

TEXTURA DE DEFORMAÇÃO E DE RECRISTALIZAÇÃO EM CHAPAS DE AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO-AUSTENÍTICO COM MICROESTRUTURA DUPLEX

NELSON BATISTA DE LIMA (1)
LIANA M.F.G. MITTEREGGER (2)
WOLFGANG REICK (3)
ANGELO FERNANDO PADILHA (4)

- (1) Dr., Coordenadoria de Engenharia e ciencias dos materiais, IPEN/CNE/-SP, São paulo, Brasil
(2) M.Sc., doutoranda no IPEN-CNEN/SP, São Paulo, Brasil.
(3) Dr.-Ing, Institut für Werkstoffe, Ruhr-Universität Bochum, Alemanha.
(4) Prof.Titular, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, São Paulo, Brasil.

RESUMO

Foram examinadas amostras de chapas laminadas a quente do aço duplex DIN W. Nr. 1.4462 nos estados: a) "como recebido", b) após solubilização a 1050°C, c) após deformação a frio de 20 e 50% de redução em espessura por laminação nas direções paralela e perpendicular à direção de laminação original e d) após tratamentos térmicos de recristalização. Foram determinadas por difração de raios-x as funções de distribuição de orientações (FDO) das duas fases (ferrita e austenita) para todas as amostras. As FDO foram obtidas a partir de 4 figuras de polo incompletas. Foram discutidas também as relações de orientação entre as fases.

INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex têm sido nos últimos anos crescentemente especificados para aplicações que exigem resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão superiores às oferecidas pelos aços inoxidáveis tradicionais. Esta combinação favorável de propriedades dos aços duplex está intimamente relacionada com sua microestrutura. Esses aços se solidificam com estrutura ferrítica e a austenita forma-se no estado sólido. Durante a deformação a quente (entre 1000 e 1200°C) desenvolve-se uma microestrutura com lamelas alternadas de ferrita e austenita. O fato da energia de interface α/γ ser mais baixa que as energias dos contornos de grãos α/α e γ/γ facilita a formação da microestrutura lamelar [1]. As frações volumétricas das fases devem ser aproximadamente iguais, ou pelo menos, a fase minoritária não deve ter fração volumétrica porcentual menor que 30% [2].

As propriedades mecânicas dos aços dependem da anisotropia cristalográfica e da função de distribuição de orientações (FDO) dos grãos no material. No caso específico de aços duplex, as propriedades mecânicas macroscópicas tais como, limite de escoamento e limite de resistência, dependem da FDO das duas fases (austenita e ferrita). Além disso, a morfologia e a distribuição das fases contribuem para o resultado final [3]. Por exemplo, chapas laminadas com espessura 4,1 mm de aço DIN Werkstoff Nr 1.4462 apresentam, no estado recozido, limite de escoamento na direção transversal à direção de laminação cerca de 10% mais alto do que na direção de laminação [4].

A função de distribuição de orientação ($f(g)$), representada em função dos ângulos de Euler ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$) = g os quais representam as rotações necessárias que o sistema de coordenadas do cristal, isto é, os eixos do cubo, sofrem para coincidir com o sistema de coordenadas da amostra, ou seja, direção de laminação, transversal e normal (vide Figura 1).

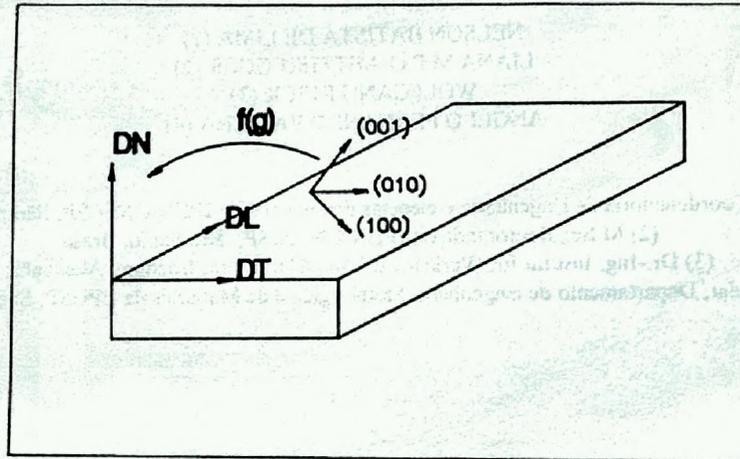


Figura 1: Função distribuição de orientação dos cristallitos em uma amostra policristalina.

A textura é definida pela fração volumétrica de cristallitos com orientação g ,

$$\frac{dV}{V} = f(g) \cdot dg = f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \cdot dg$$

$$dg = \frac{1}{8\pi^2} \sin\phi \cdot d\varphi_1 \cdot d\phi \cdot d\varphi_2$$

Esta função distribuição de orientações não pode ser medida diretamente, e deve ser calculada por meio de figuras de polo, pois:

$$P_{hkl}(\alpha, \beta) = \frac{1}{2\pi} \int f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) d\gamma$$

Outro indicador importante do grau de orientação preferencial, é o índice J de textura[6], definido por:

$$J = \int_0^{2\pi} (f(g))^2 dg$$

de modo que para os extremos, $J=1$, significa que a amostra não apresenta textura e para $J=\infty$, que a amostra é um monocristal.

O objetivo deste trabalho é estudar a textura de chapas laminadas de aço inoxidável com microestrutura duples, DIN W. Nr. 1.4462, nas seguintes condições:

- i) No estado como recebido;
- ii) Após solubilização a 1050° C;
- iii) Após laminação a frio na direção inicial de laminação;
- iv) Após laminação a frio na direção transversal à direção inicial de laminação (laminação cruzada) e
- v) Após tratamento térmico de recristalização.

Foram determinadas por difração de raios-x as funções de distribuição de orientação (FDO) das duas fases (ferrita e austenita) para todas as amostras. As FDO foram obtidas a partir de quatro figuras de polo incompletas.

MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

O material foi recebido na forma de chapas laminadas com espessura 1,45 mm. A composição química é apresentada na Tabela 1. O material "como recebido" foi solubilizado a 1050°C por 20 minutos. Em seguida, foram retiradas tiras na direção original de laminação e na direção transversal. Essas tiras foram laminadas a frio com reduções em espessura de 20 e 50%. Todas as amostras laminadas a frio sofreram tratamento de recristalização a 1050°C por 20 minutos.

Foram determinadas as figuras de polo incompletas de cada fase, em todas as amostras, a saber: "como recebida", após solubilização, após laminação e após recristalização, num total de 10 amostras.

Todas as medidas foram realizadas em um goniômetro automático de textura [5].

Para obtenção da FDO, foram processadas 4 figuras de polo incompletas de cada fase, isto é, (111), (200), (220) e (311) para a austenita e (110), (200), (211) e (310) para a ferrita. Foram utilizadas as radiações Cr-K α e Mo-K α .

Tabela 1: Composição Química (em % em peso) do material utilizado.

Elemento	% em peso	Elemento	% em peso
C	0.03	Mo	3.03
Si	0.60	V	0.11
Mn	1.64	Ni	5.6
P	0.02	Co	0.11
S	0.018	Nb	0.012
Cr	22.51	Ti	0.012
W	0.04	Cu	0.06
N	0.134		

O processamento dos dados foi realizado, com base no método de expansão em séries, proposto por Bunge [6], através de um "software" desenvolvido no Laboratório de Difração de Raios-X do IPEN/CNEN-SP [7].

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para a realização deste trabalho, foram determinadas 80 figuras de polo (40 para a ferrita e 40 para a austenita) para 10 amostras com diferentes microestruturas. Estas 10 microestruturas podem ser classificadas em 3 tipos principais:

- estado inicial (recristalizado e solubilizado);

- estado encruado e
- estado recristalizado.

Os resultados de difração obtidos podem ser apresentados de diversas formas, tais como:

- fator J de textura para cada fase em cada amostra;
- função distribuição de orientação (FDO) para cada fase em cada amostra;
- gráficos de fibra (fibra α , β , RD, TD e etc) obtidos a partir das FDO e
- projeções estereográficas obtidas também a partir das FDO, visando a determinação das relações de orientação entre as fases.

Os resultados serão apresentados em seguida e discutidos na seguinte seqüência: textura das duas fases no estado inicial, efeito da deformação a frio na textura das duas fases e efeito da recristalização na textura das duas fases. Para isto será utilizado em todos os casos o fator J. Em razão da limitação de espaço, só serão apresentadas as funções de distribuição de orientação para ilustrar algumas situações típicas. Além disto, em cada estado (solubilizado, encruado e recristalizado) foram discutidas as relações de orientação entre as fases.

• Textura do estado inicial solubilizado

O estado solubilizado inicial apresenta um índice J de textura igual a 22 para a ferrita e 48 para a austenita. As orientações cristalográficas principais para a ferrita são $(001)\langle 110 \rangle$ e $(112)\langle 110 \rangle$ e para a austenita são $(110)\langle 112 \rangle$ e $(011)\langle 100 \rangle$. As relações de orientação entre as fases são aquelas sugeridas por Nishiyama-Wasserman[8] entre a martensita α' induzida por deformação e a austenita em aços inoxidáveis austeníticos. Deve-se mencionar também que os componentes de textura $(001)\langle 110 \rangle$ para a ferrita e $(011)\langle 211 \rangle$ para a austenita presentes no estado solubilizado são texturas típicas de deformação.

• Efeito da deformação a frio e da recristalização na textura da ferrita

A textura de deformação é apresentada na figura 2 através da fibra TD e RD.

Após laminação com redução de 20% na direção paralela à original ocorreu o desaparecimento da orientação $(112)\langle 110 \rangle$ da ferrita e diminuição do índice J de 22 para 13. A orientação $(001)\langle 110 \rangle$ se manteve estável. Para 50% de redução paralela o índice J atingiu o valor 88, com o aumento das orientações $(001)\langle 110 \rangle$ e $(112)\langle 110 \rangle$.

Na laminação cruzada a componente $(001)\langle 110 \rangle$ torna-se mais intensa quanto maior o grau de redução. Ocorre também o aparecimento da orientação cubo $(001)\langle 100 \rangle$, também com intensidade proporcional ao grau de redução. Foram determinados os seguintes valores para o índice J de textura: 23 para redução em 20% e 173 para 50%.

Após a recristalização, quanto maior o grau de redução, mais ao acaso se torna a orientação cristalográfica (vide Tabela 2).

Na Figura 3 são apresentadas as FDOs das amostras após laminação cruzada de 50% e após tratamento de recristalização.

• Efeito da deformação a frio e da recristalização na textura da austenita

A textura de deformação é apresentada na Figura 4 através das fibras α e β .

A deformação a frio causou menores variações de textura na austenita do que na ferrita. Para a laminação paralela o índice J passou de 48 no estado solubilizado para 24 com 20% de redução e depois para 64 com 50% de redução. A laminação cruzada apresentou comportamento similar: J = 23 e J = 38 para 20% e 50% de redução, respectivamente. Também no caso da austenita, após recristalização, quanto maior o grau de redução, mais ao acaso se torna a orientação cristalográfica (vide Tabela 2).

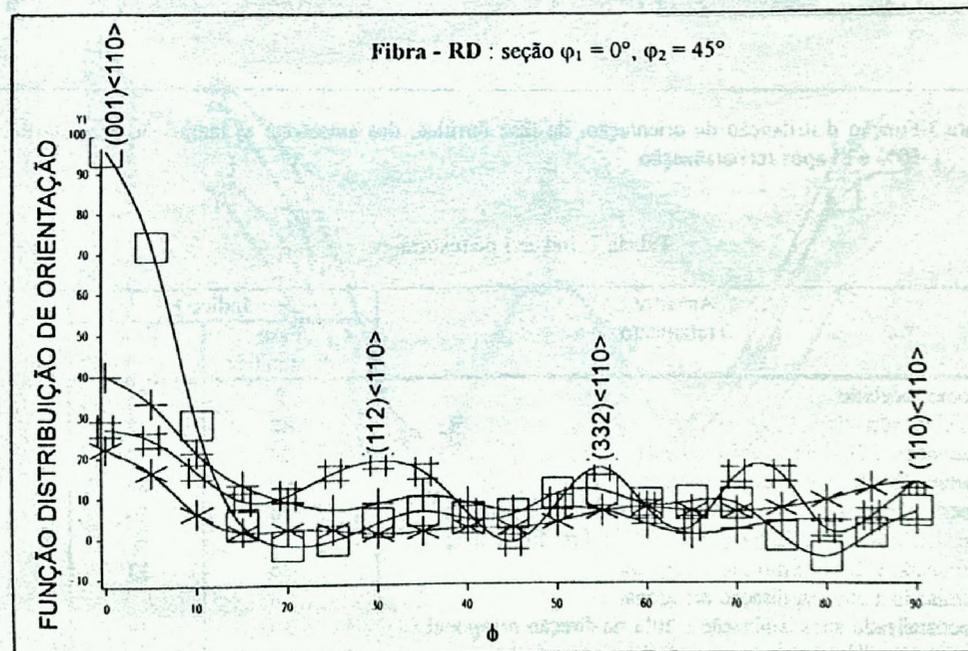
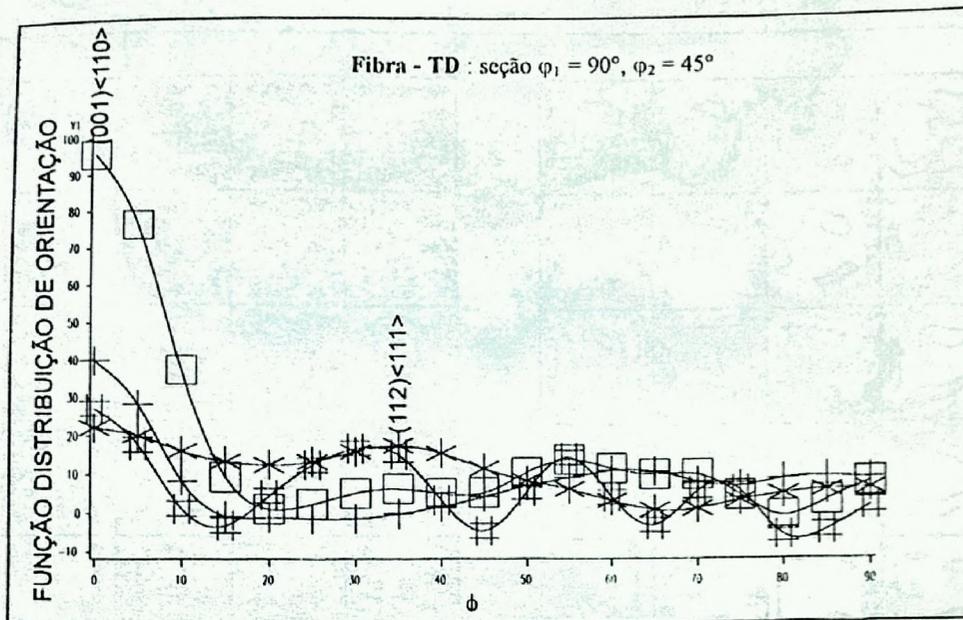


Figura 2: Função distribuição de orientações da fase ferrítica. Os símbolos designam:
 + amostra laminada 20% na direção ortogonal; * amostra laminada 20% na direção paralela;
 □ amostra laminada 50% na direção ortogonal; # amostra laminada 50% na direção paralela..

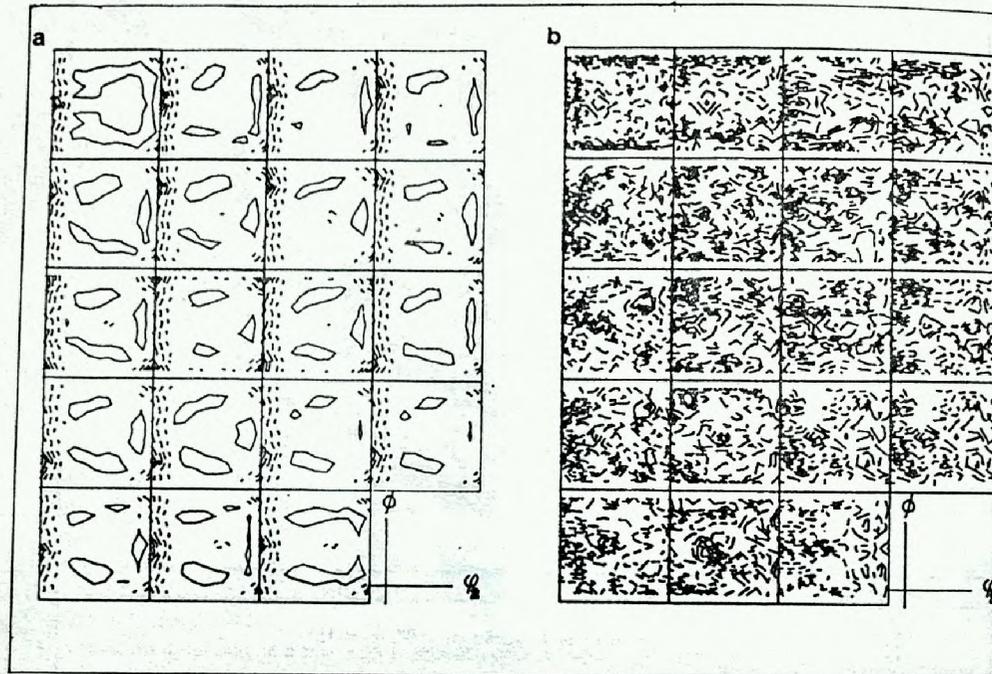


Figura 3: Função distribuição de orientação, da fase ferrítica, das amostras: a) laminação paralela de 50% e b) após recristalização

Tabela 2: Índice J de textura.

Amostra Tratamento	Índice J	
	Fase Austenítica	Fase Ferrítica
Como recebido	9	61
Solubilizado	48	22
Laminado a 20% na direção paralela	24	13
Laminado a 50% na direção paralela	64	88
Recristalizado após laminação a 20% na direção paralela	28	26
Recristalizado após laminação a 50% na direção paralela	10	8
Laminado a 20% na direção ortogonal	36	23
Laminado a 50% na direção ortogonal	38	173
Recristalizado após laminação a 20% na direção ortogonal	30	39
Recristalizado após laminação a 50% na direção ortogonal	27	4

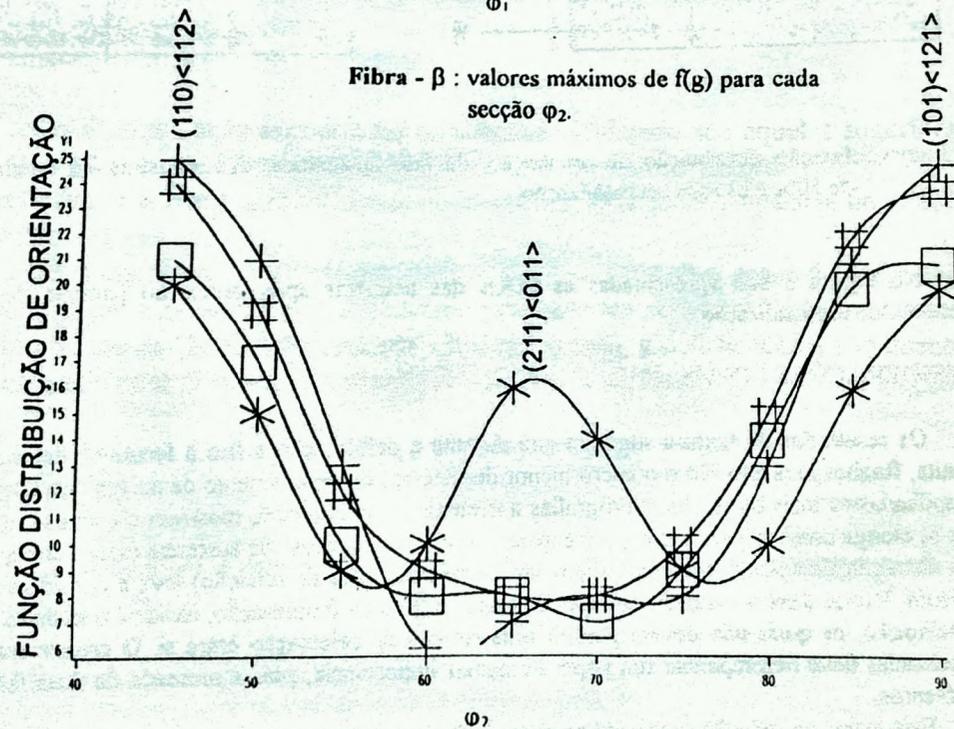
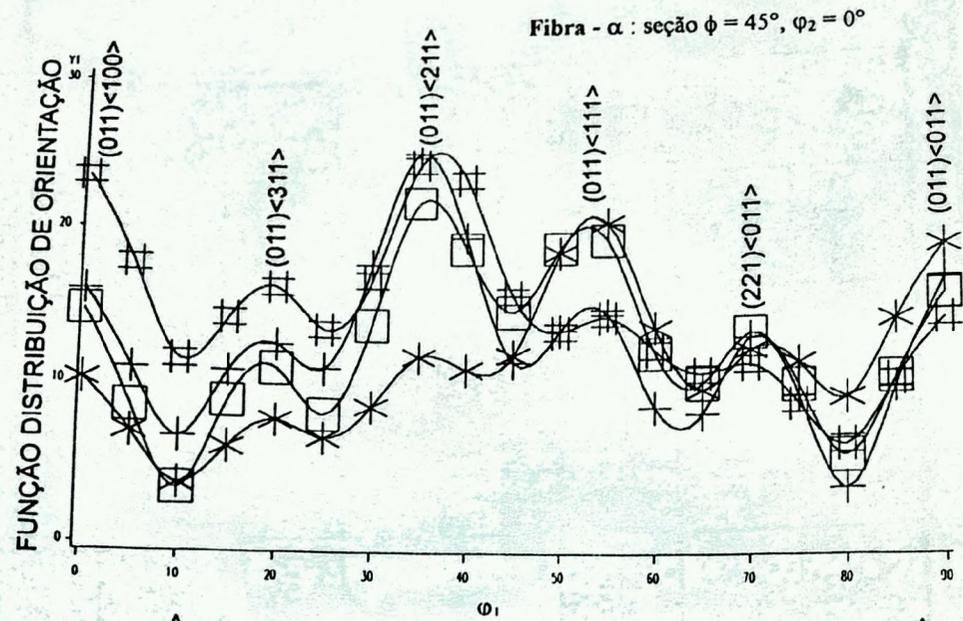


Figura 4: Função distribuição de orientações da fase austenítica. Os símbolos designam:
 + amostra laminada 20% na direção ortogonal; * amostra laminada 20% na direção paralela;
 □ amostra laminada 50% na direção ortogonal; # amostra laminada 50% na direção paralela.

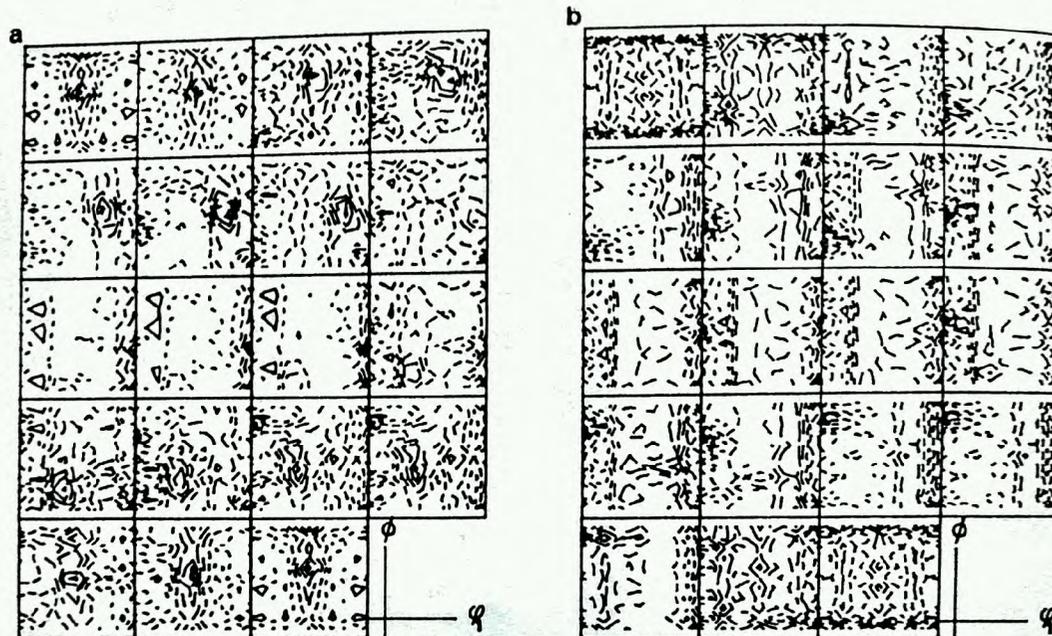


Figura 5: Função distribuição de orientação, da fase austenítica, das amostras: a) laminação paralela de 50% e b) após recristalização

Na Figura 5 são apresentadas as FDOs das amostras após laminação paralela de 50% e após tratamento de recristalização.

CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados de textura sugerem que durante a deformação a frio a ferrita se deforma mais que a austenita. Razões para isto são o número menor de sistemas de deslizamento da austenita e energia de defeito de empilhamento mais baixa. As micrografias apresentadas na Figura 6, mostram claramente que enquanto a ferrita se alonga consideravelmente, permanecem "ilhas" ou "pacotes" de austenita menos alongadas.

A recristalização de materiais altamente encruados (50% de redução) leva à considerável diminuição da textura. Isto se deve ao fato de que quanto maior o grau de deformação, maior é o número de núcleos de recristalização, os quais não devem possuir uma relação de orientação entre si. O crescimento das regiões recristalizadas deve desempenhar um papel de menor importância, pois a presença de duas fases limita seus crescimentos.

Para graus de redução menores (no caso, 20%), o número de novos grãos recristalizados nucleados é menor. Neste caso, para a recristalização se completar, eles terão que migrar distâncias maiores. Portanto, para altos graus de deformação a nucleação desempenha um papel mais importante, enquanto que para graus de redução mais baixos a etapa de crescimento desempenha um papel cada vez mais importante na recristalização.

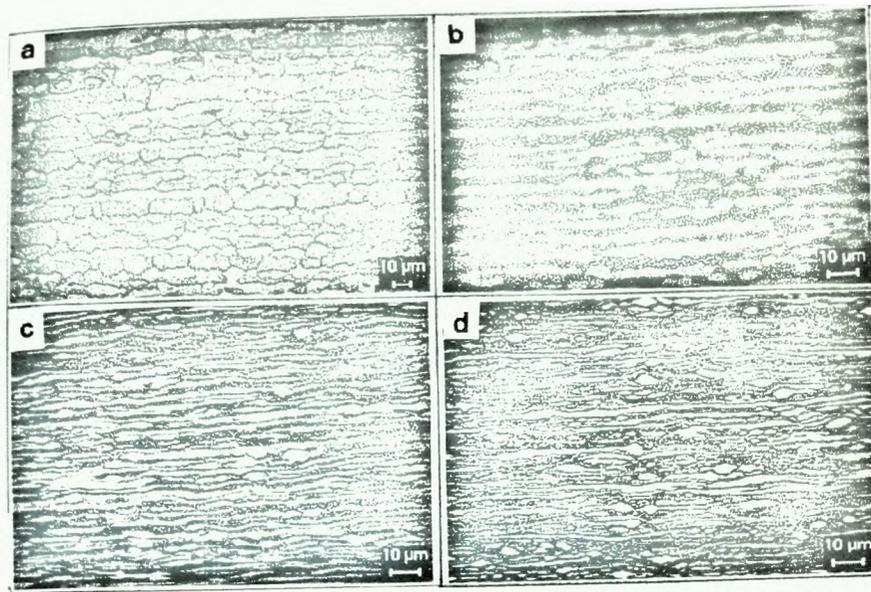


Figura 6: Microestrutura do aço duplex: a) após solubilização; b) após 20% de redução em espessura; c) após 60% de redução em espessura e d) após 80% de redução em espessura. A fase clara é a austenita e a fase escura é a ferrita.

As relações de orientação encontradas no estado solubilizado são aquelas sugeridas por Nishiyama-Wasserman [8] e não se modificaram significativamente durante a deformação. Após recristalização, as orientações da ferrita se tornam aproximadamente aleatórias, indicando a ausência de relações de orientação preferenciais entre as fases.

Finalmente, é importante destacar que a recristalização após altos graus de deformação a frio (cerca de 50% de redução em espessura) leva a materiais praticamente sem textura, tanto no caso de "laminação paralela", como no caso de "laminação cruzada". Por outro lado, a deformação a frio acentuada possibilita a obtenção de materiais com alto grau de orientação preferencial. Neste caso, a "laminação cruzada" é mais efetiva.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à estudante de física, Marilene Morelli Serna, por sua eficaz cooperação na obtenção dos dados das figuras de polo e na elaboração da arte final deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- (1) M.Pohl e A.F.Padilha, Aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. Nickel, Ano III, n° - 8, p.7, Setembro de 1988.
- (2) R.M.Davison and J.D. Redmond, Practical Guide to Using Duplex Stainless Steels. Materials Performance, Vol.29, p.57-62, 1990.
- (3) H.J.Bunge; A. Ul Hag, and H.Weiland, Analysis of preferred orientations in Duplex-Chromium-Nickel Steels. INFACON 6, Proceedings of the 1st International Chromium Steels and Alloys Congress, Cape Town. Volume 2. Johannesburg. SAIMM, 1992 p. 197-201.

- (4) W.B. Hutchinson; K.Ushida and G.Runnsyo, Anisotropy of tensile behaviour in a duplex stainless steel sheet. *Materials Science and Technology*, Vol.1, p.728-731, 1985.
- (5) N.B.Lima; E.W.Pontes, P.R.B.Monteiro e K.Imakuma, *Anais do 6° Congresso Brasileiro de Ciência dos Materiais, CBCIMAT*, p.290-294, Rio de Janeiro, 1984.
- (6) H.J.Bunge, *Textures Analysis in Materials Science - Mathematical Methods - Butterworth/London*, 1982.
- (7) N.B. Lima, *Influência da Textura em Medidas de Tensão Residual*, Tese de Doutorado, IPEN/CNEN-SP 1991.
- (8) Nishiyama-Wasserman, Martensitic transformation in cold rolled En 58B (type321) austenitic stainless steel. *Harwell, AERE Metallurgy Division*, ap. 1978. (Pub.AERE-R-9093).

□