

Metalurgia & Materiais

Evolução da textura cristalográfica de chapas de aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430 durante laminação a frio, recozimento e estampagem

(Crystallographic texture evolution of ferritic stainless steel strips (AISI 430) during cold rolling, annealing and drawing)

Antenor Ferreira Filho

Doutor em Engenharia Metalúrgica pela EPUSP. E-mail: afilho@brasmetal.com.br

Clara Herrera

Doutora em Engenharia Metalúrgica pela EPUSP. E-mail: c.herrera@mpie.de

Nelson Batista de Lima

Professor Doutor do IPEN. E-mail: nblima@ipen.br

Ronald Lesley Plaut

Professor Doutor da EPUSP. E-mail: rlplaut@usp.br

Angelo Fernando Padilha

Professor Doutor da EPUSP. E-mail: padilha@usp.br

Resumo

A evolução da textura, nos estados “como recebido”, laminado a frio, recozido e após a estampagem, e a estampabilidade de aços inoxidáveis ferríticos AISI 430, estabilizados ao nióbio, foram estudadas. Duas corridas de chapas com espessuras de 3,0 e 0,7 mm foram utilizadas. A de maior espessura foi relaminada a frio e recozida. A de menor espessura, de composição química semelhante à primeira, foi laminada a frio, na usina siderúrgica, e, posteriormente, submetida a estampagem. A textura foi avaliada usando DRX em todas as condições. O aço AISI 430, na condição “como recebido”, apresentou forte textura $\{100\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 120\rangle$ e a fibra γ . Após a deformação, a intensidade da fibra γ aumentou e apareceu a fibra α . O recozimento causou o desaparecimento da fibra α e o fortalecimento da fibra γ , que é uma textura adequada para a estampagem. Embora o aço AISI 430, de espessura 0,7 mm, tivesse apresentado uma forte textura de fibra γ , no estado inicial, as propriedades de estampagem não foram boas e o material trincou durante a conformação.

Palavras-chave: Aço inoxidável ferrítico, textura cristalográfica, laminação a frio, recozimento, estampagem.

Abstract

Texture evolution in AISI 430 Nb stabilized ferritic stainless steels in the “as-received”, hot-and cold-rolled, annealed and stamped conditions have been studied, along with their formability. Two ferritic stainless steels (Nb stabilized) having a thickness of 3.0 and 0.7mm, were employed. The thicker one was cold rolled and annealed. The thinner one, with similar composition, was cold rolled at the steel plant and subsequently submitted to deep drawing. Texture has been evaluated using DRX for all conditions. The AISI 430 stainless steel, in the “as-received” condition presented a strong $\{100\}$ texture in the $\langle 110\rangle$ and $\langle 120\rangle$ directions and the gamma fibre. After cold rolling the material presented stronger gamma and weaker alpha fibres. Annealing of the cold rolled steel conduced to the vanishing of the alpha fibre and strengthening of the gamma fibre, adequate for deep drawing operations. Although the AISI 430 stainless steel of 0.7mm presented a strong gamma fibre, other deep drawing properties were inadequate and the material cracked on stamping.

Keywords: Ferritic stainless steels, crystallographic texture, cold rolling, annealing, drawing.

1. Introdução

Os aços inoxidáveis ferríticos (AIFs) apresentam valores típicos de 11 a 17% de cromo, baixo níquel e carbono em sua composição química. Sua boa resistência à corrosão e oxidação está relacionada com o teor de cromo. Esses aços apresentam baixa tenacidade e uma temperatura de transição dúctil-frágil na temperatura ambiente ou acima da temperatura ambiente [Lula, 1989].

Os AIFs são, freqüentemente, conformados a frio em suas aplicações finais e diferem dos aços inoxidáveis austeníticos por apresentarem maiores valores de limite de escoamento e baixo coeficiente de encruamento (n). Essas diferenças fazem com que eles sejam materiais menos adequados que os austeníticos para aplicações envolvendo deformação por estiramento, embora possam ser conformados por estampagem profunda [Baroux, 1993; Lewis & Pickering, 1983; Pimenta, 2001]. Os AIFs, por apresentarem maiores valores de limite de escoamento e menor ductilidade, estão sujeitos a menores níveis de conformabilidade, quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos.

Os AIFs apresentam uma forte textura típica de laminação a frio ao final da laminação a quente, devido à estabilidade da ferrita durante esse processo. Na condição de laminado a quente, é comum um forte gradiente, na textura, e diferenças na microestrutura ao longo da espessura. A textura, no centro da chapa, apresenta uma forte fibra α , $\langle 110 \rangle // DL$, e uma fraca fibra γ , $\langle 111 \rangle // DN$. Perto da superfície, apresenta a fibra ζ , $\langle 011 \rangle // DN$, e a componente Goss, $\{011\} \langle 100 \rangle$ fortes e a fibra ϵ , $\langle 011 \rangle // DT$, mais fraca [Raabe, 2003].

A textura de laminação a frio, para baixas reduções, próximas de 35%, é caracterizada pela componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ forte e a componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ mais fraca [Lewis & Pickering, 1983]. Para deformações maiores, acima de 75%, a fibra α é fortalecida ao longo de toda a espessura da tira, especialmente na região central. As componentes $\{011\} \langle 110 \rangle$ e $\{112\} \langle 110 \rangle$ são as mais

intensas [Davison, 1974; Lewis & Pickering, 1983; Raabe & Lücke, 1993; Raabe, 1996].

A textura de recristalização depende da textura inicial de laminação a frio e da microestrutura. Chao [Chao, 1967], mostrou que a principal textura, em chapas recozidas de aços inoxidáveis ferríticos, é do tipo “cube-on-corner” (CC), com predominância dos componentes $\{111\} \langle 011 \rangle$ e $\{111\} \langle 112 \rangle$. Lewis e Pickering [Lewis & Pickering, 1983] mostraram que, com o aumento do grau de redução, a componente $\{111\} \langle 112 \rangle$ perdia importância, enquanto a componente $\{100\} \langle 011 \rangle$ fortalecia-se. Raabe e Lücke [Raabe & Lücke, 1992] estudaram a influência de partículas, na textura de recristalização de aços inoxidáveis ferríticos, e mostraram que a adição de elementos de liga, como titânio e nióbio, provoca um enfraquecimento da componente $\{011\} \langle 110 \rangle$, nas texturas de laminação a frio. Em amostras com partículas estáveis, a textura $\{111\} \langle 112 \rangle$ torna-se máxima, substituindo a textura $\{011\} \langle 110 \rangle$. Finalmente, deve-se mencionar que Lewis e Pickering [Lewis & Pickering, 1983] constataram que a recristalização estimulada pela presença de partículas favorece a textura tipo $\{111\} \langle 112 \rangle$.

A textura ótima para estampagem, nos materiais cúbicos de corpo centrado, é caracterizada por uma forte fibra γ [Asensio et al., 2001]. Nos AIFs, a fibra γ é fortalecida com o aumento da redução a frio e, modificações na composição química. Os AIFs estabilizados ao Nb apre-

sentam uma melhor textura para estampagem [Lewis & Pickering, 1983; Raabe & Lücke, 1992; Plaut et al., 2003], devido à presença de Nb, que promove a formação da componente de recristalização $\{111\} \langle 112 \rangle$.

O objetivo desse trabalho é estudar a evolução da textura nos diferentes estágios “como recebido”, laminado a frio, recozido e após estampagem de uma peça-exemplo (Figura 1), empregando chapas de aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430, estabilizadas ao nióbio.

2. Materiais e métodos

Foram utilizadas duas corridas de chapas de aço inoxidável ferrítico AISI 430, estabilizadas ao nióbio, com espessuras de 3,0 (denominada de AISI 430-E1) e 0,7 mm (denominada de AISI 430-E2). A Tabela 1 apresenta as composições químicas dos materiais estudados.

O aço AISI 430-E1 de 3,0 mm de espessura sofreu uma redução em espessura de, aproximadamente, 50%, seguido de um recozimento contínuo, em temperatura superior a 830°C, na usina siderúrgica, estado “como recebido”. Posteriormente, o aço foi submetido a reduções a frio de 40 e 73% em espessura, em um laminador industrial, tipo duo, não reversível, na empresa Brasmetal Waelzholz. Após a laminação a frio, foram realizados tratamentos térmicos de recristalização a 750 e 850 °C, por 1 hora, seguidos de resfriamento ao ar em um forno tipo mufla.

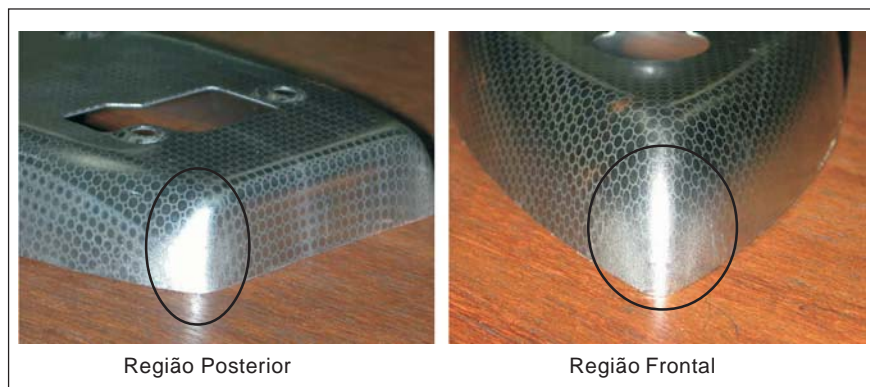


Figura 1 - Regiões críticas da peça-exemplo.

O aço AISI 430-E2 de 0,7 mm de espessura, adquirido da usina na condição de laminado a frio, apresenta um histórico termomecânico semelhante à condição mais extrema imposta no aço AISI 430-E1, ou seja, redução de espessura de 77% e recozimento à temperatura superior a 830°C em forno contínuo. O AISI 430-E2 foi somente submetido à estampagem profunda, para avaliação da textura e estampabilidade. O equipamento utilizado, na conformação da peça, foi uma prensa de 150 toneladas, de simples ação, da marca Mahnke, que trabalha em um regime de 30 golpes/minuto, com um prensa-chapas de quatro estágios, exercendo uma pressão 75 a 80 kgf/cm².

A textura, nos diferentes estados, foi estudada, usando a técnica de difração de raios X (DRX). Foram determinadas as figuras de pólo incompletas dos planos (110), (200), (211) e (310) da ferrita, com radiação MoK α ($\lambda=0,7093 \text{ \AA}$), num goniômetro de textura horizontal da marca Rigaku, instalado no IPEN/CNEN-SP. Para a obtenção das FDO (função de distribuição de orientações), foi empregado um programa desenvolvido por pesquisadores do laboratório de difração de raios X do IPEN. As análises foram realizadas na superfície de lamina-

ção nas diferentes etapas. No caso da amostra estampada a avaliação foi feita na região vizinha à trinca.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de tração universal da marca Zwick modelo-1475, equipada com garras hidráulicas e extensômetro. As dimensões dos corpos-de-prova utilizados estão de acordo com norma ABNT NBR 6673-1980. A partir do ensaio de tração, foram determinados os valores de: limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento total (AI), coeficiente de encruamento (n), índice de anisotropia plástica normal (r_m) e índice de anisotropia plástica planar (Δr). Os ensaios de embutimento Erichsen (IE) foram conduzidos conforme a norma ABNT NBR 5902-1980, em amostras de largura de 80 mm.

A CLC do aço AISI 430-E2 foi determinada a partir do ensaio Nakazima, utilizando uma máquina de ensaios de estampagem Erichsen. A altura do domo adotada no ensaio dos corpos-de-prova Nakazima foi de 50 ± 3 mm e a velocidade utilizada do punção foi de 10 mm/min. A leitura das deformações foi realizada com o auxílio de um analisador de imagens CAMSYS[®].

3. Resultados e discussão

3.1. Aço AISI 430-E1

Os resultados de propriedades mecânicas do aço AISI 430-E1 de 3,0mm de espessura, no estado “como recebido”, são apresentados na Tabela 2.

O aço AISI 430-E1, no estado “como recebido” apresentou as componentes de textura $\{100\} \langle 110 \rangle$, $\{100\} \langle 120 \rangle$, $\{110\} \langle 001 \rangle$ e textura tipo Goss, $\{011\} \langle 100 \rangle$, mais intensas. Observou-se também a textura do tipo (112) $[1\bar{1}0]$ e a fibra γ , $\{111\} // DN$, mais fracas, (Figura 2). Em geral, as texturas encontradas são texturas típicas de deformação a frio [Lewis & Pickering, 1983; Raabe, 2003], originadas na laminação a quente, devido à baixa redução na espessura (50%) durante a laminação a frio, e ao recozimento contínuo realizado na usina siderúrgica.

A textura do aço AISI 430-E1 laminado a 40% em espessura (Figura 3) apresentou a fibra γ , com componentes fortes nas direções $\langle 112 \rangle$ e $\langle 231 \rangle$, com Times Random (TR) de TR=7,7, e as componentes $\{001\} \langle 110 \rangle$ e $\{001\} \langle 120 \rangle$. A componente Goss e a fibra parcial a,

Tabela 1 - Composição química (% em peso) dos aços estudados.

AÇO	C	Cr	Ni	Mo	S	Mn	Si	P	Al	Ti	Nb	V	N
430-E1 e=3mm	0,020	16,220	0,230	0,019	0,007	0,190	0,280	0,019	0,006	0,002	0,370	0,046	0,025
430-E2 e=0,7mm	0,018	16,060	0,210	0,040	0,002	0,120	0,310	0,025	0,006	0,012	0,392	0,047	0,019

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço AISI 430-E1 no estado “como recebido”.

LE (MPa)	LR (MPa)	AI (80) (%)	n	r_m	Δr	Dureza (HV1)	I.E. (mm)
306	450	34,0	0,17	0,91	0,14	161	17,2

LE = Limite de escoamento; LR = Limite de resistência; AI (80) = Alongamento total em 80 mm; n = Coeficiente de encruamento; I.E. = Índice de embutimento no ensaio Erichsen; r_m = Índice de anisotropia normal; Δr = Índice de anisotropia planar.

$\langle 011 \rangle / \text{DL}$, com máximos nas componentes $(001)[110]$ e $(112)[1\bar{1}0]$, apareceram em menor intensidade. Para a laminação de 73% em espessura (Figura 4), a textura apresentou um incremento da fibra γ , com máximos nas direções $\langle 121 \rangle$, $\langle 231 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$, com $\text{TR}=9,5$ e da fibra parcial α , com componentes fortes em $(112)[1\bar{1}0]$ e $(223)[1\bar{1}0]$. Observou-se, também, uma diminuição na intensidade das componentes $\{001\}\langle 110 \rangle$ e $\{001\}\langle 120 \rangle$.

Após os tratamentos térmicos de recozimento a 750 e 850°C, as texturas para as reduções de 40% e 73% em espessura não apresentaram mudanças muito significativas nos diferentes estados (Figuras 5 e 6). Em geral, o aço deformado e recozido apresentou um fortalecimento da fibra γ , enquanto a fibra α desapareceu. A maior intensidade da fibra γ ($\text{TR} = 12,3$) foi obtida na amostra laminada a 73% em espessura e recozida a 850°C por 1h.

A Figura 7 apresenta a evolução de intensidade das fibras α e γ para todas as condições estudadas no aço 430-E1. Na condição “como recebido”, a fibra γ apresentou menor intensidade que a fibra α . Com o processo de laminação a frio, as fibras γ e α fortaleceram-se, com o aumento da deformação. A fibra α apresentou uma diminuição da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ e um aumento desde a componente $\{112\}\langle 110 \rangle$ até a $\{111\}\langle 110 \rangle$. A fibra γ apresentou um comportamento homogêneo para as diferentes deformações. A textura de laminação a frio encontrada no material é semelhante aos reportados na literatura [Lewis & Pickering, 1983; Raabe & Lücke, 1993]. Após o recozimento, a fibra γ fortaleceu-se ainda mais e a fibra α desapareceu quase completamente. A condição de laminado a 40% em espessura e recozido a 750°C por 1h apresentou uma intensidade menor da fibra γ , mas homogênea ao longo dela, em relação às condições de laminado a 73% em espessura e recozido a 750 e 850°C. Estas duas últimas condições apresentaram um máximo na direção $\langle 112 \rangle$, sendo mais forte para a temperatura de recozimento mais alta, de 850°C.

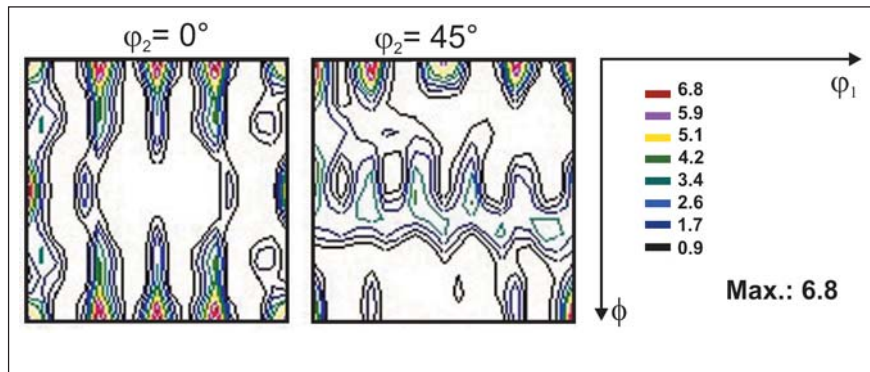


Figura 2 - FDO's para o aço 430-E1 no estado “como recebido”.

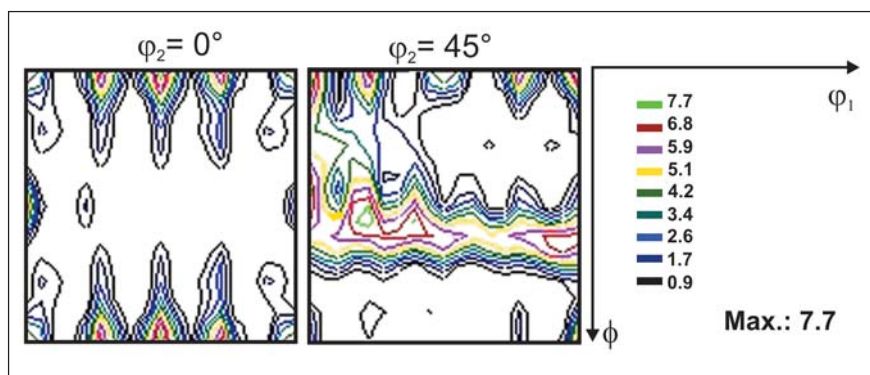


Figura 3 - FDO's para o aço 430-E1 laminado a 40% em espessura.

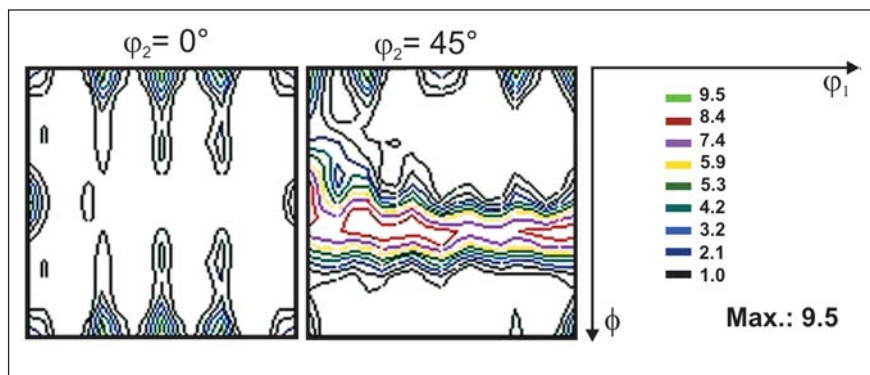


Figura 4 - FDO's para o aço 430-E1 laminado a 73% em espessura.

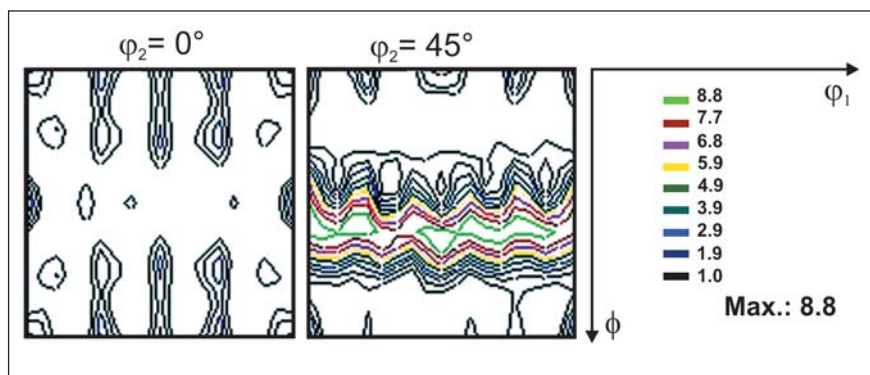


Figura 5 - FDO's para o aço 430-E1 laminado a 40% em espessura e recozido a 750°C por 1h.

3.2 Aço AISI 430-E2

Os resultados de propriedades mecânicas do aço AISI 430-E2 de 0,7mm de espessura, no estado “como recebido”, são apresentados na Tabela 3.

A Curva-Limite de Conformação (CLC) do aço AISI 430-E2 foi determinada para a espessura de 0,70 mm, dimensão utilizada para conformação da peça escolhida. Se unirmos a CLC com as informações relativas às deformações mais críticas da peça estampada (FMD), pode ser observado que, na parte frontal da peça, encontram-se os pontos mais críticos na estampagem profunda (Figura 8). As deformações críticas relativas aos pontos de maior deformação por estampagem excederam o limite da CLC e levaram a peça à fratura. A peça fraturada após estampagem é apresentada na Figura 9.

O aço AISI 430-E2 de 0,7mm de espessura, no estado “como recebido”, apresentou textura de fibra γ , com componentes fortes $\{111\}\langle 231\rangle$ e $\{111\}\langle 121\rangle$, TR = 9,4, ótimas para es-

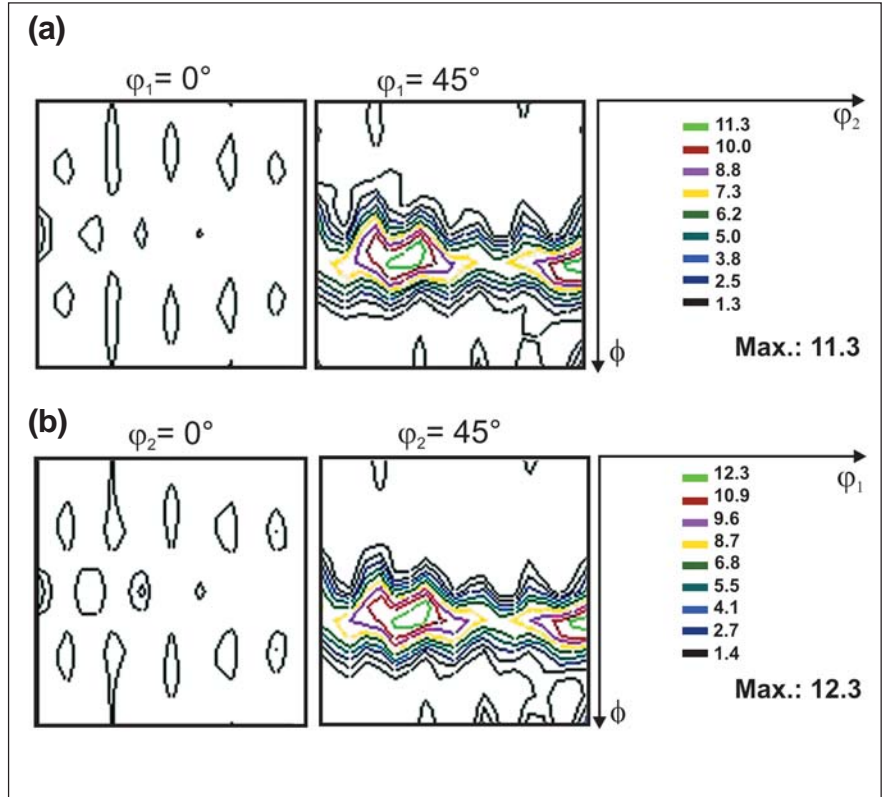


Figura 6 - FDO's para o aço 430-E1 laminado a 73% em espessura e recozido a 750°C (a) e 850°C (b) por 1h.

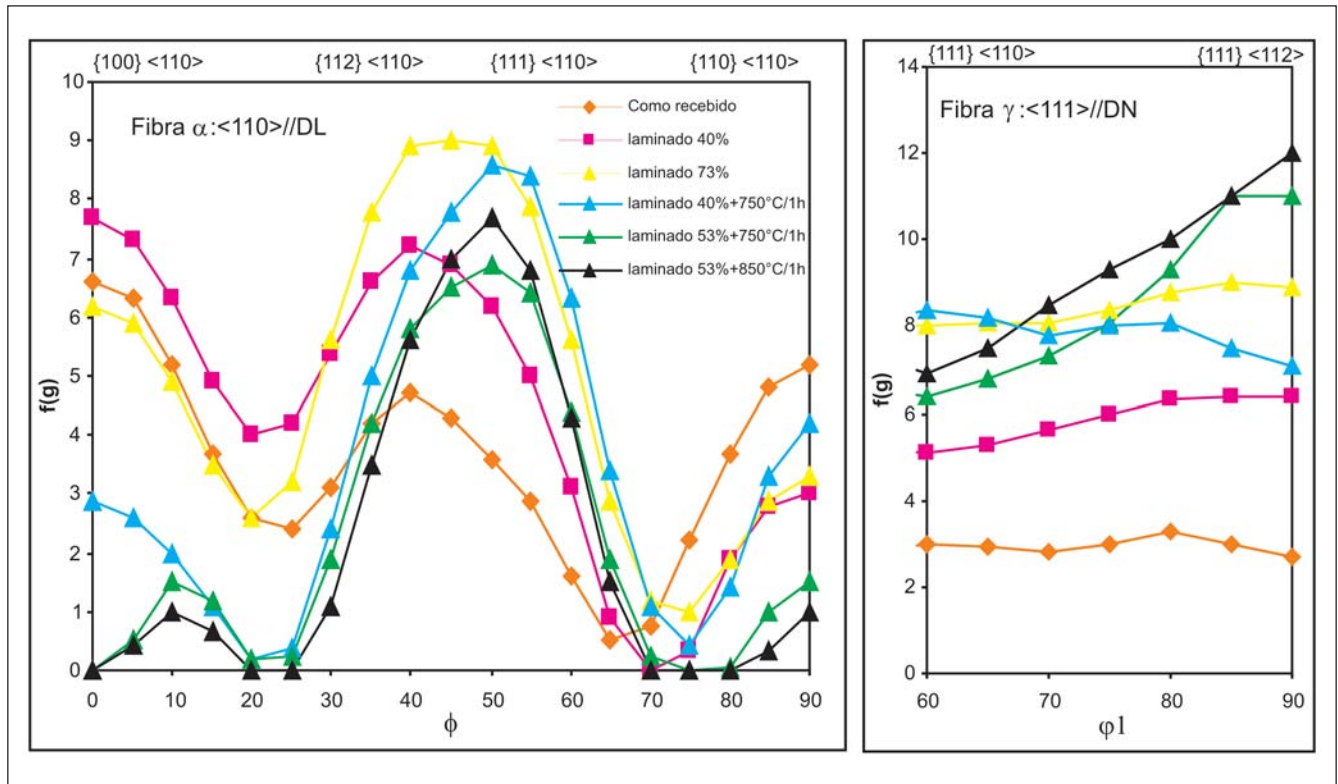


Figura 7 - Evolução da intensidade das fibras α e γ para as diferentes condições estudadas.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas do aço AISI 430-E2 no estado “como recebido” da usina siderúrgica.

LE (MPa)	LR (MPa)	Al (80) (%)	n	r _m	Δr	Dureza (HV1)	I.E. (mm)
328	470	38,2	0,17	1,31	0,12	110	10

LE = Limite de escoamento; LR = Limite de resistência; Al (80) = Alongamento total em 80 mm; n = Coeficiente de encruamento; I.E. = Índice de embutimento no ensaio Erichsen; r_m = Índice de anisotropia normal; Δr = Índice de anisotropia planar.

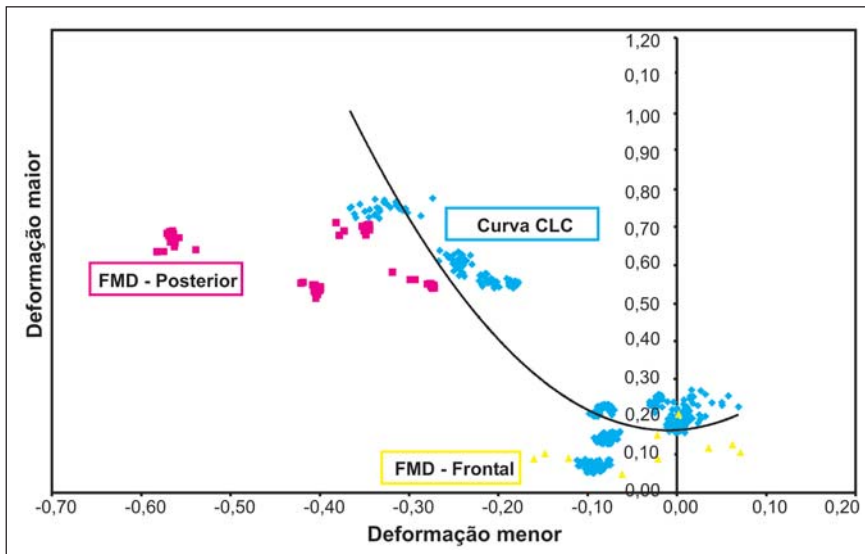


Figura 9 - Peça exemplo estampada com aço inoxidável AISI 430-E2.

Figura 8 - CLC e FMD do aço AISI 430-E2 na espessura de 0,70 mm.

tampagem e as componentes $\{100\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 310\rangle$ e Goss mais fracas, que são desfavoráveis à estampagem (Figura 10). Após a estampagem, o aço apresentou um enfraquecimento da fibra γ , com uma TR próxima de 4,5 e o fortalecimento das componentes $\{001\}\langle 001\rangle$, $\{001\}\langle 310\rangle$, $\{001\}\langle 110\rangle$ e Goss com TR=7,3 (Figura 11).

A Figura 12 resume a evolução da densidade de orientação das fibras α e γ obtidas no aço AISI 430-E2 para as condições de laminado a frio e recozido (condição inicial de recebimento) e estampado (posição frontal da peça). O fortalecimento da componente $\{100\}$, nas direções $\langle 001\rangle$, $\langle 310\rangle$, $\langle 110\rangle$, e da componente Goss e o enfraquecimento da fibra γ podem ser os responsáveis pela redução da espessura, ou seja, afinamento da tira durante a estampagem. O baixo valor do coeficiente de encruamento ($n=0,17$) e a baixa posição da curva CLC (ponto CLC_0) são os principais responsáveis pela fratura da peça na estampagem.

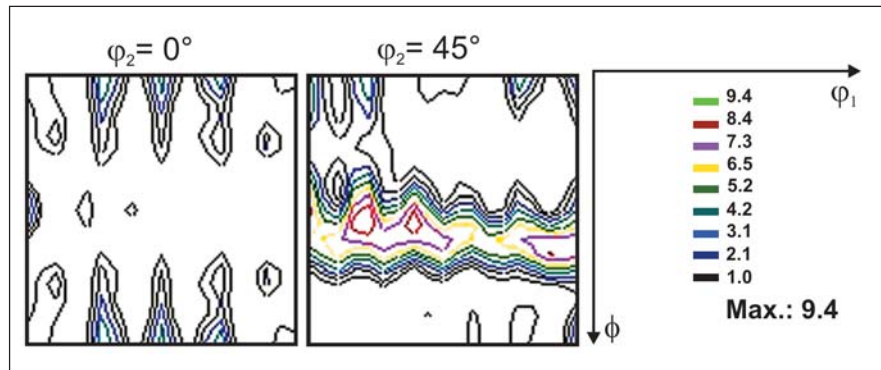


Figura 10 - FDO's do aço 430-E2 de 0,7 mm de espessura no estado “como recebido”.

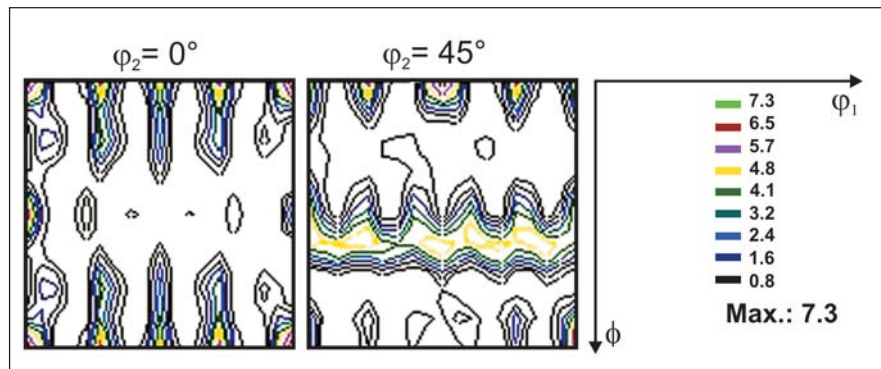


Figura 11 - FDO's do aço 430-E2 de 0,7 mm de espessura após a estampagem.

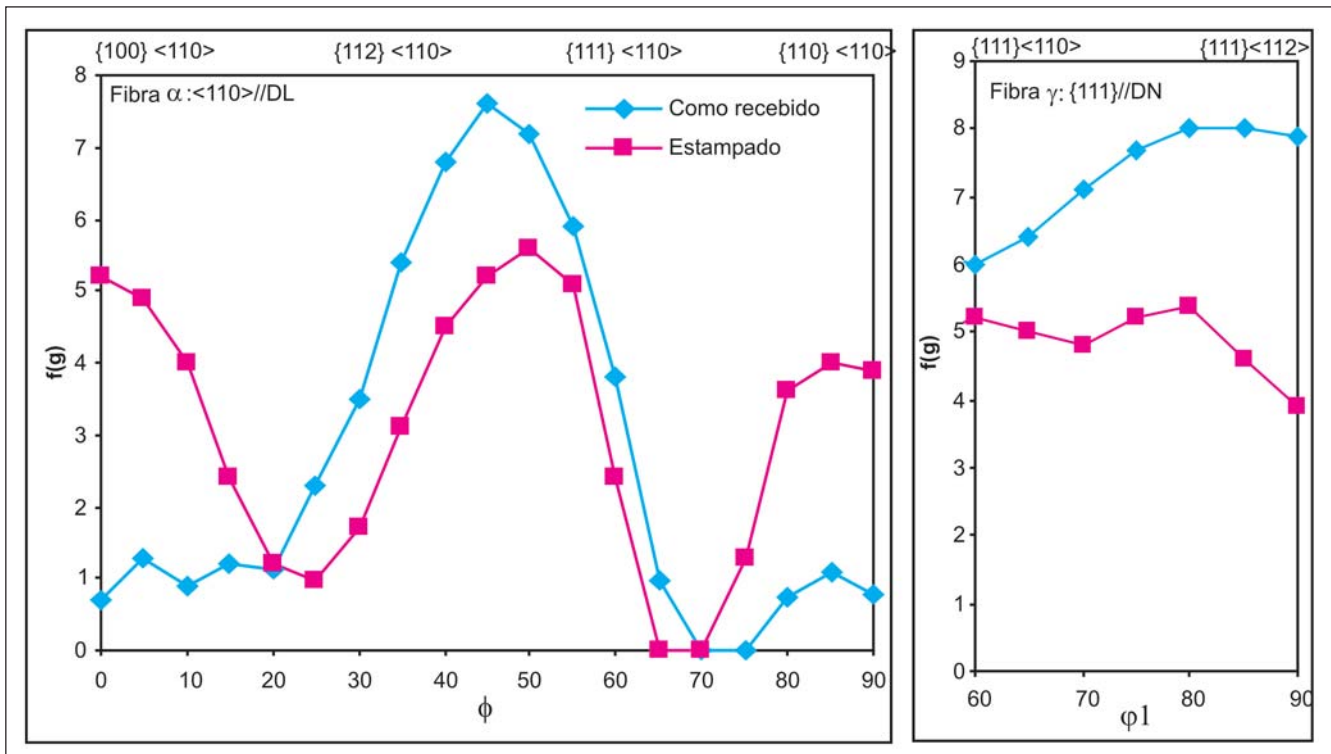


Figura 12 - Evolução das densidades de orientação ao longo das fibras α e γ .

4. Conclusões

A análise dos resultados obtidos, no aço inoxidável ferrítico AISI 430-E1 estabilizado ao nióbio, com espessura inicial de 3,0 mm, nos diferentes estados “como recebido”, laminado e recozido, conduz às seguintes conclusões:

- O aço no estado “como recebido” apresentou uma textura pouco homogênea, com a presença das componentes $\{001\}$ nas direções $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ e $\langle 120 \rangle$, (112) $[1\bar{1}0]$, Goss $\{110\}\langle 001 \rangle$, e a fibra γ .
- A laminação a frio conduz ao fortalecimento da fibra γ e o surgimento da fibra α , além da manutenção do componente $\{001\}$ nas direções $\langle 110 \rangle$ e $\langle 120 \rangle$, porém com um decréscimo da intensidade. A densidade de orientação da fibra γ aumentou com o grau de deformação. O comportamento da fibra γ , nas amostras laminadas a 40% em espessura, foi homogêneo, porém de baixa intensidade, já nas amostras laminadas a 73% em espessura foi mais intenso, porém heterogêneo.

- O recozimento fortaleceu a intensidade da fibra γ , enquanto a fibra α desapareceu totalmente. A fibra γ , após recozimento, apresentou para a condição de maior deformação, nas duas temperaturas, um máximo na componente $\{111\}\langle 112 \rangle$. A textura de recozimento do aço é favorável para estampagem.

A análise dos resultados do aço inoxidável ferrítico AISI 430-E2 estabilizado ao nióbio, com espessura de 0,7mm, conduz às seguintes conclusões:

- A textura, no estado “como recebido” foi caracterizada por uma fibra γ , com componentes fortes nas direções $\langle 231 \rangle$ e $\langle 121 \rangle$, semelhante à apresentada pelo aço AISI 430-E1, nas condições de deformado a 40% e 73% em espessura e recozimento a 750°C e 850°C por 1 hora, embora tenha apresentado uma intensidade na fibra γ inferior.
- Após a estampagem, a textura teve algumas mudanças. A fibra γ enfraqueceu e surgiu a textura $\{001\}$ nas direções $\langle 001 \rangle$, $\langle 310 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, com uma intensidade superior à da fibra γ .

- A possível causa da falha, na estampagem da peça-exemplo, usando o aço AISI430-E2, embora apresente uma textura boa para estampagem, pode ser atribuída ao baixo coeficiente de encruamento, abaixando o valor de CLC_0 . Esse efeito conduz a uma distribuição heterogênea dos esforços na presença de gradientes de tensão.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem a Brasmetal Waelzholz pelo seu apoio na parte experimental e produção das amostras e à FAPESP pelo apoio financeiro dado pelos projetos 99/10796-8 e 03/02429-2.

6. Referências bibliográficas

- ASENSIO, J., ROMANO, G., MARTINEZ, V.J., VERDEJA, J.I., PERO-SANZ, J.A. Ferritic steels optimization of hot-rolled textures through cold rolling and annealing. *Materials Characterization*, v.47, p. 119-127, 2001.

- BAROUX, B. The 17%Cr ferritic stainless steels (Chapter 14). In: LACOMBE, P.; BAROUX, B.; BERANGER, G. (Eds.). *Stainless Steels*. France: Les Éditions de Physique, 1993. p. 507-534.
- CHAO, H.C. The mechanism of ridging in ferritic stainless steels. *Transactions of ASM - Transactions Quarterly*, v.60, p.37-50, 1967.
- DAVISON, R.M. Formability of low-interstitial 18%Cr 2%Mo ferritic stainless steel. *Metallurgical Transactions*, v.5, p. 2287-2294, 1974.
- LEWIS, D.B., PICKERING, F.B. Development of recrystallization textures in ferritic stainless steels and their relationship to formability. *Metals Technology*, p. 264-273, 1983.
- LULA, R.A. *Stainless steel*. Ohio: Metals Park, ASM, 1989. 173p.
- PIMENTA, F.C.Jr. *Transformações de fase no estado sólido do aço inoxidável superferrítico 28%Cr-4%Ni-2%Mo-Nb (DIN W. Nr. 1.4575)*. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001. (Tese de Doutorado).
- PLAUT, R.L., FERREIRA, A.F., LOPES, A.S., LIMA, N.B., SERNA, M.M. Evolução da textura em chapas de aço IF laminadas a frio e estampadas. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, 40. Vitória: ABM, 2003, p. 309-318.
- RAABE, D. On the influence of the chromium content on the evolution of rolling textures in ferritic stainless steels. *Journal of Materials Science*, v.31, p.3839-3845, 1996.
- RAABE, D. Overview on basic types of hot rolling textures of steels. *Steel Research International*, v.74, n.5, p. 327-337, 2003.
- RAABE, D., LÜCKE, K. Influence of particles on recrystallization textures of ferritic Stainless Steels. *Steel Research*, v.63, n.10, p. 457-467, 1992.
- RAABE, D., LÜCKE, K. Textures of ferritic stainless steel. *Materials Science and Technology*, v.9, p. 302-312, 1993.

Artigo recebido em 19/03/2007 e aprovado em 14/02/2008.

Descubra as muitas informações da: **Geologia, Mineração, Metalurgia & Materiais e Engenharia Civil.**



Assine e publique na Rem

Conheça o nosso novo site: www.rem.com.br