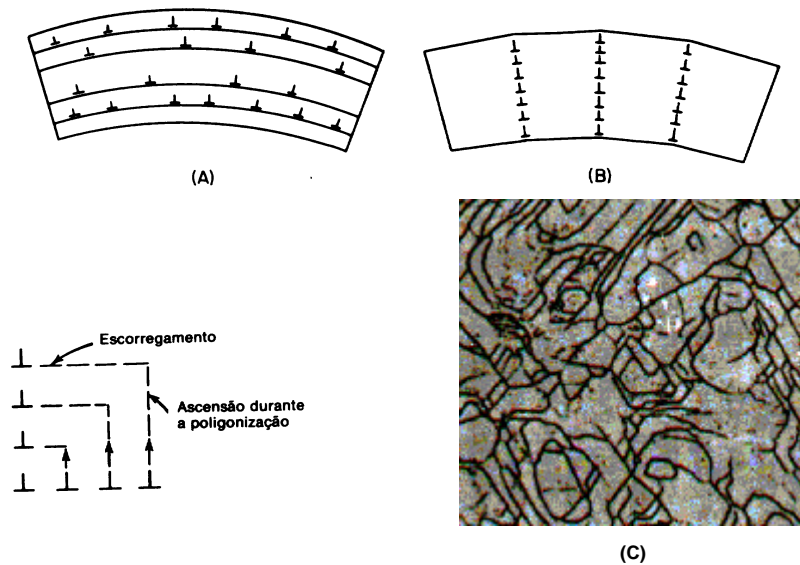


Figura 4.5 – (A e B) Movimento de escalagem e deslizamento durante a poligonização. (C) microestrutura de monocristal de Fe-Si deformado 8% e recozido por 1h a 1100 C.

A presença de subgrãos aumenta a resistência de metais recozidos sem contudo causar uma queda apreciável da ductilidade, como mostrado na **figura 4.6**, de **DIETER**.

Ao alinhar discordâncias nos sub-contornos por poligonização, impede-se que ocorra deslizamento num sistema primário, o que explica o aumento da tensão limite de escoamento.

Já o fato de que o interior dos sub-grãos é praticamente livre de discordâncias e que seus contornos apresentam baixa energia superficial, facilita a continuidade da deformação e conseqüentemente, não há queda apreciável da ductilidade do material.

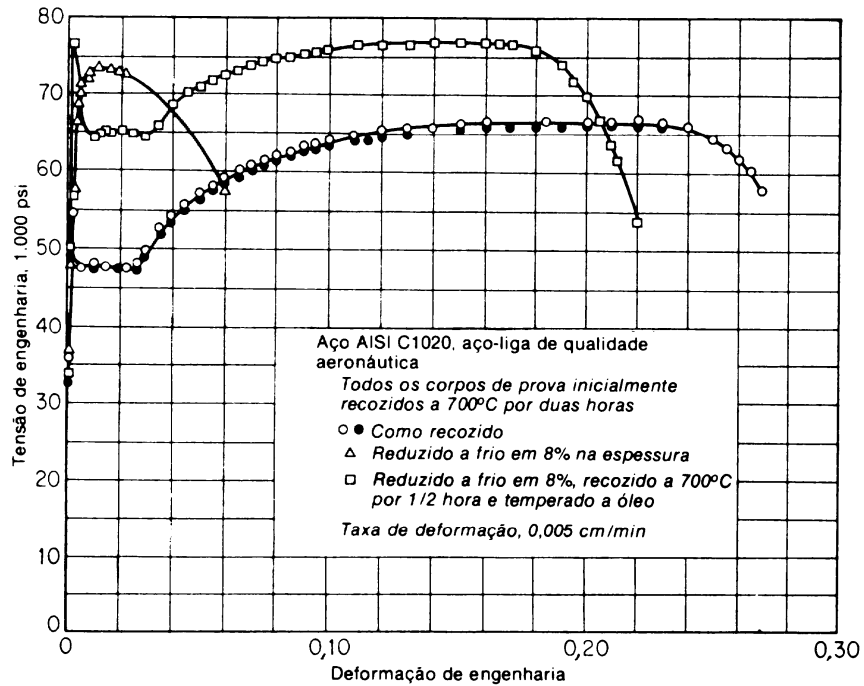


Figura 4.6 - Aumento da resistência mecânica devida à poligonização.

b) Influência de Soluções Sólidas

O aumento de resistência mecânica devido à solução sólida depende da diferença do tamanho dos átomos de soluto e solvente, da distorção causada no reticulado e da valência relativa entre os elementos.

Observa-se que a distribuição de solutos dá-se preferencialmente próximo a discordâncias, falhas de empilhamento, contornos de grão e sub-grãos, que são regiões de energia superficial mais elevada.

O efeito da adição de solutos é o aumento das propriedades mecânicas de resistência do material metálico, como pode ser observado na **figura 4.7**, extraída de *DIETER*.

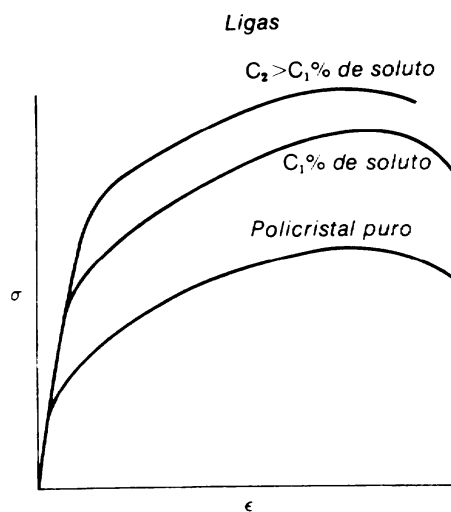


Figura 4.7 - Aumento da resistência mecânica devido a solução sólida

Tal aumento pode ser explicado pela interação das discordâncias com átomos de soluto, especialmente de discordâncias-arestas com átomos em solução sólida substitucional, que tendem a retardar seu movimento mas não bloqueá-lo.

Daí o efeito limitado do uso de soluções sólidas na obtenção de materiais de elevada resistência.

c) Influência de Partículas de Segunda Fase

Um efeito mais pronunciado no aumento da resistência mecânica de um material metálico é conseguido através da obtenção de ligas com duas ou mais fases.

Analisando-se materiais bifásicos, observa-se que a influência das partículas de segunda fase sobre a deformação plástica relaciona-se a diversos fatores relativos às partículas tais como tamanho, forma, densidade, distribuição, resistência, ductilidade, orientação cristalográfica, energia e ligação superficial.

Em termos de tamanho, a segunda fase pode apresentar dimensões próximas do tamanho de grão da matriz, configurando uma *estrutura agregada* ou apresentar-se distribuída no interior dos grãos da matriz, resultando numa *estrutura dispersa*.

O endurecimento causado pela presença da segunda fase ocorre em ligas onde há forte ligação entre a matriz e as partículas.

A situação mais comum é a de matrizes moles contendo partículas duras. Nesse caso, a quantidade de partículas presentes define o grau de encruamento atingido.

Pequenas quantidades causam deformação pronunciada da matriz; para quantidades maiores, matriz e partículas apresentam graus de deformação próximos; ligas em que a maior parte da estrutura é composta pelas partículas, apresentam comportamento definido preponderantemente pelas propriedades da segunda fase.

Outro fator importante é a distribuição das partículas ao longo da matriz, em termos de forma e localização dessas partículas.

A situação ideal é a dispersão uniforme de partículas finas. Um exemplo interessante que relaciona-se à influência da forma, tamanho e distribuição das partículas de cementita sobre a ductilidade de aços. Estruturas que apresentam cementita esferoidizada são mais dúcteis quando comparadas a estruturas em que a cementita apresenta-se na forma lamelar, como na perlita.

Os mecanismos envolvidos no endurecimento de materiais metálicos devido à presença de partículas de segunda fase estão relacionados com a resistência mecânica e com o espaçamento das partículas.

Partículas resistentes que apresentam estruturas cristalinas *não coerentes* com a matriz, bloqueiam o movimento das discordâncias fazendo-as curvar e gerar novos anéis de discordâncias, ao ultrapassar os precipitados (*mecanismo de Orowan*), como mostrado na **figura 4.8**.

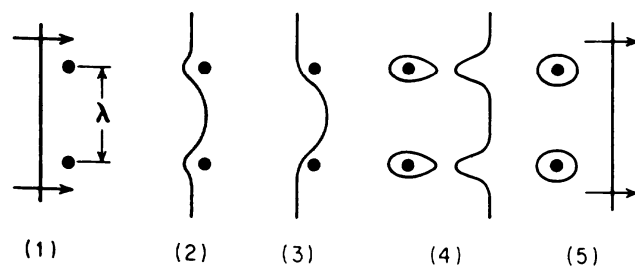


Figura 4.8 - Movimento e geração de discordâncias pelo mecanismo de Orowan.

Partículas pequenas e macias são deformadas e cortadas pela passagem de discordâncias, gerando tensões bem maiores do que as necessárias para o movimento através da matriz, conforme esquematizado na **figura 4.9**.

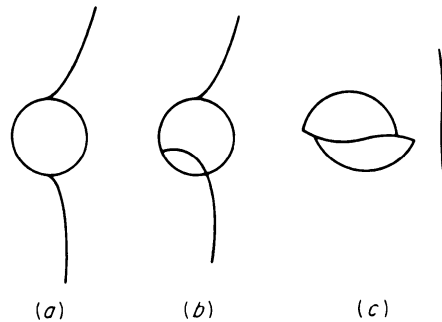


Figura 4.9 - Movimento de discordâncias através de partículas pequenas e macias.

4.5 Deformação por Maclas

Para o estudo deste item, vide tópico 4.10 do *DIETER* e capítulo 16 do *REED-HILL*.

A deformação por maclação ocorre devido a tensões aplicadas que causam uma nova orientação no reticulado cristalino.

A **figura 4.10** apresenta um esquema do processo de maclação de uma rede cristalina sob a ação de esforços cisalhantes (τ). Os círculos vazios representam a posição dos átomos que não se moveram e os círculos cheios, as posições finais dos átomos que mudaram de posição durante a maclação.

O cisalhamento associado à maclação apresenta-se uniformemente distribuído num volume do material, sendo que a distância de movimentação dos átomos restringe-se a apenas uma fração dos espaçamento interatômico. Assim, a deformação total provocada é pequena se comparada com as deformações obtidas por deslizamento de planos.

A importância do mecanismo de maclação reside na possibilidade de que através da reorientação cristalina, os planos preferenciais de escorregamento passem a ter uma orientação mais favorável em relação à tensão aplicada.

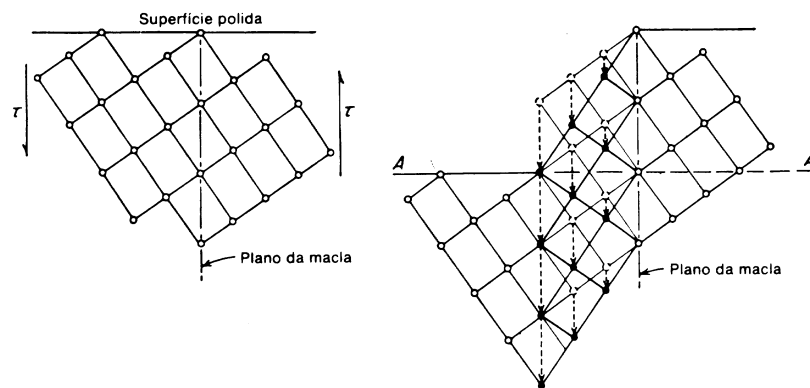


Figura 4.10 - Esquema do processo de maclação por cisalhamento.

Para metais que apresentam estrutura hexagonal compacta, com poucos sistemas preferenciais de escorregamento, a maclação possibilita que os planos basais compactos bloqueados durante o deslizamento, reorientem-se e prossigam o escorregamento. Como exemplo, materiais como o *Zn*, *Cd*, *Mg* e *Ti* apresentam como plano de macla o (1012) e como direção de macla, a [1011].

Para metais de estrutura cúbica, a maclação apresenta pouca importância para deformação plástica. Metais com estrutura c.f.c. apresentam maclas a temperaturas muito baixas e graus de deformação elevadas.

As regiões de interseção de maclas também apresentam-se como locais preferenciais para nucleação de novos grãos durante o recozimento.