

Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem

Antenor Ferreira Filho, Liana M. Guimarães de Lima,† Angelo Fernando Padilha‡
e Nelson Batista de Lima†*

**Brasmetal Waelzholz S.A., Rua Goiás 501, CEP 09941-690, Diadema, SP.*

†Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, CEP 05508-900, São Paulo, SP.

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

Resumo

O presente trabalho discute o encruamento, a recuperação, a recristalização e o crescimento de grão dos aços baixo carbono para estampagem. O foco do trabalho é o controle de textura nesta classe de aços, visto que a textura desempenha um papel muito importante na estampabilidade. Inicialmente são discutidos os mecanismos, as características da deformação plástica e as modificações microestruturais, principalmente na escala da subestrutura de discordâncias, que ocorrem durante a recuperação e a recristalização. Em seguida, são discutidos os dois tipos de crescimento de grão: normal ou contínuo e anormal ou descontínuo. O papel de pequenas deformações no aparecimento de grãos exageradamente grandes durante o posterior recozimento também é discutido. Finalmente, é discutido o controle de textura, com ênfase na etapa de recristalização, pois as chapas são em geral estampadas no estado recozido.

Palavras-chave: aços baixo carbono, estampagem, textura, recuperação, recristalização, crescimento de grão, recristalização secundária.

*Contato: e-mail: afilho@brasmetal.com.br

†Contato: e-mail: lmfguima@baitaca.ipen.br

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

‡Contato: e-mail: padilha@usp.br ou angelo_padilha@uol.com.br

1. Introdução

Os aços baixo carbono são de longe o material metálico mais produzido no mundo. Embora grande parte de sua produção seja usada em aplicações simples, a sua tecnologia de processamento e suas propriedades têm passado por um contínuo processo de aperfeiçoamento e evolução [1,2]. Segundo Humphreys e Hatherly [1], as principais etapas desta contínua evolução foram:

- o desenvolvimento dos conversores de sopro de oxigênio;
- o uso de desgaseificação em panela;
- a introdução do lingotamento contínuo e a produção direta de placas;
- a substituição crescente do recozimento em bateladas por linhas de recozimento contínuo

- o desenvolvimento de aços de baixo e de ultrabaixo teor de carbono.

O segmento mais importante, economicamente falando, dos aços baixo carbono é o voltado para a estampagem, particularmente para a estampagem profunda. No Brasil e em muitos países, bobinas laminadas a quente, com espessura na faixa de aproximadamente 2 a 10 mm, são fornecidas para as empresas relaminadoras. O processamento nas empresas relaminadoras envolve etapas de decapagem, corte, laminação a frio, recozimento e, em muitos casos, tratamentos da superfície, tais como galvanização, cobreamento e niquelação, entre outros.

A Tabela 1 apresenta valores típicos de composição química e de propriedades mecânicas de aços para estampagem utilizados no Brasil.

Tabela 1: Composições e propriedades mecânicas típicas de aços para estampagem utilizados no Brasil [3].

Aço	Composição Química (% Peso)					Propriedades Mecânicas				
	C	Mn	P	S	Al	LE MPa	LR. MPa	AL lo=50mm	LE/LR	r _m
Estampagem Média (EM)	0,05	0,23	0,018	0,015	0,043	210	335	39	0,66	1,5
Estampagem Profunda (EP)	0,05	0,23	0,017	0,015	0,043	195	320	41	0,62	1,5
Estampagem Extra- Profunda (EEP)	0,04	0,23	0,016	0,015	0,044	180	314	42	0,59	1,7
Estampagem Extra- Profunda Crítica (EEP-PC)	0,04	0,21	0,014	0,014	0,042	170	308	43	0,58	1,8
IF ¹	0,004	0,21	0,012	0,012	0,042	155	310	45	0,55	2,0

LR = Limite de resistência; LE = Limite de escoamento;
AL = Alongamento total; r_m = Anisotropia Plástica Normal.

¹ Contém microadições de Ti e/ou Nb

O processamento das diferentes classes de aços mencionados na Tabela 1 não é idêntico, o que também contribui para as diferenças de propriedades mecânicas mostradas.

O comportamento de uma chapa durante a estampagem, isto é, sua estampabilidade, depende de três fatores principais: grau de anisotropia, coeficiente de encruamento e qualidade da superfície [4]. Muitas propriedades de uma chapa, especialmente propriedades mecânicas, tais como o limite de escoamento e o alongamento, variam conforme a direção que se retira o corpo de prova para o ensaio. Esta anisotropia de propriedades é causada pela orientação cristalográfica preferencial dos grãos (textura). A complexa dependência entre a estampabilidade dos aços baixo carbono e a textura será discutida no item 3 deste trabalho. No item 3 será, por exemplo, mostrado que a textura que confere condições ótimas de estampabilidade aos aços baixo carbono está associada à redução a frio maiores que 50%, aplicadas antes do tratamento final de recozimento para recristalização.

O coeficiente de encruamento obtido no ensaio de tração fornece uma medida da capacidade do material distribuir a deformação durante a estampagem. Em outras palavras, quanto maior for o valor do coeficiente de encruamento, maior será a capacidade do material de distribuir as deformações na presença de um gradiente de tensões, conforme ocorre durante a estampagem. A qualidade da superfície também influencia a estampabilidade. Ela depende fortemente da qualidade da superfície dos cilindros utilizados nos passes finais de acabamento. Outra característica necessária aos aços baixo carbono para estampagem profunda é uma granulação fina. A presença de granulação grosseira é inaceitável e está associada com a ocorrência do defeito denominado *casca de laranja*.

Do exposto acima, pode-se concluir que o processamento dos aços baixo carbono para estampagem profunda requer altas reduções a frio antes do recozimento e granulação fina após o recozimento. Felizmente, segundo a *quarta lei da recristalização* [5], o tamanho de grão final depende (fortemente) do grau de deformação e (fracamente) da temperatura de recozimento. Quanto maior o grau de deformação e/ou menor a temperatura de recozimento, menor será o tamanho de grão final.

Pequenas reduções a frio, usualmente na faixa de 0,5 a 2% de redução em espessura, denominadas "skin-pass", são frequentemente aplicadas após o recozimento final para eliminar a ocorrência de limite de escoamento descontínuo e de linhas ou nervuras de distensão ("stretcher strains"). Por outro lado, a aplicação, antes do recozimento final, de pequenas e médias reduções a frio, na faixa de 5 a 30% de redução em espessura, pode ser eventualmente necessária durante o processamento de determinado material. Neste caso, além da possível não obtenção da textura e da granulação fina desejadas, pode ocorrer o aparecimento de grãos enormes após o recozimento [6,7]. Finalmente, é importante mencionar que existem aplicações em que grãos grandes e com determinadas orientações preferenciais, com textura Goss ou textura cubo [8,9], são desejadas, como é o caso dos aços elétricos utilizados no pacote de lâminas para transformador. Neste caso, o objetivo é a redução de perdas elétricas.

2. Encruamento, recristalização e crescimento de grão de aços baixo carbono

Em seguida serão discutidos separadamente os fenômenos de encruamento, recristalização, recuperação e crescimento de grão nos aços baixo carbono.

2.1 Encruamento

O estado encruado dos aços baixo carbono é muito similar ao estado encruado do ferro puro. Por apresentar numerosos sistemas de escorregamento (estrutura cristalina CCC) e alta energia de defeito de empilhamento, o ferro puro tem grande propensão à formação de um arranjo celular de discordâncias após a deformação plástica [10]. Além da distribuição celular de discordâncias, o ferro apresenta outras heterogeneidades na distribuição de defeitos cristalinos após a deformação plástica. Inokuti e Doherty [11] estudaram as heterogeneidades de deformação do ferro puro com auxílio da técnica de Kossel de difração de raios-X. Após 40% de redução por compressão em ferro puro com granulação grosseira, eles constataram a presença de grande quantidade de bandas de transição. As bandas de transição ou bandas de deformação são heterogeneidades freqüentemente encontradas na microestrutura de metais deformados e são caracterizadas por deformações heterogêneas do reticulado [5]. Elas

são formadas entre partes diferentes de um mesmo grão que sofreram rotações diferentes durante a deformação, devido à utilização de diferentes sistemas de deslizamento. As bandas de transição estão confinadas dentro dos grãos e os subdividem ou fragmentam em várias regiões. A banda tem espessura de poucos micrômetros e dentro delas as células de discordâncias são menores e mais alongadas. As diferenças de orientação entre regiões vizinhas, distantes entre si de poucos micrômetros, podem atingir dezenas de graus. No caso do ferro puro mencionado anteriormente, Inokuti e Doherty [11] encontraram diferenças de orientação de cerca de 50° entre regiões adjacentes, nos dois lados da banda e distantes poucos micrômetros entre si. Tais bandas de transição são locais preferenciais para a nucleação da recristalização.

Do ponto de vista da deformação plástica, as principais diferenças entre o ferro puro e os aços baixo carbono são a presença de soluto em solução sólida e de partículas de inclusões não metálicas. Os campos de tensão elástica dos elementos em solução sólida interagem com os campos de tensão das discordâncias diminuindo a sua mobilidade. Por esta razão, existe uma tendência para que as soluções sólidas apresentem densidades de discordâncias mais altas e mais homogêneas distribuídas, em comparação com os respectivos metais puros. Por outro lado, a quantidade de soluto em solução sólida nos aços baixo carbono para estampagem é muito baixa, principalmente dos solutos intersticiais, que são os que apresentam interações mais fortes com as discordâncias [12] e as diferenças entre o estado encruado, por exemplo, de um aço IF ("interstitial free") e do ferro puro não são significativas [13]. A presença de partículas indeformáveis plasticamente também contribui para o aumento da densidade de discordâncias da matriz, especialmente das discordâncias geometricamente necessárias ao redor das partículas [14]. Esses arranjos de discordâncias ao redor das partículas podem facilitar a nucleação da recristalização, conforme será discutido no próximo item.

Do exposto acima, pode-se concluir que a energia armazenada na deformação, a qual é o potencial termodinâmico para a recristalização, é maior nos aços baixo carbono do que no ferro puro, pois os aços tendem a apresentar densidade mais alta e distribuição mais homogênea de discordâncias que o ferro puro, para o mesmo grau e condições de deformação. Por outro lado,

sobre a presença de heterogeneidades do tipo das bandas de deformação, não foi encontrado estudo comparativo na literatura.

Finalmente, é relevante mencionar que a textura presente antes da deformação também influencia a energia armazenada na deformação. Durante a deformação a frio, uma pequena fração da energia utilizada na deformação é armazenada no cristal na forma de energia elástica, associada com os defeitos cristalinos, principalmente com o campo de tensões existentes ao redor das discordâncias. Grãos com diferentes orientações ativam diferentes sistemas de deslizamento com diferentes interações entre si, ocasionando diferenças de energia armazenada após a deformação. Em aços baixo carbono, Borbély e co-autores [15] verificaram ocorrer a seguinte sequência de energia armazenada W para grãos com orientação paralela à direção de laminação: $W(110) > W(111) > W(112) > W(100)$. A energia armazenada, como já dito, é o potencial termodinâmico ("driving force") para a recristalização e, portanto, a dependência com a orientação influencia a textura de recristalização.

Antes de finalizar este item referente ao encruamento, é importante discutir, mesmo que brevemente, os valores do coeficiente de encruamento dos aços baixo carbono para estampagem. A região de deformação plástica uniforme da curva tensão real (σ) versus deformação real (ϵ), obtida em ensaios de tração de aços baixo carbono para estampagem, é razoavelmente descrita pela equação de Ludwick:

$$\sigma = k \epsilon^n \quad (1)$$

onde k e n são constantes do material, denominadas coeficiente de resistência (k) e coeficiente de encruamento (n), respectivamente.

É importante destacar que k e n , embora sejam consideradas constantes do material, dependem da história mecanotérmica do mesmo. Em outras palavras, k e n são dependentes da microestrutura do material. Valores típicos de n para aços baixo carbono destinados à estampagem variam entre 0,16 a 0,26 [16].

2.2 Recuperação e recristalização

A recuperação engloba vários processos termicamente ativados que reduzem a energia

armazenada no metal durante a deformação a frio, pela redução do número e pelo rearranjo de defeitos cristalinos. A recuperação não envolve a migração de contornos de alto ângulo, portanto o cristal deformado retém sua identidade cristalográfica, ou seja, sua textura, embora a densidade e a distribuição de defeitos cristalinos sejam alteradas.

Os principais mecanismos que levam à recuperação são:

- redução do número de defeitos puntiformes por reações entre eles e entre aglomerados de defeitos puntiformes;
- aniquilamento de discordâncias de sinais opostos, bem como a redução do tamanho de anéis de discordâncias;
- rearranjo de discordâncias formando distribuições energeticamente mais favoráveis (sub-contornos), onde os campos de tensões podem ser reduzidos ou anulados por campos de sinais opostos. Estes rearranjos são atualmente denominados genericamente de poligonização [5].

Uma característica importante do processo de restauração de propriedades do ferro e dos aços baixo carbono deformados é o papel desempenhado pela acentuada recuperação, conforme demonstrado experimentalmente por Michalak e Paxton [17], para monocristais e policristais de ferro puro. Hinojosa e co-autores [18] confirmaram este comportamento em aços baixo carbono. A Figura 1, apresentada em seguida, foi extraída da referência [18] e mostra,

por exemplo, que para uma fração volumétrica percentual de 50%, o amolecimento ou restauração supera 80%. A recuperação desempenha um papel importante tanto nos metais e ligas com estrutura cristalina CCC [19] como nos metais e ligas com estrutura CFC e alta energia de defeito de empilhamento [20]. Nos dois grupos de materiais, os processos de rearranjo de discordâncias envolvendo escalada ("dislocation climb") e escorregamento com desvio ("dislocation cross-slip") são facilitados.

A recristalização pode ser definida como a migração de contornos de alto ângulo "varrendo a microestrutura" e absorvendo defeitos cristalinos. Os mecanismos de rearranjo de discordâncias por processos de recuperação, de modo a formar uma região com baixa densidade de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada, são definidos como nucleação da recristalização. A etapa seguinte, de migração dos contornos de alto ângulo formados durante o recozimento ou preexistentes, pode ser considerada como a etapa de crescimento das regiões recristalizadas. As heterogeneidades de deformação são regiões que contêm grande quantidade de defeitos cristalinos e distorções no reticulado e são locais preferenciais para ocorrência da nucleação da recristalização. Essas regiões contêm os "núcleos em potencial" ou "embriões", que são formados na deformação plástica. Conforme já foi mencionado, o potencial termodinâmico para a recristalização (a migração de contornos de alto ângulo) é a energia armazenada durante a deformação plástica na forma de defeitos cristalinos.

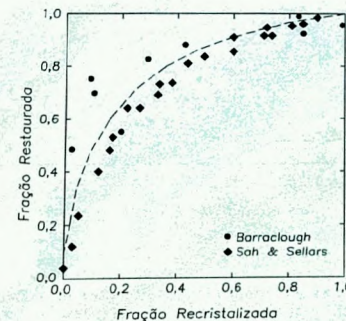


Figura 1- Relação entre a fração restaurada percentual e a fração recristalizada percentual para aços baixo carbono [18].

Venturello, Antonione e Bonaccorso [21] estudaram o efeito de pequenas adições de carbono, na faixa de 50 a 860 ppm, na recuperação e na recristalização do ferro de alta pureza (99,995% em peso). Eles constataram que o carbono retardou consideravelmente os processos de recuperação, mas o efeito do carbono sobre a recristalização foi pequeno, em comparação com o efeito de solutos substitucionais. O efeito do carbono na recristalização pode ser descrito pelo decréscimo de apenas cerca de 20% na velocidade de migração dos contornos de alto ângulo, que são as frentes de reação durante a recristalização. Por outro lado, quando o teor de carbono superava o limite de solubilidade, os carbonetos precipitados aceleravam a nucleação da recristalização.

Antonione, Della Gatta e Venturello [22] estudaram o efeito de pequenas adições de nitrogênio, na faixa de 17 a 410 ppm, na recuperação e na recristalização do ferro de alta pureza (99,995% em peso). Eles constataram que o nitrogênio também retardou consideravelmente os processos de recuperação e que, em comparação com o efeito de solutos substitucionais, o efeito sobre a recristalização foi pequeno. O efeito do nitrogênio na recristalização também pode ser descrito pelo decréscimo na velocidade de migração dos contornos de alto ângulo. Os efeitos do nitrogênio na recuperação e na recristalização foram um pouco menos acentuados que os

respectivos efeitos do carbono. Por outro lado, quando o teor de nitrogênio superava o limite de solubilidade, os nitretos precipitados aceleravam a nucleação da recristalização.

Os efeitos do carbono [21] e do nitrogênio [22] mencionados anteriormente são muito similares e sugerem uma forte interação dos solutos intersticiais com as discordâncias, dificultando os rearranjos das mesmas e os processos de recuperação. Por outro lado, as altas difusividades desse tipo de átomo, em comparação com solutos substitucionais, sugerem que a força retardadora exercida pelos mesmos sobre os contornos de grão em migração durante a recristalização não seja significativa.

Goodenow e Held [23] compararam as cinéticas de recristalização de três tipos de aços baixo carbono: efervescentes, acalmados com alumínio e estabilizados com titânio. A adição de titânio retardou consideravelmente tanto o início como o fim da recristalização, em comparação com os outros dois tipos de aços, isentos de titânio. A recristalização foi deslocada para temperaturas mais altas e tempos mais longos, conforme ilustra o diagrama TTR da Figura 2. Nela, pode-se notar que a recristalização do aço acalmado ao alumínio é ligeiramente mais lenta que a do aço efervescente. É importante destacar que os autores mencionados [23] afirmam não terem detectado nenhum tipo de precipitação no aço estabilizado com titânio durante os recozimentos

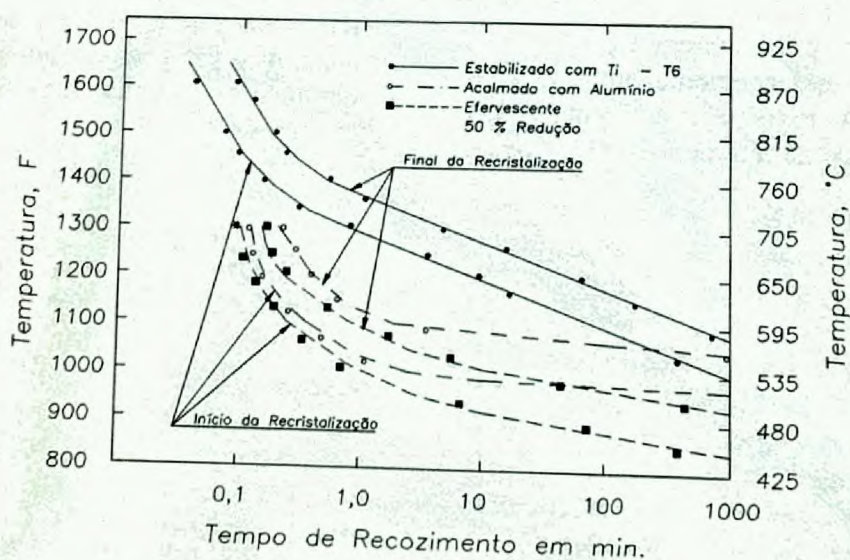


Figura 2- Diagramas TTR (tempo-temperatura-recristalização) para três tipos de aços baixo carbono recozidos em banho de sal fundido [23].

do material deformado, excluindo, portanto, a ocorrência de interações entre a precipitação e a recuperação e recristalização. É sabido que durante a recristalização de soluções sólidas supersaturadas, a ocorrência de precipitação pode atrasar consideravelmente a recristalização [24]. A precipitação de AlN durante a recuperação e a recristalização de aços acalmados ao alumínio [25] é um exemplo clássico de atraso da recristalização causado por precipitação. Neste caso, a precipitação tem também importante efeito na textura final de recristalização e na estampabilidade, conforme será discutido no item 3.

A presença de precipitados indeformáveis pode tanto acelerar como retardar a recristalização, sendo o efeito predominante definido principalmente pelo tamanho e pela distância entre as partículas (espaçamento) precipitadas. Em seguida, analisa-se o estado encruado de ligas com dispersão de precipitados. Esse tipo de liga sempre apresentará, mantidos constantes parâmetros como temperatura, modo e grau de deformação, uma maior densidade de discordâncias que ligas monofásicas isentas de partículas. A explicação para isto é que sendo os precipitados praticamente indeformáveis, haverá necessariamente, durante a deformação, o surgimento de discordâncias geometricamente necessárias ao redor das partículas. Além disto, a presença de partículas reduz a mobilidade das "outras" discordâncias (não geometricamente

necessárias) acarretando, para um dado grau de deformação, aumento na densidade de discordâncias.

A Figura 3 mostra esquematicamente dois diferentes tipos de arranjos de discordâncias geometricamente necessárias. Inicialmente tem-se um cristal não deformado contendo uma inclusão indeformável - Figura 3 (a) - a qual é "retirada" do cristal antes que ele seja deformado - Figura 3 (b). Após a deformação, por ser indeformável, a forma do vazio tem que ser restaurada para que a inclusão seja recolocada. Esta restauração é feita por meio de arranjos de discordâncias geometricamente necessárias; nas Figuras 3 (c) e 3 (d), por meio de anéis de cisalhamento e, nas Figuras 3 (e) e 3 (f), por meio de anéis prismáticos de discordâncias. O arranjo de anéis prismáticos ocorre preferencialmente ao redor de partículas equiaxiais menores que 300 nm (3000 Å), enquanto ao redor de partículas maiores que 500 nm (5000 Å) e não equiaxiais ocorrem preferencialmente os arranjos de anéis de cisalhamento. Deve-se mencionar que a configuração dos anéis de cisalhamento tem uma mobilidade muito maior que a configuração com anéis prismáticos. Outro aspecto importante é que a configuração com anéis de cisalhamento produz uma curvatura local do reticulado da matriz, o que facilita o início da recristalização, o que não ocorre com a configuração de anéis prismáticos [26,27].

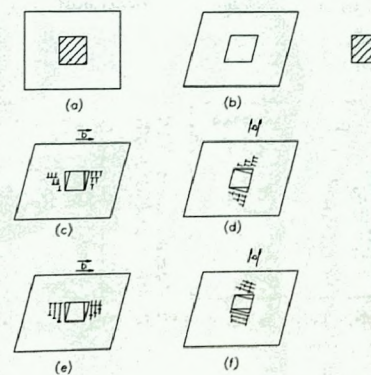


Figura 3- Arranjos de discordâncias geometricamente necessárias introduzidas na matriz, ao redor das partículas, durante a deformação plástica [26,27].

Conforme foi exposto anteriormente, precipitados presentes antes da deformação podem tanto acelerar como atrasar a posterior recristalização [24]. Dispersões finas de precipitados em geral atrasam a recristalização, em comparação com soluções sólidas isentas de precipitados, enquanto dispersões grosseiras, contendo partículas maiores que $1\ \mu\text{m}$ e suficientemente espaçadas, aceleram a recristalização.

Um parâmetro importante na análise do efeito de dispersões de partículas na recristalização é a distância média entre precipitados. Esta distância (Δ) pode ser calculada [24], no caso de distribuição ao acaso de partículas esféricas, com o auxílio da equação:

$$\Delta = 0,554 r_p (4\pi / 3f)^{1/3} \quad (2)$$

onde f é a fração volumétrica de partículas e r_p , o raio médio.

A Figura 4 mostra esquematicamente os efeitos do tamanho de partículas, do espaçamento entre partículas e do grau de deformação (densidade de discordâncias) na recristalização. Esta figura mostra que, para um grau de deformação constante, partículas com raio menor que um determinado raio crítico sempre retardam a recristalização, efeito este que é reduzido com o aumento do espaçamento entre partículas. Partículas maiores tem efeito retardador quando é pequeno o espaçamento entre elas, sendo que, à medida que o espaçamento aumenta, o efeito

passa a ser acelerador, até atingir um máximo, a partir do qual o efeito diminui, mantendo-se, porém, sempre acelerador. Para distâncias muito grandes (número pequeno de partículas), as partículas perdem seu efeito e a recristalização ocorre aproximadamente como no caso de uma liga monofásica.

A Figura 4 (b) mostra que, para um tamanho de partícula constante, existe uma quantidade de deformação crítica, sendo que para valores menores (menores potenciais termodinâmicos) a recristalização é retardada, efeito esse que diminui com o aumento do espaçamento entre partículas. Para graus de deformação maiores, o efeito é retardador para pequenas distâncias entre partículas. Aumentando-se a distância entre elas, o efeito passa a ser acelerador.

Disto pode-se concluir que o único caso em que a presença de soluto ou impurezas acelera a recristalização é quando elas estão presentes na forma de partículas grosseiras (suficientemente espaçadas) antes da deformação e do recozimento. Dispersões finas de precipitados presentes antes da deformação ou precipitação durante a recuperação ou a recristalização atrasam a recristalização.

Finalmente, é importante ressaltar que a nucleação da recristalização no ferro puro e nos aços baixo carbono ocorre de maneira muito heterogênea nas bandas de transição [11], ao redor de partículas de precipitados [24] e nas vizinhanças dos contornos de grão [29].

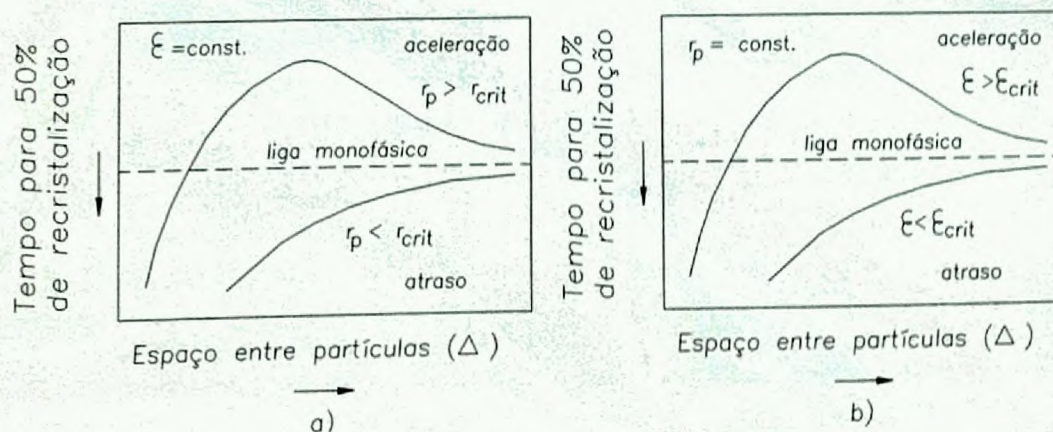


Figura 4- Diagrama esquemático ilustrando a influência de dispersões de partículas na recristalização [24].

2.3 Crescimento de grão

É habitual considerar dois tipos de crescimento de grão: normal e anormal. O crescimento normal ou contínuo de grão ocorre gradualmente e resulta em um aumento do diâmetro médio dos grãos. A distribuição de tamanhos de grão é monomodal e sua forma varia pouco com o tempo. O crescimento anormal ou descontínuo de grão ocorre quando alguns poucos grãos crescem muito mais rapidamente do que a média dos grãos normais e também é conhecido com o nome de recristalização secundária. A distribuição inicial de tamanhos de grãos pode ser monomodal, mas passa por uma etapa bimodal e finalmente retorna para uma distribuição monomodal de grãos exageradamente grandes. As distribuições mencionadas são geralmente do tipo log-normal [30]. O potencial termodinâmico para os dois tipos de crescimento de grão é a energia dos contornos de grão. A Figura 5 ilustra esquematicamente os dois tipos de crescimento de grão: normal ou contínuo e anormal ou descontínuo.

A ocorrência de recristalização secundária geralmente está associada com a inibição do crescimento normal de grão [30].

Dentre os fatores que restringem o crescimento normal de grãos, que são impurezas em solução sólida, presença de partículas ou poros, presença de textura forte e limitações devido à espessura

da amostra, apenas os três últimos podem promover a recristalização secundária. Impurezas em solução sólida tem efeito retardador significativo no crescimento de grão, mas o efeito retardador devido a impurezas em solução sólida não é suficiente para estabilizar a microestrutura de grãos da matriz e promover a recristalização secundária.

Durante o crescimento normal de grão não ocorrem mudanças significativas de textura, mas apenas um fortalecimento da textura de recristalização. Por outro lado, a recristalização secundária está geralmente associada com modificações significativas de textura e neste caso é pertinente falar em texturas de recristalização secundária [31].

O crescimento normal de grão do ferro puro refinado por zona foi re-analisado recentemente por Vandermeer e Hu [32], que confirmaram a validade da lei parabólica de crescimento e determinaram uma energia de ativação muito próxima da energia de ativação para autodifusão no volume. Crescimento exagerado de grão ou recristalização secundária também já foi detectado durante o recozimento de chapas finas de ferro de alta pureza [33,34]. A orientação preferencial dos grãos grandes encontrada foi $(110)\langle 001 \rangle$. Conforme já foi mencionado anteriormente, a aplicação, antes do recozimento final, de pequenas e médias reduções a frio, na faixa de 5 a 30% de redução em espessura, pode ocasionar o aparecimento de grãos enormes após o recozimento [6,7].

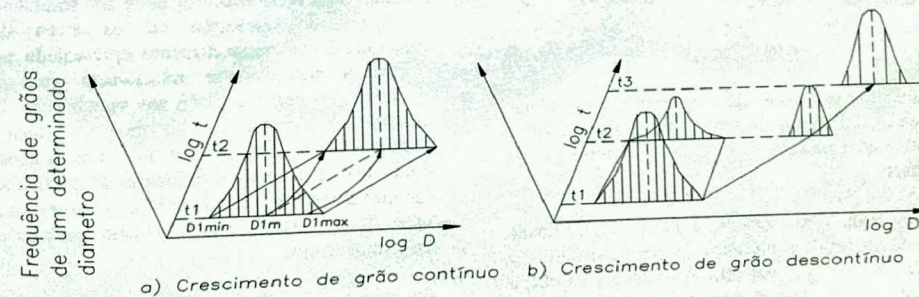


Figura 5- Distribuições de tamanho de grão durante o crescimento de grão contínuo e descontínuo (t = tempo de recozimento, D = diâmetro de grão) [30].

Apesar das diferenças, por exemplo, de potencial termodinâmico, entre recristalização e crescimento de grão, alguns autores [7,35] insistem em considerar como sendo resultado de recristalização secundária, "strain-induced secondary recrystallization", (e não de recristalização) o aparecimento desses grãos grosseiros após pequenas deformações seguidas de recozimento.

3. Controle de textura em aços baixo carbono para estampagem

A estampabilidade das chapas depende de sua anisotropia e textura. A anisotropia pode ser avaliada com auxílio do ensaio de tração. O índice de anisotropia plástica, r , está relacionado com o quociente da deformação real na largura pela deformação real na espessura através da seguinte relação:

$$r = \ln(l_f/l_i) / \ln(e_i/e_f) \quad (3)$$

onde l_i e e_i são, respectivamente, a largura e a espessura iniciais da amostra e l_f e e_f são, respectivamente, a largura e a espessura finais após determinada deformação. Supondo-se a constância do volume durante a deformação plástica, a equação acima pode ser transformada em outra mais favorável para as medições:

$$r = \ln(l_f/l_i) / \ln(c_f l_f/c_i l_i) \quad (4)$$

onde c_i e c_f são os comprimentos inicial e final da amostra, respectivamente.

Portanto, um parâmetro importante, relacionado com a estampabilidade, é a anisotropia normal dada pela expressão:

$$r_m = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4 \quad (5)$$

onde os subíndices de r representam os valores de r para corpos de prova retirados a 0° , 90° e 45° com relação à direção de laminação da chapa.

Nos aços baixo carbono, a alta estampabilidade está associada à presença de grande quantidade de planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa enquanto a baixa estampabilidade está associada à grande incidência (textura) de planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa. Em geral, existe uma excelente correlação entre a anisotropia

normal (r_m) e a relação de intensidades (I_{222}/I_{200}) medida por difração de raios-X na superfície da chapa [36].

A formação de textura favorável e a conseqüente ocorrência de alta estampabilidade nos aços baixo carbono depende de vários fatores, tais como: composição do aço, temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento durante a laminação a quente, porcentagem de redução durante a laminação a frio, velocidade de aquecimento e temperatura de recozimento após a deformação a frio e aplicação do passe final de acabamento ("skin-pass"). Outras variáveis importantes, tais como a influência da lubrificação, diâmetro e rugosidade do cilindro e a presença de tensão avante/ré durante a deformação, não serão discutidas neste trabalho. A seguir serão discutidas apenas as variáveis mais relacionadas com as etapas finais de processamento (relaminação e recozimento final), especialmente a influência do grau de redução a frio e da composição química do aço. A textura de recozimento ou de recristalização depende fortemente do grau de redução a frio que precede o recozimento. Para baixas reduções aparece, junto com a textura $\{111\} // ND$, a textura de Goss $(011) <100>$. Com o aumento do grau de redução, a textura de Goss é enfraquecida e a textura $\{111\} // ND$ é fortalecida. Para reduções muito altas, aparecem componentes da textura indesejável $<100>$. Portanto, existe um grau de redução ótimo para cada aço para estampagem, situado entre 65 e 80%, conforme ilustra a Figura 6.

Em princípio, pode-se dizer que a textura resultante da recristalização pode ser resultante da etapa de nucleação ou da etapa de crescimento. O comportamento apresentado na Figura 6 parece estar relacionado com a nucleação da recristalização nas vizinhanças de contornos de grãos [1,36], pois outros locais preferenciais ou não são relevantes nesses aços, como ocorre com as vizinhanças de partículas indeformáveis e bandas de transição, ou levam a outro tipo de textura, como é o caso das bandas de cisalhamento.

Os elementos de liga com maior influência na estampabilidade dos aços baixo carbono são: carbono, manganês, alumínio, titânio e nióbio. O acentuado efeito do carbono na estampabilidade dos aços baixo carbono é ilustrado na Figura 7.

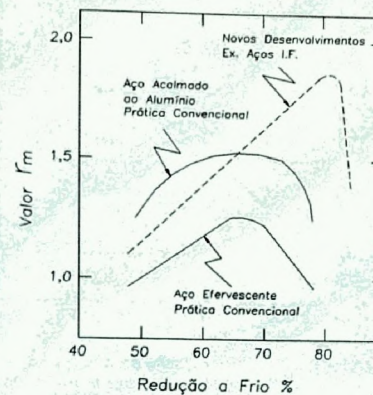


Figura 6- Correlação entre o grau de redução a frio e a anisotropia normal r_m para diversos tipos de aços baixo carbono para estampagem [37].

A Figura 8 mostra um efeito conjunto do teor de carbono e da percentagem de redução a frio que precede o recozimento.

Lavigne e co-autores [38] mostraram que a quantidade de carbono (em solução sólida ou presente na cementita) influencia muito pouco as componentes de textura de deformação dos aços. Portanto, as variações verificadas na textura são decorrência da recristalização e da percentagem de laminação a frio.

Por outro lado, o recozimento de aços baixo carbono após laminação a frio envolve os seguintes processos [39]:

- dissolução parcial da cementita durante o aquecimento, liberando carbono, que se difunde na matriz;
- recuperação e
- recristalização da matriz deformada.

O nível de carbono em solução sólida na matriz após o recozimento depende da quantidade do carbono em solução na matriz após o processo de laminação a frio e de quanto carbono é liberado da cementita.

As taxas de aquecimento e de resfriamento, além da temperatura de recozimento, são

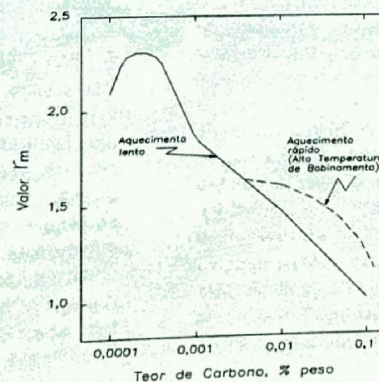


Figura 7- Efeito do carbono na anisotropia normal r_m de aços baixo carbono [37].

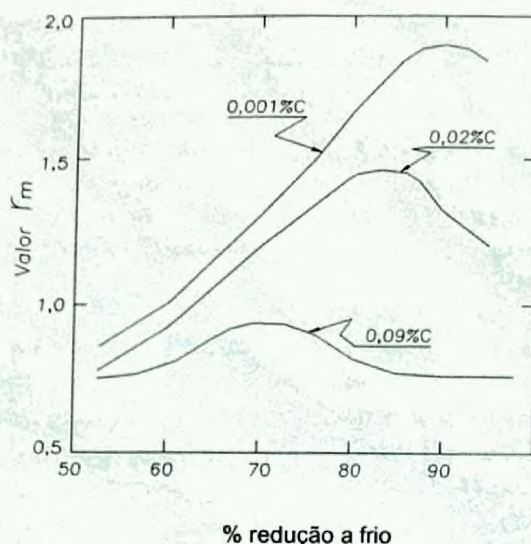


Figura 8- Efeito do teor de carbono na variação do valor de r_m com a percentagem de redução a frio anterior ao recozimento [37].

decisivas para o valor da anisotropia normal r_m . Quando altas taxas de resfriamento são utilizadas, os carbonetos formados são grosseiros e muito espaçados. Já para baixas taxas de resfriamento, são produzidos carbonetos finos, dispersos mais uniformemente na matriz. Grandes espaçamentos entre carbonetos favorecem o aparecimento da textura $\{111\}$ // ND [36].

O efeito do manganês na estampabilidade dos aços baixo carbono também é digno de menção e é ilustrado na Figura 9. Uma explicação consensual para a atuação do manganês ainda não existe na literatura.

A Figura 6, além de mostrar a correlação entre o grau de redução a frio e a anisotropia normal r_m , ilustra também o comportamento superior dos aços acalmados ao alumínio, em comparação aos aços efervescentes. O efeito positivo do alumínio está associado à precipitação de partículas finas de AlN nas paredes de células de discordâncias e nos contornos de subgrãos, retardando a recristalização e causando o aparecimento de grãos alongados na direção de laminação ("pancake grain structure") e com a textura $\{111\}$ desejada (modelo de nucleação seletiva). Portanto, é importante que o alumínio e o nitrogênio estejam em solução sólida antes da deformação a frio. Para que esta condição seja satisfeita, é necessário que se faça um controle apurado das temperaturas de reaquecimento de

placas, de acabamento e de bobinamento durante a laminação a quente da bobina.

O titânio e o nióbio são fortes formadores de carbonetos e nitretos. A adição de titânio e de nióbio aos aços baixo carbono comuns, embora diminua os teores de carbono e nitrogênio em solução sólida, pode piorar a qualidade de superfície, devido ao aumento da quantidade de partículas (inclusões) formadas, principalmente de carbonetos e nitretos. Por outro lado, nos aços com teores extra-baixos de carbono e nitrogênio ("interstitial free"), o efeito de microadições de titânio e/ou nióbio constitui-se prática já consagrada [36] (vide Figura 6).

Finalmente, é importante mencionar que a presença de granulação grosseira antes da deformação favorece o aparecimento de textura indesejável após a recristalização [1].

4. Perspectivas futuras

Um avanço significativo recente foi alcançado pela *Kawasaki Steel* [41]. A espessura mínima de tiras laminadas a quente ("hot rolled steel strip") era até recentemente 1,2 mm. Tiras com espessuras de 1,0, 0,9 e 0,8 mm e apresentando excelentes propriedades mecânicas e precisão dimensional são produzidas atualmente pelo processo de laminação contínua ("endless rolling"), na usina siderúrgica de Chiba [41]. Este processo de laminação permite o uso de lubrificação intensa e possibilitou a obtenção,

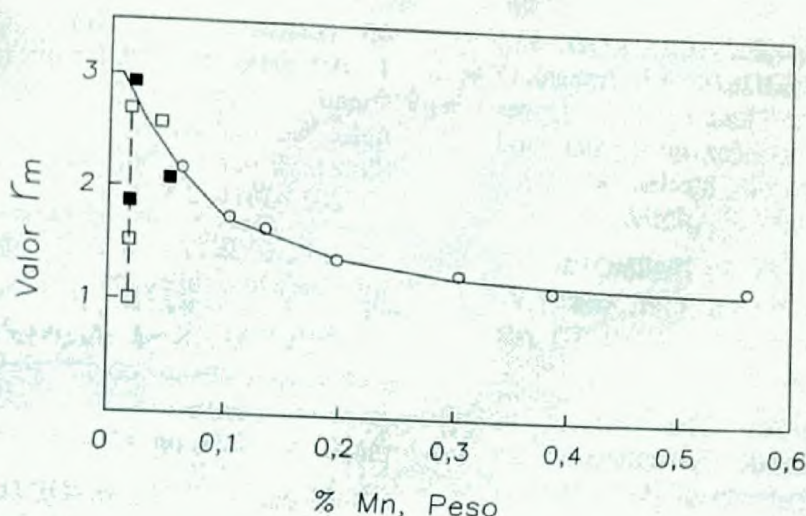


Figura 9- Efeito do manganês na anisotropia normal r_m de aços baixo carbono [40].

pelo processo descrito em seguida [42], de valores de r_m superiores aos habituais.

Até recentemente, o limite superior de r_m de aços comerciais laminados a frio para estampagem situava-se por volta de 2,2. Este limite superior é atingido nos aços EDDQ-IF ("Extra Deep Drawing Quality Interstitial Free"), com teor de carbono por volta de 20 ppm, estabilizados com Ti e Nb e processados por recozimento contínuo. Aços da classe EDDQ são amplamente utilizados na indústria automobilística, em aplicações que exigem alta conformabilidade. Todavia, valores ainda mais altos de r_m que aqueles obtidos nos aços EDDQ têm sido requeridos para componentes mais complexos usados na indústria automobilística, tais como tanques de óleo e partes externas do painel lateral. Em resposta a essas necessidades, a *Kawasaki Steel* desenvolveu [42] uma nova tecnologia, denominada de *processo de laminação sob lubrificação na fase ferrítica* ("lubricated ferrite rolling process"), tornando possível pela primeira vez a obtenção de valores de r_m superiores a 2,9.

No processamento convencional, a textura $\{111\}$ não pode ser desenvolvida, ou é fracamente desenvolvida, porque a laminação a quente deve ser finalizada acima da temperatura A_{r3} , de maneira a obter uma microestrutura totalmente, ou quase totalmente, recristalizada, com orientação quase aleatória. Por outro lado, o processo recentemente desenvolvido pela *Kawasaki Steel* pode produzir uma forte intensidade de textura $\{111\}$ após a laminação a quente sobre a espessura total da tira. A textura $\{111\}$ é gerada devido à temperatura de

acabamento estar na região ferrítica. A intensa lubrificação nas cadeiras de acabamento do laminador de tiras a quente reduz a forte tensão de cisalhamento na superfície da tira. A textura de recristalização $\{111\}$ obtida pode ainda ser significativamente aumentada por meio do recozimento após a laminação a quente. A tira obtida desta maneira exibe valores r_m extremamente altos após a laminação a frio e recozimento. A intensa lubrificação é requerida para se alcançar uma textura uniforme sobre toda a espessura da tira. A tensão adicional de cisalhamento introduzida na laminação sem lubrificação ou com lubrificação pobre, favorece a textura $\langle 110 \rangle // DN$, reduzindo a textura desejada $\{111\}$. Na superfície da tira laminada a quente sem lubrificação, a textura $\langle 110 \rangle // DN$, introduzida na laminação a quente, permanece predominante após o recozimento, provocando o desenvolvimento pobre de textura $\{111\}$. Por outro lado, a tira laminada a quente com intensa lubrificação proporciona forte orientação $\{111\}$ após o recozimento [42].

5. Referências Bibliográficas

1. HUMPHREYS, F. J. & HATHERLY, M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier Science Ltd, Oxford, 1996.
2. HUMPHREYS, F. J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures – II: The effect of second-phase particles. *Acta Materialia*, vol. 45, nº 12, pp. 5031 – 5039, 1997.
3. USIMINAS, *Curso de Estampagem dos aços*, 1994.

4. PERO-SANZ, J.; RUIZ-DELGADO, M.; MARTINEZ, V. & VERDEJA, J.I. Annealing textures for drawability: influence of the degree of cold rolling reduction for low-carbon and extra low-carbon ferritic steels. *Materials Characterization*, pp. 303 – 309, 1999.
5. PADILHA, A. F. & SICILIANO Jr., F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, São Paulo, 1996.
6. VOKALKOVA, A. The effect of intermediate recrystallization annealing on the properties of pressings made of deep drawing steel 11 305. *Strojirenstvi*, vol. 27, pp. 300-306, 1977. (Translation published by: V. E. Rieckensky, Technical Translations, 22 Horseshoe'Close, Balsham, Cambridge CB1 6EQ, England)
7. RANDLE, V. Strain-induced secondary recrystallization. *Materials Science Forum*, vols. 113-115, pp. 189-194, 1993.
8. HAYAKAWA, Y. & SZPUNAR, J.A. A new model of Goss texture development during secondary recrystallization of electrical steel. *Acta Materialia*, vol. 45, pp. 4713-4720, 1997.
9. LANDGRAF, F.J.G. et al. The origin of grain size inhomogeneity in semi-processed electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 215, pp. 92-93, 2000.
10. KEH, A.S. & WEISSMAN, S. *Deformation structure in body-centered cubic metals*. In: THOMAS, G. & WASHBURN, J. (eds.); *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, pp. 231-300, Interscience, New York, 1963.
11. INOKUTI, Y. & DOHERTY, R. D. Transmission Kossel study of the structure of compressed iron and its recrystallization behaviour. *Acta Metallurgica*, vol. 26, pp. 61-80, 1978.
12. SMALLMAN, R. E. *Modern physical metallurgy* (Capítulo 7: Dislocations, solute atoms and vacancies, pp. 313-404). Butterworths, London, 1976.
13. TAKECHI, H. Metallurgical aspects on interstitial free sheet steel from industrial viewpoints. *ISIJ International*, vol. 34, pp. 1-8, 1994.
14. HUMPHREYS, F. J. Recrystallization mechanisms in two-phase alloys. *Metal Science*, vol. 13, pp. 136-145, 1979.
15. BORBÉLY, A; DRIVER, J.H. & UNGÁR, T. An X-ray method for the determination of stored energies in texture components of deformed metals; Application to cold worked ultra high purity iron. *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 2005-2016, 2000.
16. BRASMETAL WAEZLHOLZ, Resultados internos não publicados.
17. MICHALAK, J. T. & PAXTON, H. W. Some recovery characteristics of zone-melted iron. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 221, pp. 850-857, 1961.
18. Y. HINOJOSA, M.; ORTIZ, U. & COLÁS, Static recrystallization of low carbon steels. *Materials Science Forum*, Vols. 113-115, pp. 467-472, 1993.
19. SICILIANO JR.; F. MONTEIRO, W.A. & PADILHA, A.F. Comparative study of the recrystallization of pure niobium and Nb-1 wt%Zr alloy. *Zeitschrift für Metallkunde*, vol.8, pp. 713-718, 1995.
20. PADILHA, A.F. Competição entre recuperação e recristalização em uma liga de alumínio contendo dispersão de precipitados. *Dissertação de Mestrado*. Escola Politécnica da USP, 71 páginas, 1977.
21. VENTURELLO, G.; ANTONIONE, C. & BONACCORSO, F. Influence of small amounts of carbon on recovery and recrystallization of high-purity iron. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 227, pp. 1433-1439, 1963.
22. ANTONIONE, C.; DELLA GATTA, G. & VENTURELLO, G. Influence of small amounts of nitrogen on recovery and recrystallization of high-purity iron. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 230, pp. 700-706, 1964.
23. GOODENOW, R. H. & HELD, J. F. Recrystallization of low-carbon titanium stabilized steel. *Metallurgical Transactions*, vol. 1, pp. 2507-2515, 1970.
24. HORNBOKEN, E. & KÖSTER, U. Recrystallization of two-phase alloys. In: HAESSNER, F. (ed.); *Recrystallization of metallic materials*, pp. 159-194, Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart, 1978.
25. MICHALAK, J. T. & SCHOONE, R. D. Recrystallization and texture development in a low-carbon, aluminium-killed steel. *Transactions*

- of the Metallurgical Society of AIME, vol. 242, pp. 1149-1160, 1968.
26. ASHBY, M.F. The deformation of plastically - non-homogeneous alloys. In: KELLY, A. NICHOLSON, R.B. (eds) *Strengthening methods in crystals*, London, Applied Science, Chap.3, 1971.
27. ROLLASON T.C., MARTIN, J.W. The effect of particle size upon the annealing behavior of plastically deformed two-phase crystals. *Journal of Materials Science*, vol.5, pp. 127-132, 1970.
28. PADILHA, A.F. *Encruamento, recuperação e recristalização de ligas contendo precipitados*. Publicação IPEN, S.Paulo, nº 244, 30 páginas., 1989.
29. ROSEN, A.; BURTON, M. S. & SMITH, G. V. Recrystallization of high-purity iron. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 230, pp. 205-215, 1964.
30. DETERT, K. Secondary recrystallization. In: HAESSNER, F. (ed.); *Recrystallization of metallic materials*, pp. 97-109, Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart, 1978.
31. HUTCHINSON, B. & NES, E. Texture development during grain growth - a useful rule-of-thumb. *Materials Science Forum*, Vols. 94-96, pp. 385-390, 1992.
32. VANDERMEER, R. A. & HSUN HU, On the grain growth exponent of pure iron. *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 42, pp. 3071-3075, 1994.
33. DUNN, C. G. & WALTER, J. L. On secondary recrystallization in high purity alpha iron. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 221, pp. 413-414, 1961.
34. DUNN, C. G. & WALTER, J. L. Surface energies and other surface effects relating to secondary recrystallization textures in high-purity iron, zone-refined iron, and 0.6 pct Si-Fe. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 224, pp. 518-533, 1962.
35. RIONTINO, G.; ANTONIONE, C.; BATTEZZATI, L.; MARINO, F. & TABASSO, M. Kinetics of abnormal grain growth in pure iron. *Journal of Materials Science*, vol. 14, pp. 86-90, 1979.
36. RAY, R. K.; JONAS, J. J. & HOOK, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *International Materials Reviews*, vol. 39, pp. 129-171, 1994.
37. HUTCHINSON, W. B. Development and control of annealing textures in low-carbon steels. *International Metallurgical Reviews*, vol. 29, pp. 25-42, 1984.
38. LAVIGNE, J.J. et al.: in *Procedures 6th International Conference on "Textures of Materials"*, vol. 2, p. 749, Tokyo, Japan, 1981.
39. USHIODA, K. et al.: in *Proceedings of the 7th International Conference on "Textures of Materials"*, p. 301, Noordwijkerhout, Netherland, 1984.
40. CLINE, R. S. & HU, H.; *Trabalho não publicado*, citado em [1].
41. YAMADA, N.; KITAHAMA, M. & NIKAIIDO, H. Ultra-thin hot rolled strip. *Kawasaki Steel Technical Report*, Nº 42, pp. 1-7, May 2000.
42. NISHIMURA, K.; KAWABE, H. & YOSHIMITSU, F. Cold rolled steel sheets with ultra high Lankford value and excellent press formability. *Kawasaki Steel Technical Report*, Nº 42, pp. 8-11, May 2000.