

Características e Tendências dos Aços para Estampagem

*¹L. Brandão, ²C. S. da Costa Viana e ³A. M. Lopes

^{1,2,3} Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais

Instituto Militar de Engenharia - IME

Praça General Tibúrcio, 80 - Praia Vermelha - Rio de Janeiro - Brasil - CEP: 22290-270

Resumo

No presente trabalho, é feita uma análise dos fundamentos cristalográficos e dos mecanismos que regem o comportamento de chapas de aço durante a estampagem, com vistas a estabelecer os limites do que pode ser esperado de futuros materiais. A embutibilidade é particularmente analisada com base na textura cristalográfica normalmente obtida no processamento convencional. A possibilidade de adição de elementos de liga e o emprego de recentes processos de lingotamento contínuo são também discutidos.

Palavras-chave: Estampagem, textura cristalográfica, anisotropia plástica.

*Contato: brandao@taurus.ime.ub.br

1. Introdução:

Os aços para estampagem sofreram, nas últimas seis décadas, uma grande evolução desde os AISI 1010 efervescentes da década de 50 até os aços livres de intersticiais dos dias presentes. Isto foi devido a um melhor conhecimento dos fundamentos e das origens das propriedades ligadas à estampagem e a um enorme trabalho de investigação tecnológica envolvendo a composição e o processamento de chapas finas de aço. Presentemente, dispomos de chapas finas de aços de alta qualidade capazes de satisfazer quase todas as nossas necessidades de estampagem. O recozimento contínuo permitiu uma velocidade de produção não antevista na época em que só o recozimento em caixa era disponível. Contudo, sabemos, hoje, que ainda é possível melhorar a qualidade dos aços que temos porque, agora, conhecemos melhor os mecanismos que controlam a estampabilidade. Portanto, antes de passarmos a especular sobre o futuro, é instrutivo fazermos uma pequena revisão do que sabemos, do que queremos e do que podemos alcançar com respeito aos aços para estampagem.

2. Embutimento e Estiramento

Os limites do comportamento de uma chapa em estampagem podem, a princípio, ser estabelecidos

pelo que ocorre no *embutimento* e no *estiramento*, considerando que a maioria dos processos se situa entre estas duas condições. No primeiro, mostrado na Figura 1a, deseja-se que a peça apresente, ao final da operação, um mínimo de variação de sua espessura original. No segundo, ao contrário, a variação da espessura é efetivamente empregada na fabricação da peça (Fig. 1b).

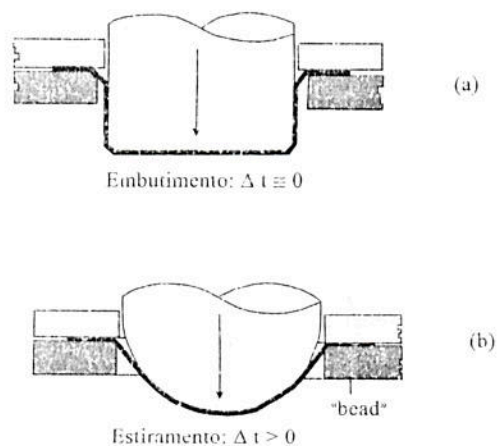


Figura 1 Operações esquemáticas de (a) embutimento e (b) estiramento.

Nas operações controladas por estiramento, o fator que importa é o *coeficiente de encruamento*, n , conforme medido pelo ajuste da relação de Hollomon, $\sigma = K \epsilon^n$, ao regime plástico da curva tensão-deformação verdadeira do ensaio de tração do aço. n é igual à deformação uniforme verdadeira, ϵ_u , e, portanto, representa a ductilidade útil em tração do aço. O n redistribui a deformação plástica durante a estampagem, retardando a estricção, daí a procura pela produção do aço com um n elevado. São vários os fatores que afetam o n , porém, sabemos que a limpeza do aço com respeito a fases, inclusões, precipitados e intersticiais é um fator que retarda a localização da deformação e aumenta a ductilidade uniforme, no ensaio de tração. Desse modo, obtêm-se alturas maiores da calota no ensaio Eriksen.

No embutimento, para que a espessura não se altere, é necessário permitir que o blanque adentre a matriz, o que exige esforços trativos e compressivos no plano da chapa (Fig. 2a). Lankford [1] desenvolveu um parâmetro para caracterizar a resistência ao afinamento inerente do aço, medindo, no ensaio de tração, a razão R entre as deformações plásticas na largura e espessura do espécime de tração (Fig. 2b). R , o *coeficiente de anisotropia plástica*, é uma função da orientação do espécime no plano da chapa e sua média neste plano:

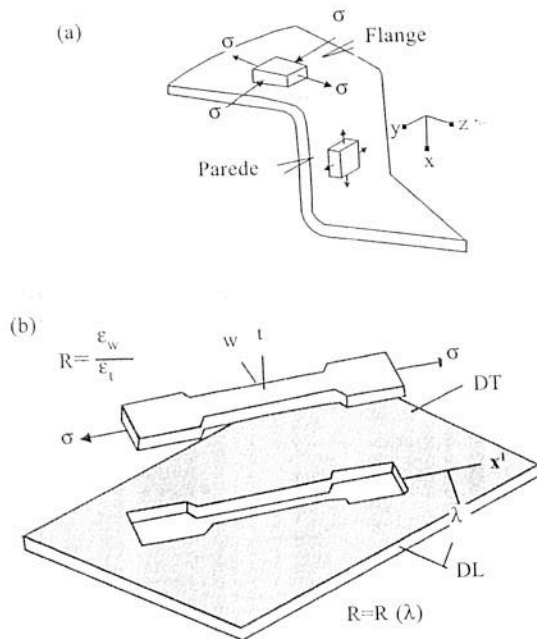


Figura 2 (a) Tensões no embutimento; (b) Coeficiente de anisotropia plástica, R .

$$\bar{R} = \frac{R_{DL} + 2 R_{45} + R_{DT}}{4}$$

ou *anisotropia normal*, é uma medida da resistência ao afinamento da chapa como um todo. Usa-se, também, o parâmetro:

$$\Delta R = \frac{R_{DL} - 2 R_{45} + R_{DT}}{2}$$

chamado *anisotropia planar*, para medir a variação do R no plano da chapa.

Hill [2] utilizou o R no seu critério quadrático de escoamento plástico anisotrópico (Eq.1 e Fig.3a) e Whiteley [3], usando este critério, mostrou que a razão limite de embutimento, LRE, no ensaio Swift, e podem ser ligados pela relação:

$$\ln(\text{RLE}) = \lambda \sqrt{(\bar{R}+1)/2}$$

onde λ é uma constante. A RLE é a razão entre o diâmetro do maior blanque que pode ser embutido, sem fraturar, e o diâmetro do punção, no embutimento de um copo cilíndrico.

$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - [2R/(1+R)] \sigma_1 \sigma_2 = \sigma_0^2 \quad (1)$$

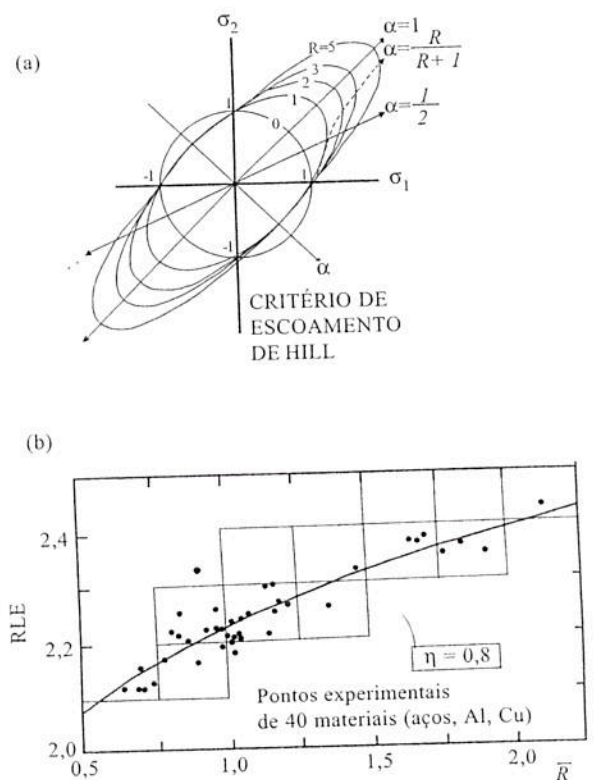


Figura 3 (a) Critério de Hill [2] para vários \bar{R} ; (b) RLE em função de \bar{R} .

Mais recentemente, Hosford e Backofen [4], experimentando com mais de 40 metais, obtiveram a relação regressional:

$$\ln(\text{RLE}) = \eta \left(\frac{2\bar{R}}{\bar{R}+1} \right)^{0.27}$$

que é mostrada na (Fig. 3b) para $\eta = 0,8$. Portanto, a RLE, ou seja, a embutibilidade, pode ser indiretamente caracterizada e quantificada pela medida de \bar{R} .

Nos aços efervescentes, o \bar{R} não passa de 1,3 enquanto que, para os aços acalmados ao alumínio e recozidos em caixa ele pode chegar a 1,6. Atualmente, para os aços LI, o \bar{R} pode atingir 2,0 ou um pouco mais.

3. Origens da Anisotropia Plástica

A primeira tentativa experimental de relacionar \bar{R} com a textura cristalográfica dos aços foi feita por Whiteley e Wise [5]. Estes autores mostraram, usando figuras de pólos diretas, que \bar{R} cresce com a fração de grãos contendo o plano (111) paralelo ao plano da chapa, e decresce com a fração de grãos com planos (100) naquela condição (A fração de grãos é proporcional à intensidade difratada.).

Hosford e Backofen [6] indicaram como o R pode ser calculado para uma dada orientação (ou orientações) cristalina, empregando-se a teoria de Bishop e Hill [7]. Hoje, após inúmeros trabalhos sobre modelagem cristalográfica do escoamento plástico [8] e dos processos de estampagem, sabemos calcular perfeitamente a contribuição de cada orientação de grão para o valor final de uma dada propriedade das chapas metálicas.

Se representarmos a orientação do grão pelo seu plano (hkl) paralelo à chapa e pela sua direção [uvw] paralela à direção de laminação (DL), podemos prever (Figura 4) como o R varia, entre as direções de laminação (DL) e transversal (DT), para várias orientações de grãos comumente encontradas nas texturas das chapas de aço laminadas a frio e recozidas. Os valores de \bar{R} e de ΔR , calculados para estas orientações, estão mostrados na Tabela 1. Em alguns casos, o valor de ΔR não foi calculado.

Pela análise da Figura 4 e da Tabela 1, nota-se porque os grãos com o plano (001) paralelo à chapa devem ser evitados, nas chapas para embutimento. Por outro lado, as orientações com o plano (111) no plano da chapa devem ser cultivadas pois mesmo seus valores mínimos de R são razoavelmente elevados. Em particular, grãos com as orientações (110) [110] e (223) [110] poderiam dar enorme contribuição ao R_{DL} e R_{45} , respectivamente, da chapa, porém não são orientações abundantes nas texturas dos aços laminados a frio e recozidos dos dias de hoje. Finalmente, cabe ressaltar o comportamento da fibra (111)[uvw], pelo seu alto valor de \bar{R} e variação nula ($\Delta R = 0$; orelhamento nulo) no plano da chapa, justificando a razão pela qual é a textura que se procura desenvolver nos aços modernos.

4. Texturas de Deformação e Recristalização de Chapas Finas de Aço

A textura cristalográfica de uma chapa policristalina de aço é normalmente composta por várias orientações próximas das quais variáveis volumes do material (números de cristais) se agrupam. Como cada orientação tem um comportamento mecânico diferente, é a média desses comportamentos, ponderados pelas frações volumétricas das orientações que lhes são correspondentes (ou seja, pela textura), que representa o comportamento de toda a chapa. É importante, portanto, conhecer a textura, ou distribuição de orientações cristalinas, presente na chapa. Aqui, usaremos a FDOC - função de distribuição de orientações cristalinas - que representa a textura pela plotagem das intensidades com que as orientações (hkl)[uvw] se apresentam na chapa, através de curvas de nível. A FDOC pode ser medida experimentalmente por difração de raios x ou pela técnica de EBSD ("Electron Backscatter Diffraction").

A Figura 5a representa a FDOC típica de um aço baixo carbono laminado a frio cerca de 70%. No ábaco da Figura 5b, linhas horizontais representam planos (hkl) dos grãos, paralelos à superfície da chapa, e pontos sobre as linhas representam direções [uvw], pertencentes aos planos, paralelas à direção de laminação (DL). Desse modo, é possível identificar os máximos das curvas de nível por suas orientações (hkl)[uvw]. Vê-se que há orientações fortes como (001)[-1 1 0], com intensidade 5, (-1 1 2)[1 -1 0] com intensidade 7, e uma orientação com plano entre (-1 1 1) e (-3 3 2) e direção [1 -1 3] com valor 5. Na verdade, esta

CARACTERÍSTICAS E TENDÊNCIAS DOS AÇOS PARA ESTAMPAGEM

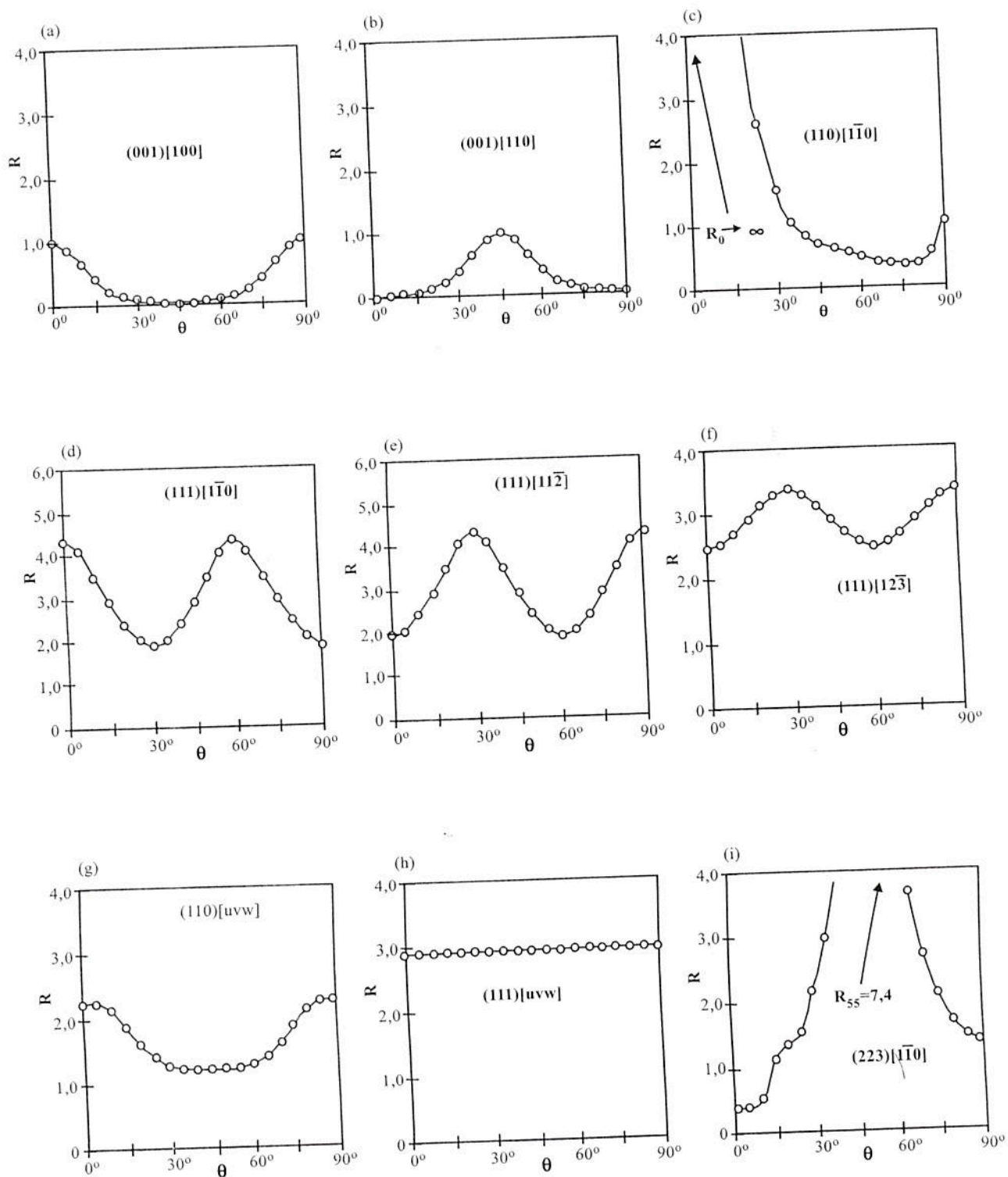


Figura 4 Variação angular de R para orientações comumente encontradas nos aços.

Orientação	R _{DL}	R _{do meio}	R _{DT}	\bar{R}	ΔR
001 100	1	0 (45°)	1	0,5	1
001 110	0	1 (45°)	0	0,5	-1
110 110	100	0,29 (75°)	1	25,39	50,21
110 uvw	2,81	1,22 (45°)	2,81	2,015	1,59
111 110	4,32	1,84 (30°) 4,32 (60°)	1,84	3,08	0(*)
111 112	1,84	4,32 (30°) 1,84 (60°)	4,32	3,08	0(*)
111 123	2,48	3,36 (30°) 2,48 (60°)	3,36	2,92	0(*)
fibra 111	2,88	2,83 (30°)	2,88	2,89	0,05
111 uvw	2,89	2,89	2,89	2,89	0
112 110	0,23	8,66 (50°)	1	4,64	-8,045
223 110	0,4	7,4 (55°)	1,4	4,15	-6,5
fibra DN	2,86	2,74 (70°)	2,81	2,79	0,095
223 uvw	2,44	3,14 (45°)	2,44	2,79	-0,7
332 110	14,5	1,68 (50°) 3,34 (75°)	2,74	4,55	6.11 (*)
332 uvw	3,16	2,50 (45°)	3,16	2,83	0,66
554 225	2,38	1,55 (55°)	7,6	3,27	3,44

Tabela 1 Valores de R, ΔR e \bar{R} para orientações comuns em chapas finas de aço. Cálculo de ΔR (*) envolve a média dos valores de R intermediários.

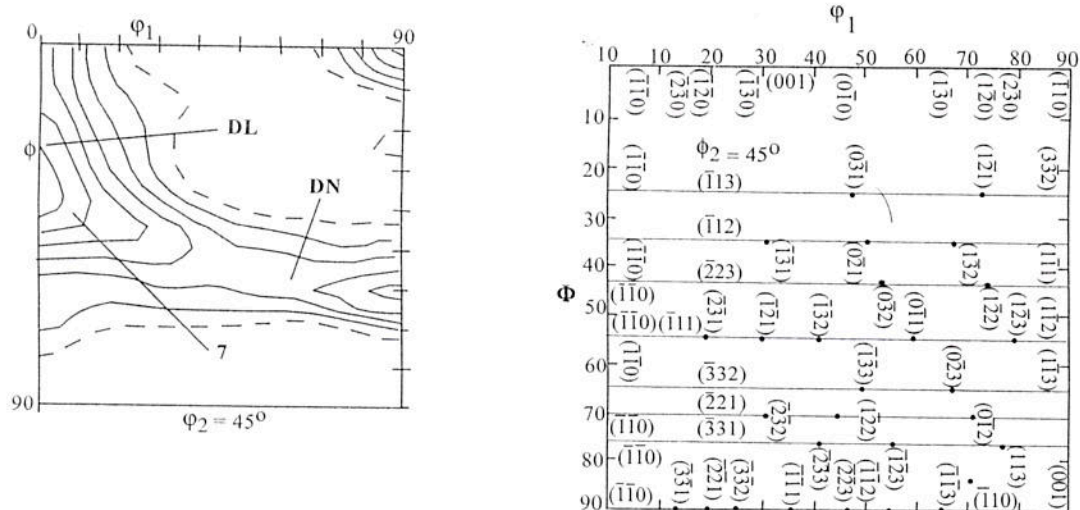


Figura 5 (a) FDOC típica de um aço baixo carbono laminado a frio 70%; (b) Ábaco de interpretação das orientações (hkl)[uvw] presentes. Planos (hkl) são linhas horizontais; direções [uvw] são pontos sobre as linhas. Níveis de intensidade = 1(tracejado), 2, 3, 4,...

textura é descrita pela fibra parcial (001)-(-3 3 1)[-1 1 0], chamada fibra DL, mais a fibra (-2 2 3)-(-3 3 2)[uvw], chamada fibra DN. Estas, com maior ou menor intensidade, são as componentes características das texturas de todos os aços laminados a frio.

As texturas de recristalização têm as intensidades da fibra DN - que, como vimos, são as responsáveis pela boa embutibilidade do aço - dependentes da composição do aço, da quantidade de redução a frio e do processo de recozimento. Isto pode ser observado na Figura 6, a, b e c, onde são mostradas, respectivamente, as FDOCs de um aço efervescente laminado a frio 70% e recozido em caixa, um aço acalmado ao alumínio laminado 60% a frio e também recozido em caixa e um aço LI laminado 80% a frio e recozido continuamente.

Observa-se que, em todos, a orientação (001)[110] praticamente desaparece e a fibra (111)[uvw] se aperfeiçoa, se estreita e aumenta de intensidade. Além disso, nos dois primeiros aços, os picos da FDOC se situam próximos às orientações (111)[110] enquanto que no aço LI os picos se aproximam de (111)[112] e são mais intensos.

É importante notar que, embora as texturas de laminação a frio destes materiais sejam praticamente similares, o mecanismo de recristalização comandado pela nucleação orientada [9] é muito mais livre para progredir no aço LI [10], em razão da maior "limpeza" da ferrita, resultando numa textura de fibra DN mais definida e mais intensa nestes materiais. Aços efervescentes e aços acalmados ao alumínio jamais produziram uma textura (111) forte por recozimento rápido, como nos aços LI, porque neles há mecanismos que controlam tanto a nucleação como o crescimento, durante a recristalização. Nos aços acalmados é preciso que o nitreto de alumínio (AIN) precipite nos contornos de grão e de subgrão, antes da nucleação, para que se desenvolva a fibra DN (daí a necessidade do recozimento em caixa) [11]. Nos aços LI não há precipitação controladora da recristalização e isto leva a microestruturas finais diferentes: grãos "panqueca" nos primeiros e equiaxiais no segundo.

A seqüência mostrada na Figura 6 indica a direção em que o entendimento dos mecanismos controladores da recristalização progrediu, nos tempos recentes. No que se refere ao \bar{R} , este é máximo quando os aços acalmados são reduzidos cerca de 70% a frio, antes da recristalização, enquanto que, para os aços LI, esta redução é próxima de 85%.

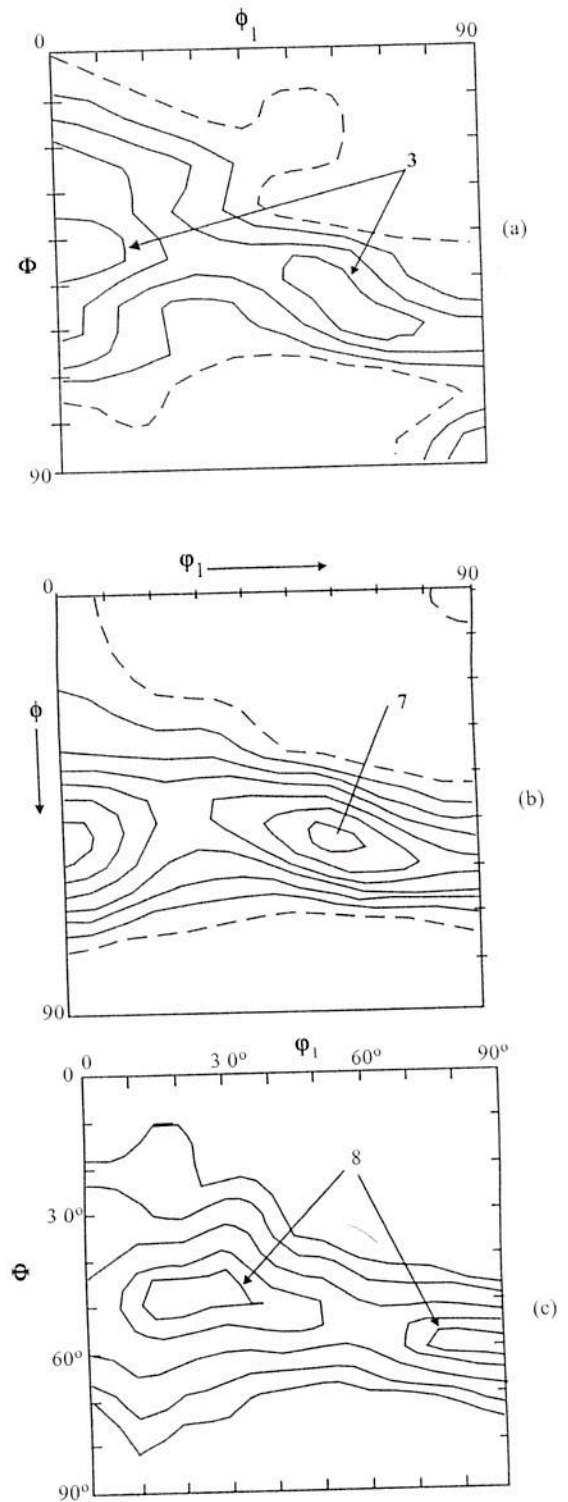


Figura 6 (a) Aço efervescente laminado a frio 70% e recozido em caixa; (b) aço acalmado ao alumínio laminado 60% a frio e recozido em caixa; (c) aço LI laminado 80% a frio e recozido continuamente.

5. Desenvolvimento e Controle da Textura para Embutibilidade

Durante o processo de recristalização de chapas de ferro laminadas a frio, os grãos com orientação dentro da fibra DN são os primeiros a fazê-lo e os novos grãos têm suas orientações também residentes nesta fibra. Os demais grãos, incluindo-se os da fibra parcial DL e os de orientação (001)[110], são retardatários ou podem apenas recuperar, sendo consumidos pelos primeiros no seu processo de crescimento [10]. Este tipo de recristalização se deve ao acúmulo diferenciado de energia pelos grãos de diferentes orientações, durante a deformação a frio. A energia plástica acumulada cresce com o fator de Taylor, M , dos grãos [9] e este tem seus maiores valores na fibra DN, no caso da laminação. Disso resulta que a laminação a frio tem a função de suprir o maior volume possível de material com orientações dentro da fibra DN. A geometria da laminação a frio e o grau de redução desta, associados à operação dos sistemas de deslizamento da ferrita, produzem a rotação homogênea da rede cristalina dos grãos que conduz as orientações em direção às da fibra DN, principalmente. Este é o mecanismo pelo qual a textura de laminação a frio é desenvolvida nos aços. Aços baixo carbono, acalmados ou não, suportam uma redução homogênea de espessura de aproximadamente 75%, sem a ocorrência acentuada de instabilidades (bandas de cisalhamento) na deformação. A partir daí, há deterioração da textura de deformação. Aços LI suportam até cerca de 85% de redução ou pouco mais. Essas instabilidades alteram a distribuição de orientações dos núcleos da recristalização e reduzem o \bar{R} da chapa recristalizada. Nos moldes atuais e do ponto de vista do material, tudo se resume, portanto, em procurar facilitar o processo de deformação plástica e liberar o caminho para que a recristalização progrida com base na energia acumulada nos grãos. A existência de qualquer barreira a esses processos - tais como a presença de intersticiais, elementos de liga, inclusões, fases precipitadas ou defeitos microestruturais - tende a alterar, como sabemos, a recristalização e a prejudicar esse desenvolvimento. Nos aços acalmados ao alumínio, por exemplo, onde o teor de intersticiais não é desprezível, é necessário interferir na nucleação, em favor das orientações (111)[uvw], através da precipitação do AlN antes da recristalização, para evitar-se a produção de um material com textura fraca e, conseqüentemente,

com baixos valores de \bar{R} . Nos aços LI, o teor de intersticiais - e, portanto, de segundas fases - é controlado pela desgaseificação a vácuo e pela adição de elementos seqüestradores de intersticiais, tais como Ti e Nb.

6. Possibilidades Futuras

Como vimos, há limitações no que se pode obter em termos de \bar{R} devido à própria natureza das orientações cristalinas que se podem desenvolver nas texturas dos aços laminados a frio e recozidos. Se o processamento se limitar a ser feito por laminação a frio + recristalização, no futuro, do modo como é hoje, não haverá muito espaço para aumentar a embutibilidade. Há, porém, outros fatores, como a necessidade do aumento da resistência mecânica dos componentes acabados e da redução da espessura final das chapas, que devem ser atendidos, mas que, com freqüência, conflitam com uma desejada elevada embutibilidade. Nestes casos, um compromisso deve ser procurado. Levando-se em conta aspectos funcionais e requisitos de resistência mecânica de diversos componentes automotivos, vários materiais e tratamentos vêm aumentando sua participação, tais como aços "trip", aços "bake hardened" (BH), aços refosforados, aços microligados, aços "dual phase" e aços ao boro, por exemplo [12.]. Uma gama de diferentes resistências mecânicas e capacidades de estampagem vem sendo obtida pela manipulação da microestrutura e da textura, através da adição de elementos de liga e alteração nos processamentos convencionais, nesses materiais. O preço a pagar pelo aumento de resistência continua a ser a redução de ductilidade e de embutibilidade, em qualquer desses casos.

No que se refere à modernização dos processos de produção de chapas e tiras, há, no momento, várias inovações que pretendem revolucionar o setor. Na última década, algumas tentativas foram feitas no sentido de estender a laminação a quente para temperaturas mais baixas, onde somente a ferrita passa a ser laminada (laminação morna da ferrita). Isto teria a vantagem de poder-se produzir um material com estampabilidade equivalente à dos materiais laminados a frio, diretamente do trem da laminação a quente [13.]. Trabalhos recentes em laminação morna de aços LI indicam que os desenvolvimentos das texturas de laminação, assim como a de recristalização, não são afetados grandemente pela temperatura

CARACTERÍSTICAS E TENDÊNCIAS DOS AÇOS PARA ESTAMPAGEM

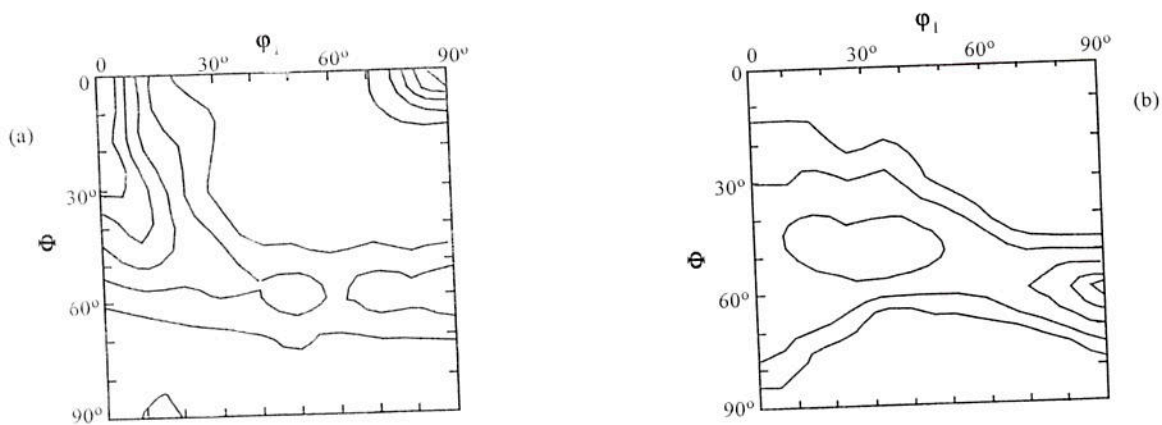


Figura 7 (a) FLOC de aço LI laminado 60% a 600°C; (b) Mesmo aço recozido a 800°C.

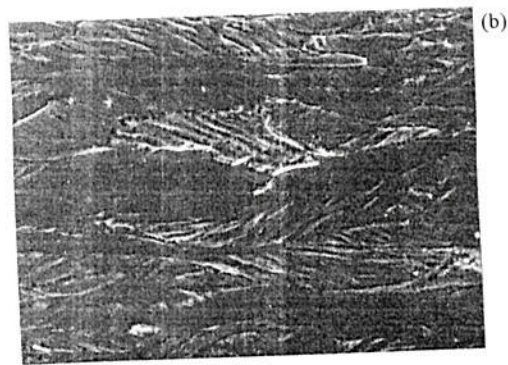
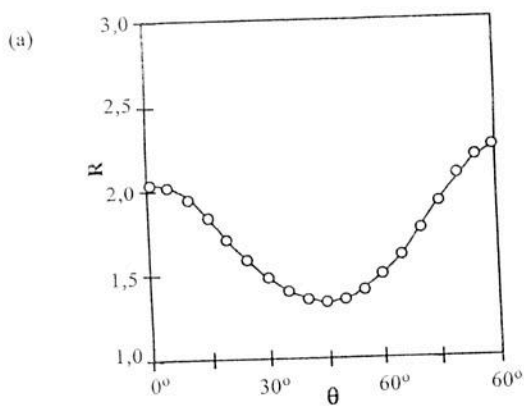


Figura 8 (a) Variação de R para o aço LI recozido da Fig. 7b; (b) Microestrutura de aço LI laminado 60% a 600°C. Notam-se grãos contendo bandas de cisalhamento.

[14,15,16]. Na linha de resultados anteriores [14], Viana, Matheus e Lopes [17] laminaram um aço LI de 60%, a 600°C (Fig. 7a), e mostraram que a textura de recristalização deste material (Fig. 7b) fornece valores de R e \bar{R} equivalentes aos da chapa laminada a frio e recozida (Fig. 8a). A microestrutura do estado laminado mostrou a presença de bandas de cisalhamento intragranulares (Fig. 8b) que, ao contrário do esperado, não parecem ter afetado nem as intensidades nem as orientações da textura de recristalização (comparar com a Fig. 6c). Tudo indica que a temperatura elevada permite, neste material, uma auto-recuperação, pré-desenvolvendo os núcleos para a recristalização posterior, com a orientação adequada.

Uma variante que se oferece à laminação morna é que esta pode ser seguida por uma redução a frio - antes ou após a recristalização - para melhorar o acabamento superficial do produto e intensificar a

textura de deformação. Esta via, embora potencialmente mais onerosa, é ainda carente de mais investigação, mas pode suprir uma larga faixa de materiais com espessuras várias, diferentes qualidades de estampagem e diferentes aplicações.

Mais recentemente, os processos de "thin slab casting" (TSC) e "strip casting" (SC) (Fig. 9) vêm se apresentando como tecnologias capazes de produzir uma larga faixa de materiais de espessura reduzida (tipicamente de 1mm a cerca de 5mm), grande largura ($\cong 1500$ mm) e de excelente acabamento superficial, diretamente do lingotamento contínuo. Altas velocidades de produção e elevadas tonelagens podem ser atingidas por esses processos. Acoplado a um trem de laminação a frio, o primeiro (TSC) pode ser aplicado à produção de aços de baixo e ultra-baixo carbono, assim como de alta resistência, visando a indústria automotiva (uma espessura de até 0,7mm pode ser atingida) [13]. Em ambos estes processos, é possível

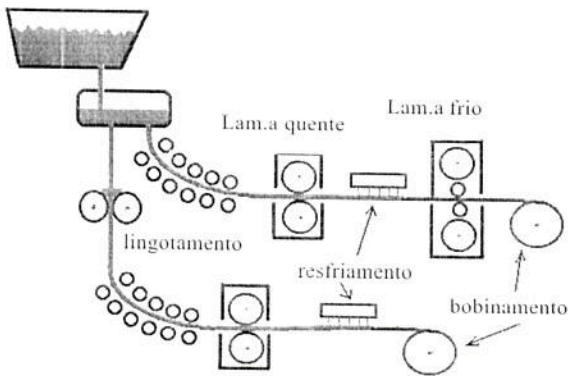


Figura 9 Arranjo esquemático dos processos TSC e SC.

produzir chapas a frio a partir de chapas mais finas a quente, em processamento ininterrupto. Para isso, ambos envolvem técnicas de resfriamento controlado de alta eficiência, de modo a dar continuidade ao processamento e garantir elevada produtividade. Tendo-se estas características em vista, assim como as técnicas clássicas de tratamento termomecânico, pode-se esperar uma grande variedade de processamentos envolvendo laminação no campo austenítico, dentro e fora da região de não-recristalização, laminação no campo ferrítico, seguindo-se variações na temperatura de bobinamento e, talvez até, reduções a frio e recristalização.

TSC e SC, assim como outros processos enquadrados como "near net shape" (NNS), apresentam um enorme potencial para o desenvolvimento de novas rotas de processamento que, aliados aos conhecimentos que hoje se dispõe, certamente produzirão melhores materiais para fins de estampagem.

7. Referências Bibliográficas

1. W.J.Lankford, S.C.Snydes and J.A.Bauscher, *Trans. American Society Met.*, vol.42, pp.1197, 1950.
2. R.Hill, "The mathematical theory of plasticity", Clarendon Press, Oxford, 1950.
3. R.L.Whiteley, *Trans A.S.M.*, vol.52, pp.154, 1960.
4. W.F.Hosford and W.A.Backofen, "Strength and plasticity of textures metals" "Fundamentals of deformation processing" Syracuse Univ. Press, pp.259-298, 1964.
5. R.L.Whiteley and D.E.Wise, "Flat rolled products III", Ed. A.E.Earhart, Chicago, pp.47, 1962.
6. G.I.Taylor, *Plastic Strain in Metals*, J.Inst. of Metals, vol.62, pp.307-324, 1938.
7. J.F.W.Bishop and R.Hill, "A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses" *Phil. Mag*, Ser.7, vol.42, pp.414-427, 1951.
8. G.J.Davies, D.J.Goodwill and J.S.Kallend, "Elastic and plastic anisotropy in sheets of cubic metals" *Met. Trans.*, vol.3, pp.1627-1631, 1972.
9. I.L.Dillamore, C.J.E.Smith and T.W.Watson "Oriented nucleation in the formation of annealing textures in iron" *Metal Science Journal*, vol.1, pp.49-54, 1967.
10. W.B.Hutchinson, "Development and control of annealing textures in low-carbon steels" *International Metals Review*, vol.29, n°1, pp.113-130, 1984.
11. J.T.Michalak and R.D.Schoone *Trans A.I.M.E.*, vol.242, pp.1149, 1968.
12. Jean-Claude Cailland "Steel for automotive industry in Europe" (palestra de abertura), 56° Congresso Anual da ABM, 16-20 de julho de 2001, Belo Horizonte, Brasil.
13. D.V.Riboud and Jean-Pierre Birat "Technological Developements of Iron and Steel in-European Countries", 57° Congresso Anual da ABM Internacional, 22 a 25 de julho de 2002, São Paulo, Brasil.
14. M.R.Barnett "Influence of warm rolling temperature on ferite recrystallization in low C and IF steels" PhD Thesis, McGill University, setembro 1996.
15. J.R.G.Matheus "Texturas de laminação a frio em aços livre de intersticiais" Dissertação de Mestrado, dezembro 1999.
16. P.D.Hodgson, G.L.Kelly and M.R.Barnett "Recent trends in the thermomechanical processing of steel" *Materials Fórum*, vol.24, pp.37-48, 2000.
17. C.S.da Costa Viana, J.R.G.Matheus and A.M.Lopes "Microstructure and Texture of warmed rolled IF steel" *Textures and Microstructures*, vol. 34, pp.243-253, 2000.