

EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO PROCESSO DE SELEÇÃO DE VARIANTES NA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA NO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 301L¹

Neuman Fontenele Viana²
Nathanael Wagner de Sales Moraes³
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu⁴

Resumo

O presente trabalho visou estudar o efeito da deformação plástica prévia por laminação e o efeito da deformação por tração no processo de seleção de variantes durante a transformação martensítica no aço AISI 301L. Foram comparadas amostras previamente laminadas e deformadas em ensaio de tração com amostras apenas deformadas plasticamente em tração. A macrotextura analisou a evolução das principais componentes de textura da fase martensítica a partir do cálculo das FDOC's. As figuras de pólos obtidas por EBSD para grãos selecionados foram comparadas com figuras de pólos calculadas utilizando a teoria fenomenológica da cristalografia da transformação martensítica. O modelo de Patel-Cohen para simular a influência da tensão aplicada durante o processo de transformação martensítica foi utilizado. Os resultados seguiram o modelo de Patel-Cohen para a seleção de variantes.

Palavras-chave: Martensita induzida por deformação; Textura cristalográfica; Seleção de variantes.

EFFECT OF PLASTIC DEFORMATION IN THE VARIANTS SELECTION PROCESS OF MARTENSITIC TRANSFORMATION IN AUSTENITIC STAINLESS STEEL AISI 301L

Abstract

The present work aimed to study the effect of the plastic prior strain for rolling and the effect of the strain for tensile test in the process of variants selection during the martensitic transformation in the steel AISI 301L. There were compared samples previously rolled and deformed in tensile test with samples only plastically deformed in tensile test. The macrotexture analysed the evolution of the principal texture components of the martensitic phase from the calculation of the ODF. The pole figures obtained by EBSD for selected grains were compared with pole figures calculated using the phenomenological theory of martensite crystallography. The model of Patel-Cohen to simulate the influence of the tension applied during the process of martensitic transformation was used. The results followed the model of Patel-Cohen for the variants selection.

Key words: Deformation induced martensite; Crystallography texture; Variant selection.

¹ Contribuição técnica ao 67^o Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Doutorando, Engenharia e Ciência de Materiais, Universidade Federal do Ceará (UFC), Brasil.

³ Mestrando, Engenharia e Ciência de Materiais, UFC, Brasil.

⁴ Doutor, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFC, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Dentro da categoria da transformação displaciva, na qual o padrão original é deformado homogeneamente em uma nova estrutura cristalina⁽¹⁾, se encontra a transformação martensítica, que se trata da transformação adifusional mais conhecida, e se caracteriza por um movimento ordenado de átomos de magnitude menor que a distância inter-atômica, o que acarreta uma mudança na estrutura cristalina, através do cisalhamento da microestrutura. Uma característica da transformação martensítica é a velocidade com que ela ocorre. A mudança da estrutura cristalina é praticamente instantânea. Experimentalmente, se verifica que apenas algumas das 24 variantes possíveis num sistema cúbico estão presentes após uma transformação. Quando a transformação ocorre na presença de uma tensão externa nem todas as variantes estarão presentes após a transformação. Este fenômeno chama-se seleção de variantes. A seleção de variantes induz ao aparecimento de textura cristalográfica⁽²⁾.

A textura cristalográfica obtida a partir da transformação da austenita vem sendo objeto de estudo de vários pesquisadores há mais de três décadas. A existência da seleção de variantes resultante destas transformações adifusionais da microestrutura está ligada a textura cristalográfica que aí se desenvolve. Diferentes texturas podem originar diferentes propriedades, por exemplo, boa deformabilidade na estampagem profunda⁽³⁾, embora não tenha sido esse o objetivo desse trabalho. O aço inoxidável autêntico AISI 301L foi utilizado porque sofre transformação martensítica quando deformado à temperatura ambiente. No presente trabalho, o aço inoxidável autêntico AISI 301L foi objeto de estudo e sofreu transformações martensíticas induzidas por deformação. A influência do estado de tensão atuante durante a transformação na seleção de variantes bem como a influência da existência ou não de textura prévia na liga mãe na seleção foram analisadas, bem como o efeito da seleção de variantes na macrotextura e microtextura do material. Os resultados experimentais serão comparados com os resultados calculados obtidos a partir das teorias estabelecidas através de programas de simulação de textura, para validar o modelo de Patel-Cohen⁽⁴⁾.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Cortou-se a chapa de 2 mm de espessura em amostras de dimensões de aproximadamente 15 x 200 mm, depois estas amostras foram aquecidas até temperatura de 900°C, na qual permaneceram durante 15 minutos, a fim de eliminar qualquer martensita que tenha sido formada durante o corte.

Após o aquecimento, algumas amostras foram laminadas a uma temperatura de 200°C, para evitar a formação de martensita durante essa etapa do processo⁽⁵⁾ e ser estudado apenas o efeito da deformação prévia na transformação martensítica. Com a laminação obteve-se uma redução de espessura de aproximadamente 10%. As amostras previamente laminadas e as outras amostras não laminadas sofreram deformação por tração em diferentes níveis em uma máquina universal de ensaios mecânicos Instron 8802.

A Tabela 1 resume as operações de deformação realizadas em cada amostra, o grau de deformação prévia por laminação obtido através da medida de redução de espessura e o nível de deformação por tração avaliada pela deformação verdadeira utilizando a medida de redução de área. O nome de cada amostra resume as

deformações a que foi submetida, o número após o L indica a deformação prévia e o número após o T indica a deformação por tração.

Tabela 1. Identificação das amostras e deformações

Amostra	Deformação Prévia (%)	Deformação verdadeira
LOT0,04	-	0,04
LOT0,13	-	0,13
L8T0,04	8	0,04
L8T0,13	8	0,13

A fim de levar as amostras à meia espessura e eliminar deformações nas superfícies das amostras oriundas do lixamento⁽⁶⁾, utilizou-se polimento por eletro-químico, onde foi utilizada uma solução de ácido nítrico 30% em água, e as amostras foram submetidas a uma ddp de 12V e uma corrente de 0,8A.

O difratograma das amostras, antes e após as deformações, foram obtidos em equipamento Panalitycal, modelo X'Pert Pro MPD, com radiação Co-K α , no modo contínuo, velocidade de 0,5° por minuto, 2 θ inicial de 45° até 2 θ final de 110°. A presença das fases martensita e austenita foi determinada através do software X'Pert Highscore que utiliza o banco de dados PDF2 comparando-se as posições e as intensidades dos picos.

Para determinar a microtextura pela técnica de difração de raios-x utilizou-se a radiação de Mo-K α no Difratômetro de Raio-X Philips XPRO com Câmara de Textura. O scan foi feito no modo contínuo, com inclinação máxima de 70°. A partir das figuras de pólo obtidas do difratômetro foram geradas as FDOC's (funções de distribuição de orientação) utilizando-se o software Labotex.

Para a caracterização da microtextura do material estudado foram realizadas medidas de EBSD. O equipamento utilizado foi um microscópio eletrônico de varredura Phillips XL 30 com uma câmera de EBSD modelo OXFORD acoplada, O aumento foi de (3.000x) com tamanho de passo de 0,16 μ m, em conformidade com a dimensão da estrutura da martensita. A voltagem utilizada foi de 20 kV e a distância de trabalho ficou entre 10 e 14 mm. Os dados obtidos pelo EBSD foram processados no pacote HKL-Channel-5, onde escolheu-se grãos austeníticos que tenham nucleado martensita para construir as figuras de pólo medidas. As figuras de pólo calculadas foram obtidas a partir dos ângulos de Euler de grãos austeníticos das regiões selecionadas utilizando-se adaptações dos programas do "Phase Transformation and Complex Propertiers Research Group" desenvolvidos para comparação de figuras de pólos de poucos grãos..

3 RESULTADOS

O material utilizado neste trabalho foi o aço inoxidável austenítico 301L com a composição química descrita na Tabela 2⁽⁷⁾.

Tabela 2. Composição química do aço utilizado

Elemento	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
massa(%)	<0,03	0,63	1,61	6,62	17,51	0,23	0,24	Bal.

Através da composição química, que fornece a porcentagem em massa dos elementos, e da expressão empírica desenvolvida por Eichelman and Hull⁽⁸⁾, obteve-se o valor de 73,4°C para M_d(30/50)(°C).

A Tabela 3 mostra a razão entre a soma das áreas sob os picos de austenita e a soma das áreas sob os picos de martensita para todas as amostras observadas na Figura 1.

Tabela 3. Razão entre as áreas

Amostras	Razão entre as áreas
L0T0,04	14,9
L0T0,13	1,24
L8T0,04	1,49
L8T0,13	0,82

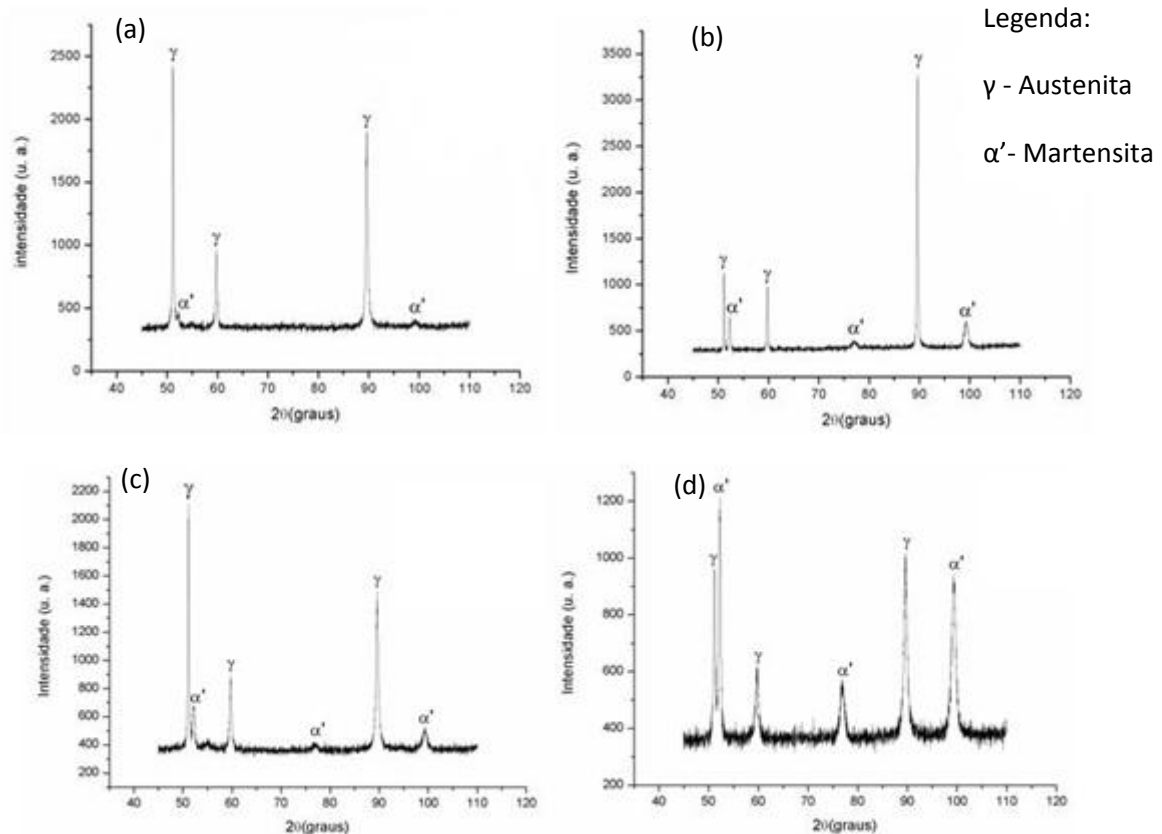


Figura 1. (a) Difratoograma obtido para a amostra L0T0,04. (b) Difratoograma obtido para a amostra L0T0,13. (c) Difratoograma obtido para a amostra L8T0,04. (d) Difratoograma obtido para a amostra L8T0,13.

A Figura 2 mostra a seção de φ_2 igual a 45° das FDOC's da fase martensita para as quatro condições estudadas. A notação utilizada é a de Bunge e a intensidade $f(g)$ é plotada contra os ângulos de Euler φ_1 e Φ . As intensidades de textura mostradas para martensita alcançaram o valor máximo de 2,1 na amostra L8T0,04.

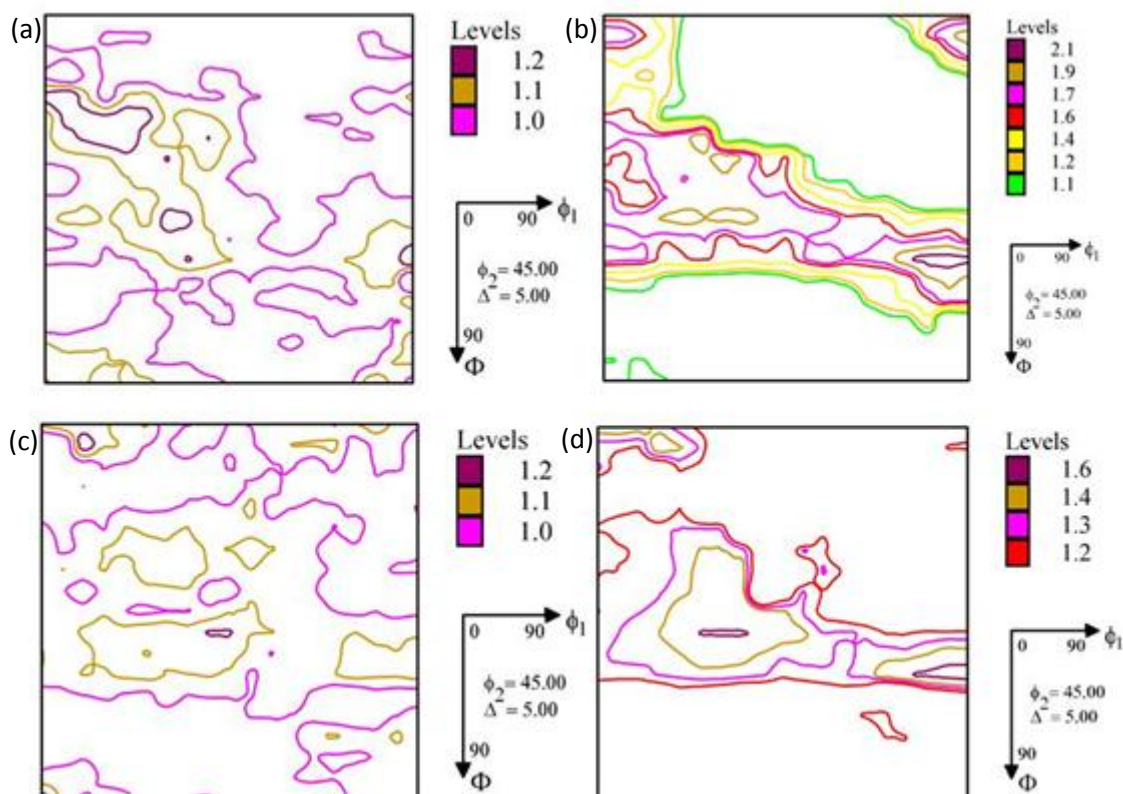


Figura 2. (a) Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L0T0,04. (b) Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L0T0,13. (c) Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L8T0,04. (d) Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L8T0,13.

As Figuras 2a e 2b mostram as seções ϕ_2 igual a 45° para as amostras L0T0,04 e L0T0,13. A textura de deformação aumenta com o aumento da deformação plástica. É observada uma defasagem de 5° em Φ na posição das variantes, provavelmente devido ao processo de preparação da amostra, que pode conferir uma pequena inclinação, ou devido ao posicionamento no momento da medida, levemente deslocado. A amostra L0T0,04 praticamente não apresenta textura com maior intensidade de 1,2. Nela são encontradas as componentes de textura $(114)[1\bar{1}0]$ pertencente a fibra DL e mais intensamente $(112)[1\bar{3}1]$, além de $(111)[1\bar{2}3]$ e $(111)[1\bar{2}1]$ que são componentes da fibra DN, porém, com fraca intensidade. Com o aumento da deformação por tração, as componentes $(111)[1\bar{2}3]$ e $(111)[1\bar{2}1]$, assim como a fibra DN se destacam como um todo e há o surgimento das componentes de textura $(001)[1\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ que são texturas cubo giradas, típicas de material CCC. Na amostra L0T0,13 as intensidades dessas componentes são aumentadas, além do aparecimento da componente $(112)[1\bar{1}0]$ da fibra DL. Há um aumento da severidade da textura.

Novamente, considerando uma defasagem de 5° em Φ , pode ser visto na Figura 2c que a amostra L8T0,04 é praticamente um material não texturado e apresenta fibra DN, em especial as componentes $(111)[1\bar{2}3]$ e $(111)[1\bar{2}1]$, sendo esta última a cubo no canto e muito pouca intensidade de $(001)[1\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$, sendo estas cubo giradas. Com o aumento da deformação por tração, as variantes acima mencionadas têm um progressivo aumento de suas intensidades, sendo que em

L8T0,13 a fibra DN se destaca ainda mais, tendo as componentes $(111)[1\bar{2}3]$ e $(111)[1\bar{2}1]$ como as mais intensas. A componente de textura $(001)[1\bar{1}0]$ ou cubo girada também se destaca. A Figura 3 mostra as imagens de banda de contraste com a orientação da martensita superposta das regiões selecionadas para a o estudo da microtextura.

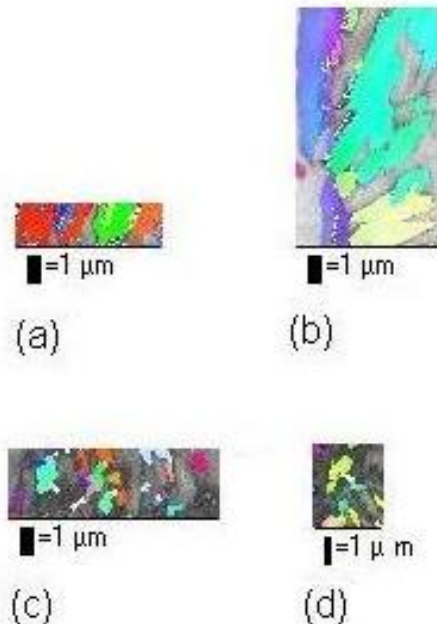


Figura 3. Regiões de poucos grãos selecionadas para a obtenção das figuras de pólos (a) L0T0,04 (b) L0T0,13 (c) L8T0,04 (d) L8T0,13.

Na Tabela 4 têm-se os ângulos de Euler medidos do grão austenítico escolhido da região selecionada para cada amostra. Para o cálculo da simulação foram consideradas somente as variantes cristalográficas favoráveis, ou seja, aquelas com energia de interação positiva para a tensão aplicada.

Tabela 4. Ângulos de Euler medidos para cada amostra

Amostra	φ_1 (graus)	Φ (graus)	φ_2 (graus)
L0T0,04	282,1	35,3	86,3
L0T0,13	268,4	39,8	28,4
L8T0,04	190,5	38,9	37,6
L8T0,13	271,5	39,5	37,9

Para facilitar a comparação, as figuras de pólos medidas e calculadas foram dispostas lado a lado, sendo que a esquerda tem-se a figura de pólos medida e a direita a calculada. Para facilitar a explicação a respeito da localização das variantes, imaginou-se a divisão da figura de pólos em 4 quadrantes. O 1° quadrante é delimitado pela metade direita do eixo x e pela metade superior do eixo y; o 2° pela metade superior do eixo y e pela metade esquerda do eixo x; o 3° pela metade esquerda do eixo x e pela metade inferior do eixo y; e, o 4° pela metade inferior do eixo y e pela metade direita do eixo x.

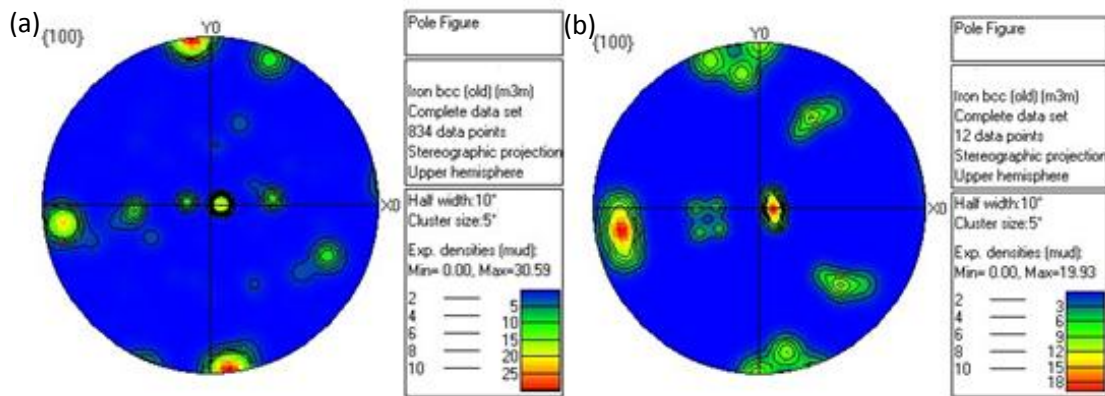


Figura 4. (a) figura de pólos medida para a amostra L0T0,04 (b) figura de pólos calculada para a amostra L0T0,04.

Na amostra L0T0,04, que foi simplesmente tracionada, foram consideradas as 12 variantes mais favoráveis para o cálculo da simulação. Verifica-se uma boa concordância entre as variantes das figuras de pólos medida e calculada. Na figura de pólos calculada as variantes com maior energia podem ser encontradas no centro e na extremidade esquerda do eixo x. Já na figura de pólos medida, a extremidade superior e inferior do eixo y são as regiões onde são encontradas as variantes com maior ocorrência. As variantes localizadas na região que fica completamente no 1º quadrante na simulação aparecem com menor ocorrência na figura de pólos medida.

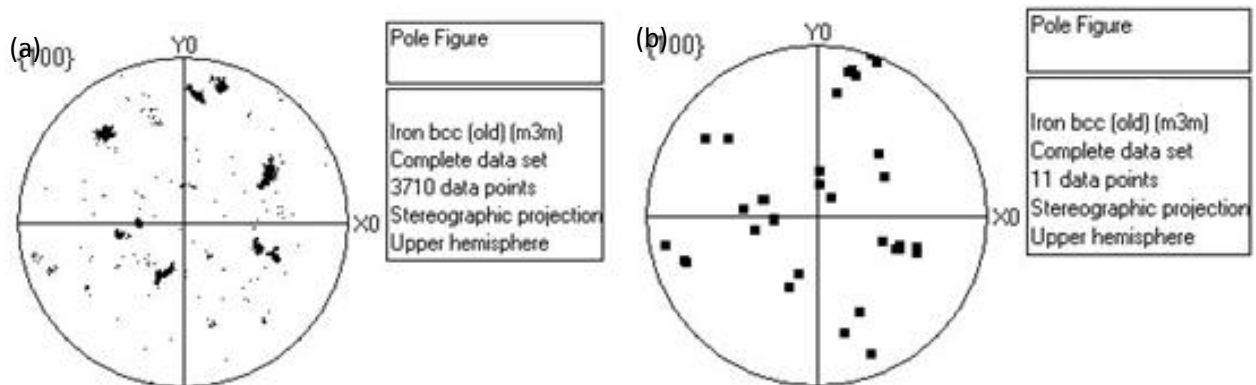


Figura 5. (a) figura de pólos medida para a amostra L0T0,13 (b) figura de pólos calculada para a amostra L0T0,13

Na Figura 5 são consideradas as 13 variantes mais favoráveis para a amostra L0T0,13 que sofreu um nível maior de deformação por tração que L0T0,04, é verificado que todas as variantes da figura de pólos medida se encontram presentes na calculada. Observa-se, porém um maior número de variantes na figura de pólos calculadas em relação à medida. Isto indica que a seleção de variantes está mais intensa que o modelo proposto. Apesar de alguma dificuldade em trabalhar com EBSD de amostras deformadas pode-se afirmar que há uma boa concordância entre as variantes de maior energia segundo o modelo de Patel-Cohen e as que aparecem na figura de pólos medida.

Nas Figuras 6a e 6b estão dispostas as figuras de pólos das amostras que sofreram deformação prévia de aproximadamente 10%.

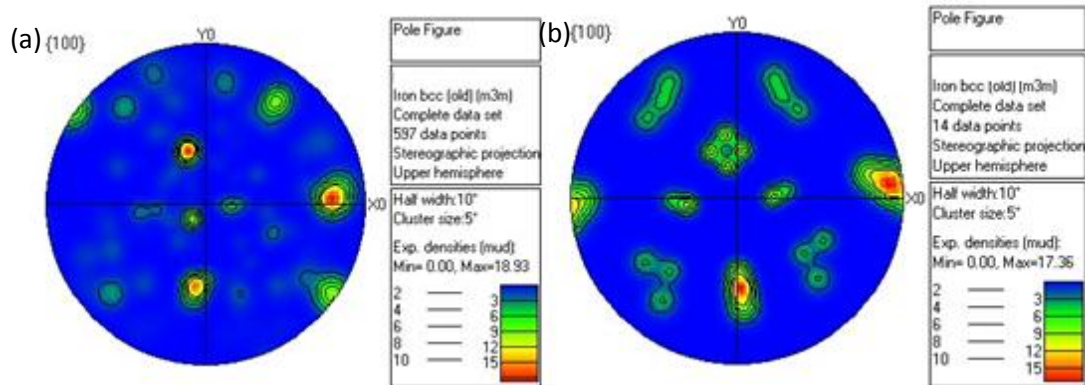


Figura 6. (a) figura de pólos medida para a amostra L8T0,04 (b) figura de pólos calculada para a amostra L8T0,04

Para o cálculo de simulação da amostra L8T0,04 foram consideradas 13 variantes com valores de energia positiva. As variantes com as energias mais altas observadas na figura de pólos calculada são encontradas em três regiões, na extremidade direita do eixo x, no eixo y entre o 1^o e 2^o quadrante e entre o 3^o e 4^o quadrante, sendo que na figura de pólos medida elas também são as de maior ocorrência. As variantes localizadas no 1^o e 4^o quadrante e sobre o eixo x do lado esquerdo próximo ao centro, junto com as variantes encontradas no 2^o e 3^o quadrante e próximo ao centro sobre o eixo x do lado direito são as variantes de menor energia na figura de pólos simulada e são encontradas com baixa ocorrência na figura de pólos medida ou não aparecem como no caso do 3^o e 4^o quadrante.

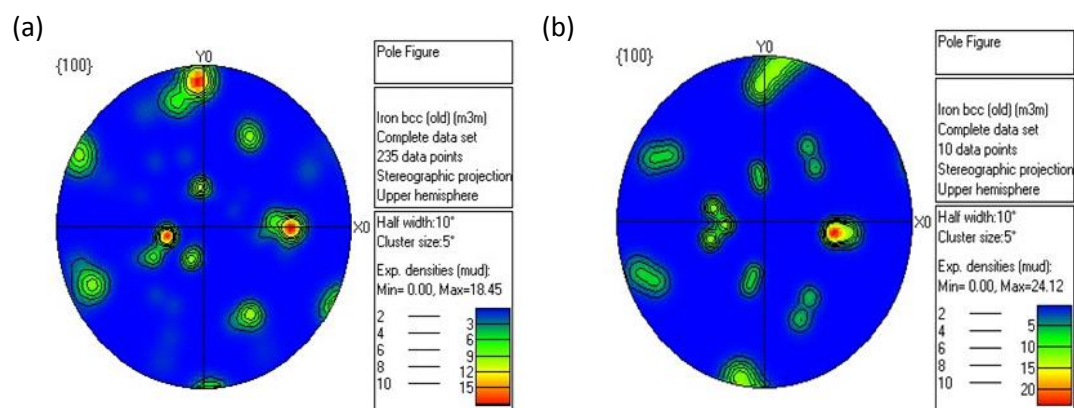


Figura 7. (a) figura de pólos medida para a amostra L8T0,13 (b) figura de pólos calculada para a amostra L8T0,13

Para a amostra L8T0,13 foram utilizadas 10 variantes para o cálculo da simulação. A região na extremidade superior do eixo y, se encontra presente tanto na figura de pólos medida como na calculada, sendo que nesta região são encontradas as variantes de maior energia na figura de pólos calculada. As variantes presentes em duas regiões ao longo do eixo x na figura de pólos calculada, na medida essas regiões se fazem presente, com todas essas variantes exceto aparentemente pelas variantes sobre a metade esquerda do eixo x. As variantes próximas ao centro do 1^o quadrante, no 2^o quadrante e na metade inferior do eixo y e as variantes no centro do 4^o quadrante, no 3^o quadrante e na metade superior ao longo do eixo y, tem energias médias para fracas na simulação, ocorrendo algo semelhante na figura de

pólos medida. Na extremidade inferior do eixo y e na figura de pólos calculada são encontradas variantes que aparecem mais discretamente na figura medida.

4 DISCUSSÃO

As amostras sofreram laminação na temperatura de 200°C, suposta superior a temperatura M_d , e de fato nesta temperatura não houve transformação martensítica, conforme definido por Shewmon⁽⁸⁾.

Na Tabela 3 observou-se que para as amostras com o mesmo grau de deformação prévia, a razão diminui com o aumento da deformação por tração, indicando um aumento da fração da fase martensita com o aumento da deformação, estando este resultado de acordo com o mostrado por Mangonon para outro aço⁽⁹⁾.

Comparando-se as FDOC's das amostras que sofreram somente deformação por tração vê-se que a textura do tipo $\{111\}\langle uvw \rangle$ chamada de fibra DN aumenta gradativamente com o aumento da deformação por tração, com as seguintes componentes de textura $\{111\}\langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$, $\{111\}\langle 0\bar{1}1 \rangle$ e $\{111\}\langle 1\bar{2}1 \rangle$, além das componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ conhecidas como texturas cubo giradas, Abreu⁽¹⁰⁾ encontrou resultado semelhante.

Em L8T0,13 mostra a textura de um material CCC, resultante da transformação martensítica para a seção $\phi_2 = 45^\circ$ conforme ábaco apresentado por Angler e Bunge^(11,12). Observou-se que as intensidades mais altas observadas para estas amostras que sofreram deformação prévia são menores que as encontradas para as amostras não submetidas à deformação prévia, como encontrado em Viana⁽¹³⁾.

Como pode ser observado na figura 6 existem regiões na figura de pólos medida que não são encontradas na calculada, por exemplo, duas regiões sobre o eixo x presentes na figura de pólos medida, estão ausentes na figura de pólos calculada. Aproximadamente sobre a metade esquerda do eixo x, são observadas algumas variantes na figura de pólos medida enquanto que outras desaparecem em relação à simulada. Observando as figuras de pólos medida e calculada observa-se um número de variantes menor que 12 aparecem na figura de pólo medida indicando que uma seleção de variantes maior que a esperada esta acontecendo, isso não é propriamente esperado devido a pouca deformação por tração, já que em Patel-Cohen⁽⁴⁾ é dito que o modelo leva em consideração principalmente a energia mecânica.

Na Figura 7, as variantes que se localizam na região próxima ao centro, um pouco abaixo da extremidade esquerda do eixo x e na parte inferior do 4º quadrante, são as de maior energia na figura de pólos calculada, são encontradas na figura de pólos medida com menor ocorrência, portanto o modelo utilizado para simular a orientação consegue prever as variantes que surgirão após a deformação.

Na Figura 8 há divergências com relação a algumas variantes encontradas na figura de pólos medida e não observadas na calculada, ocorrendo também o contrário, no entanto essas variantes correspondem as de menor energia. As variantes encontradas, na extremidade esquerda do eixo x, estão entre as variantes de maior energia na figura de pólos calculada e aparentemente não estão presentes na figura de pólos medida, nessa posição, porém uma pequena inclinação na figura de pólos medida promoveria o surgimento dessas variantes na posição indicada. No 4º quadrante da figura de pólos medida existe uma variante não prevista na calculada, isto acontece provavelmente devido a energia química desconhecida da transformação^(13,4). Como praticamente todas as variantes encontradas por

simulação estão presentes na figura de pólos medida, não havendo grandes destaques, a seleção de variantes está de acordo com o modelo de Patel-Cohen⁽⁴⁾. Na Figura 9, todas as variantes presentes na figura de pólos medida são previstas na simulação, o que mostra também neste caso que a seleção de variantes está de acordo com o modelo de Patel-Cohen. É observado nas amostras pré-deformadas de aproximadamente 10% que a melhor simulação foi obtida para a amostra mais deformada por tração, isso ocorre porque o modelo de Patel-Cohen leva em conta a energia mecânica como elemento causador de seleção de variantes. Os resultados obtidos pela simulação foram satisfatórios e reforçam os dados obtidos por Kundu⁽¹⁴⁾, criador do programa de simulação utilizado neste trabalho.

5 CONCLUSÃO

Houve transformação martensítica inclusive nos graus menos deformados, logo a deformação por tração provoca o surgimento da fase martensita no processo empregado.

O aumento gradativo da fibra DN com o aumento da deformação por tração, além das componentes de textura conhecidas como texturas cubo giradas, texturas típicas de material CCC, reforçam a evidência de transformação martensítica.

A maior intensidade de textura foi observada nas FDOC's das amostras mais deformadas por tração, sendo que entre estas a mais intensa se encontra na amostra sem deformação prévia, indicando que a maior deformação promove a seleção de variantes, enquanto que a deformação prévia aparentemente age restringindo a seleção de variantes.

A partir dos resultados da microtextura para as amostras sem deformação prévia, foi observado que a maior deformação por tração conduz a seleção de variantes, enquanto que a deformação prévia não promoveu essa seleção.

Na análise da microtextura observou-se que boas simulações de figuras de pólos foram obtidas, com exceção da predição de algumas variantes de mais baixa energia.

Agradecimentos

Meus agradecimentos a todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

À Universidade Federal do Ceará e a coordenação do programa de pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais pelo suporte estrutural e educacional.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (Capes) pelo suporte financeiro através da concessão de bolsa.

Ao laboratório de engenharia de soldagem (Engesolda) pela disponibilidade de equipamentos.

Ao laboratório de raios X da UFC pela disponibilidade de equipamentos.

A todos aqueles que fazem parte do laboratório de caracterização de materiais (Lacam) pela ajuda técnica e sugestões durante todo o desenvolvimento do trabalho.

Ao meu orientador professor Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pelos ensinamentos e pela disponibilidade em ensinar.

REFERÊNCIAS

- 1 BHADSHIA, H. K. D. H., Some phase transformations in steels, Advances in physical metallurgy' sessions of Materials Congress'98 organised by The Institute of Materials and held at Cirencester, 1998.
- 2 BHADSHIA, H. K. D. H., Worked Examples in the Geometry of Crystals, Institute of Materials, London, 2001.
- 3 RAABE, D., Simulation of rolling textures of b.c.c. metals considering grain interactions and crystallographic slip on {110}, {112} and {123} planes, Institut für Metallkunde und Metallphysik, 1994.
- 4 PATEL, J.R., COHEN, M., Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation, Acta Materialia, 1:531-538, 1953.
- 5 KLUG, H. P., ALEXANDER, L. E., X-Ray diffraction procedures, 2nd Edition, Wiley, New York, 1974.
- 6 SEETHARAMAN, V., KRISHMAN, P., Influence of the martensitic transformation on the deformation behavior of an AISI 316 stainless steel at low temperatures, J. of Materials Science. 1981; 16:523-530.
- 7 PADILHA, A. F., GUEDES, L. C., Aços inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades, São Paulo, Hemus, 1994.
- 8 SHEWMON, P. G., Transformations in metals, McGraw Hill, Nova York, 1969.
- 9 MANGONON, P.L., THOMAS, G., The martensite phases in 304 stainless steel, Metall Trans, 1970, 1:1577-86.
- 10 ABREU, H. F. G., Influência da Textura Cristalográfica na Anisotropia Magnética das Ligas Fe-Mo-NiC, Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1998.
- 11 RANDLE, V., ENGLER, O., Introduction to Texture Analysis Macrotexture, Microtexture & Orientation Mapping, 1^a Ed, Gordon and Breach Science Publishers, Amsterdam, 2000.
- 12 BUNGE, H. J., HIMBERT, M., WELCH, P. I, Scripta Metallurgica 17. pp.1403-1405.
- 13 VIANA, N. F., Efeito da deformação plástica no processo de seleção de variantes na transformação martensítica no aço inoxidável AISI 301L, Fortaleza, 2010.
- 14 KUNDU, S., Transformation Strain and Crystallographic Texture in Steels. [Ph.D. Thesis], University of Cambridge, Cambridge, 2007.