

# HETEROGENEIDADES DE DEFORMAÇÃO A FRIO DE UM AÇO ELÉTRICO COM 1,25%Si<sup>1</sup>

Maria do Carmo Amorim da Silva<sup>2</sup>,  
Marcos Flávio de Campos<sup>3</sup>,  
Fernando J.G.Landgraf<sup>4</sup>,  
Ivan Gilberto Sandoval Falleiros<sup>4</sup>

## Resumo

Neste trabalho foram analisadas amostras de um aço elétrico, grão não orientado, com 1,25% de silício. As amostras foram submetidas à laminação a frio com intervalos entre 10% e 90% de redução. As análises de textura das amostras foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura Philips XL-30 acoplado a um hardware de EBSD. Foram medidas também, diferenças de orientações cristalográficas ao longo de uma linha teste de especial interesse dentro dos grãos, em grãos que apresentavam significativa diferença de orientação em seu interior. De maneira geral, aumentando a deformação, a diferença de orientação no interior do grão tende a aumentar até um certo limite, estabilizando-se em seguida. A partir de 60% de deformação, observa-se que alguns grãos mantêm o alongamento, enquanto outros grãos apresentam bandas de transição, com diferenças de orientação ultrapassando 50 graus. Uma característica comum destes grãos alongados é a orientação próxima a  $\langle 110 \rangle // RD$ . Com 90% de deformação, apenas alguns poucos grãos com esta última orientação retratada mantêm o alongamento, o restante da amostra apresenta-se totalmente fragmentada.

**Palavras-chave:** Deformação plástica; Aço elétrico; Textura; EBSD

## DEFORMATION INHOMOGENEITIES AFTER COLD ROLLING OF A 1.25% Si ELECTRICAL STEEL

### Abstract

Samples of non-oriented electrical steel with 1.25% Si were analyzed in the present study. The samples were submitted to cold rolling from 10 up to 90% of reduction. The texture evaluation of the samples were performed in Philips XL-30 SEM -(Scanning Electron Microscope)- with EBSD -(Electron Back Scattered Diffraction Pattern)-equipment. Profiles of crystallographic orientation i.e., 'test-lines' were determined, especially inside grains with significant difference of orientation after the deformation. Increasing the deformation, the differences of orientation inside the deformed grains tend also to increase, but stabilize in a given limit. After 60% of cold rolling, it is observed that some grains have extended, whereas other grains have inside transition bands with differences of orientation above 50 degrees. A common characteristic of the extended grains is that they belong to a fiber  $\langle 110 \rangle // RD$ . After 90% of cold rolling, only few grains with this orientation  $\langle 110 \rangle // RD$  remained extended, whereas the rest of the grains have fragmented.

**Key words:** Plastic deformation; Electrical steels; Texture; EBSD

<sup>1</sup> Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

<sup>2</sup> Aluna de Doutorado-Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais da EPUSP. [mdocarmo@usp.br](mailto:mdocarmo@usp.br)

<sup>3</sup> Pesquisador Dr. do Instituto nacional de metrologia -INMETRO

<sup>4</sup> Profs. Drs. Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais da EPUSP

## INTRODUÇÃO

Há um grande interesse nas indústrias de aços para motores elétricos, no controle e desenvolvimento de uma textura de recristalização ideal, que minimize as perdas histeréticas. No entanto, a textura de recristalização é dependente da deformação plástica imposta anteriormente ao material. Sabe-se que a deformação plástica de grãos individuais de um material policristalino não se dá homoganeamente. Algumas características encontradas em metais durante a recristalização podem ser explicadas pela distribuição heterogênea de estruturas de discordâncias dentro do mesmo grão e de um grão para outro. Dentro do mesmo grão, estas diferenças são mais acentuadas quando se comparam às estruturas de discordâncias desenvolvidas no interior dos grãos e nas regiões próximas aos contornos de grãos.<sup>(1)</sup> Durante a deformação plástica a frio de aços baixo carbono duas fibras são desenvolvidas:  $\alpha$  e  $\gamma$ . Ao mesmo tempo pode ocorrer uma subdivisão dos grãos originais, tanto na escala microscópica como macroscópica.<sup>(2)</sup> Uma questão científica fundamental é como uma deformação plástica imposta macroscopicamente nos materiais policristalinos fica distribuída entre os cristais constituintes.<sup>(3)</sup> Vários estudos mostram que regiões de fibras  $\alpha$  e  $\gamma$ , quando submetidas a um alto grau de deformação, possuem diferentes características microestruturais. Verlinden, Samajdar e Van Houtte<sup>(4)</sup> investigaram subdivisões de grãos ao longo da direção normal (ND) e concluíram que para reduções acima de 70% cada grão pertencentes a fibra  $\alpha$  e  $\gamma$  são dividido em 3 ou 2 grãos respectivamente. Régle et al. apud Li Godfrey e Liu<sup>(2)</sup> observaram mudanças de orientação dentro dos grãos ao longo da direção de laminação (DL) e notou que, para reduções acima de 70%, os grãos de fibra  $\gamma$  são predominantemente associados com grandes “misorientations” locais e nenhum gradiente de orientação (“grãos fragmentados”). Neste trabalho pretende-se examinar a textura e a microestrutura de deformação de aços elétricos GNO (Grão não orientado), a medida que são impostas deformações plásticas a frio. O presente trabalho insere-se entre nossos objetivos de melhor compreender a origem das texturas de deformação e recristalização em aços para fins elétricos.<sup>(5-7)</sup>

## MATERIAIS E MÉTODOS

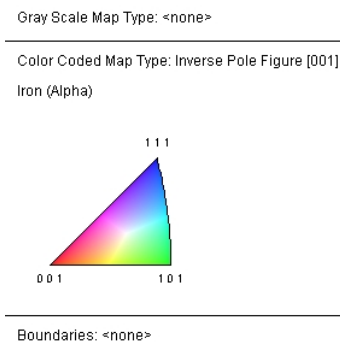
O aço estudado tem composição química apresentada na Tabela 1

**Tabela 1.** Composição química do aço estudado.

% C	% Si	% Mn	% Al	% P	% S	% N
0,03	1,25	0,30	0,27	< 0,01	0,005	0,005

Neste trabalho foram analisadas amostras de um aço elétrico, grão não orientado, com 1,25% de silício. As amostras foram submetidas à laminação a frio com intervalos entre 10% e 90% de redução. As análises de textura das amostras foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura Philips XL-30 acoplado a um hardware de EBSD, o qual possui filamento de tungstênio e um sistema de difração de elétrons retroespalhados da TSL. Os seguintes parâmetros foram

utilizados para o microscópio: aceleração do feixe 20kV, “spotsize” variando numa escala de 1 a 5 , inclinação da amostra de 75° e uma distância de trabalho de 20mm. O código de cores – Figura de polo inversa – para compreensão das imagens EBSD é apresentado na Figura 1.



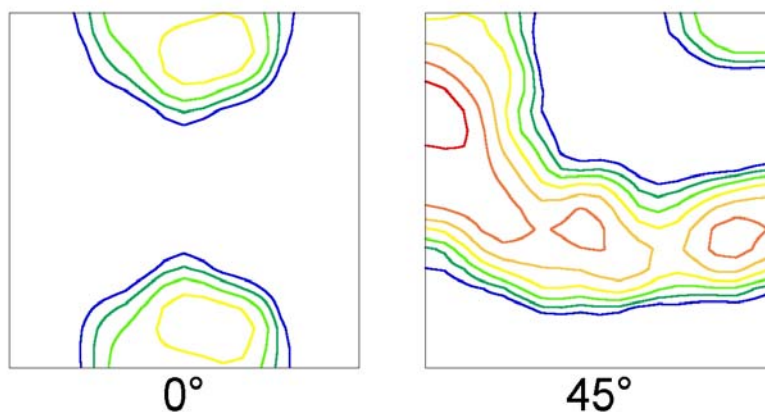
**Figura 1.** Código de cores para interpretação das varreduras EBSD apresentado adiante na Figura 3.

Para cada mapa de orientação adquirido, obteve-se um mapa de “autogrão” (não apresentado neste trabalho), esta ferramenta permite que o mapa de orientação seja redesenhado, onde cada grão é sombreado com uma cor aleatória. Este mapa é usado para distinguir “spots” vizinhos que tenham grande diferença de orientação entre si, portanto permitindo diferenciar grãos distintos. Desta forma, nos certificamos que a análise foi feita em um único grão. O software também permite analisar grãos individuais separadamente. De posse destes mapas, podemos observar que a partir de um certo grau de deformação, alguns grãos fragmentaram-se enquanto outros permanecem alongados com a deformação. Foram medidas também, diferenças de orientações cristalográficas ao longo de uma linha teste de especial interesse dentro dos grãos, em grãos que apresentavam significativa diferença de orientação em seu interior. As linhas de varredura foram analisadas usando, ambos os perfis disponíveis pelo “software” da TSL: Ponto-a-ponto e ponto-a- origem. Método semelhante foi utilizado recentemente por Li, Godfrey e Liu.<sup>(2)</sup>

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

A textura do material inicial estava próxima aleatória. A deformação a frio levou ao aparecimento de duas fibras parciais ( $\alpha$ :  $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ ) e  $\gamma$  ( $\{111\} \langle uvw \rangle$ ), que são típicas de materiais com estrutura cúbica de corpo centrado, como foi reportado por Ray, Jonas e Hook<sup>(8)</sup> e Hutchinson.<sup>(9)</sup> Para o aço estudado aqui a fibra  $\gamma$  apresenta-se levemente mais intensa que a fibra  $\alpha$ , como mostra a Figura 2.

Nos mapas de orientações cristalográficas, OIM, pode-se observar que a partir de 10% de deformação (Figura 3b), mudanças de coloração dentro do grão começam a aparecer, indicando o início de heterogeneidades. Convém ressaltar que cada cor corresponde a uma orientação e estas heterogeneidades indicam rotação de sub-grão.

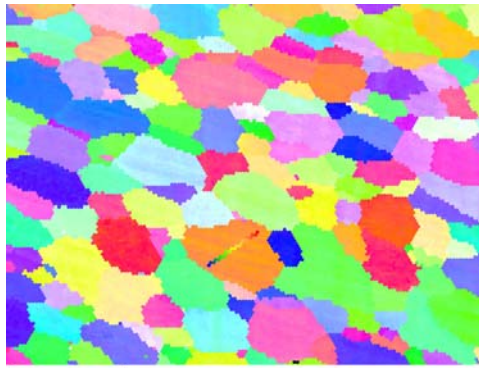


**Figura 2.** Função distribuição de orientação com cortes  $\varphi_2=0$  e  $45^\circ$  respectivamente, para a chapa de aço elétrico com 50% de redução por laminação. Notação de Bunge.

Conforme mostra a Figura 4a, a diferença de orientação no interior de um grão recristalizado (sem deformação) não excede  $3^\circ$ . Porém, mesmo uma deformação de apenas 10% é capaz de fazer a diferença de orientação no interior de um grão aumentar consideravelmente, para  $10^\circ$  (Figura 4b). Em casos mais extremos, a diferença de orientação no interior de um mesmo grão pode exceder  $30^\circ$ , como mostrado na Figura 4c (Amostra com 30% de redução).

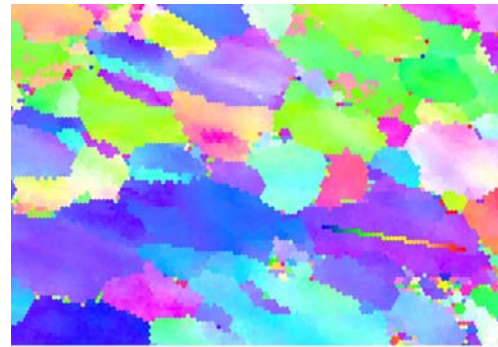
De maneira geral, a medida que se aumenta o grau de deformação, a diferença de orientação no interior do grão tende a aumentar, até um certo limite entre 60 e 70% de deformação (vide Figuras 4b, 4c, 4d e 4e). A partir deste ponto os grãos tornam-se mais achatados e as diferenças de orientação menos bruscas, como mostra a Figura 4f, onde a diferença de orientação dentro de um mesmo grão com 90% de deformação esta entre 8 e 10 graus. A partir de 60% de deformação (Figuras 3e), observa-se que alguns grãos mantêm o alongamento, enquanto outros grãos apresentam bandas de transição, com diferenças de orientação ultrapassando  $50^\circ$ . Vale ressaltar que o índice de confiabilidade para estas amostras cai consideravelmente, chegando a 0,1 CI. Este problema pode ser resolvido usando "Field Emission Gun" FEGSEM. Uma característica comum destes grãos alongados é uma textura com orientação  $\langle 110 \rangle // RD$ , ver Figuras 5 a, b, c e d. As texturas correspondentes aos grãos selecionados são  $(111)\langle 011 \rangle$  sendo 9,3 vezes o aleatório para os grãos com 60% e 14,3 vezes o aleatório para os grãos com 90% de deformação.

Com 90% de deformação, apenas alguns poucos grãos com esta última orientação retratada, (ver Figuras 3f e 5b), mantêm o alongamento, o restante da amostra apresenta-se totalmente fragmentada em decorrência da severa deformação plástica.



42.00  $\mu\text{m}$  = 35 steps IPF [001]

a) amostra sem deformação



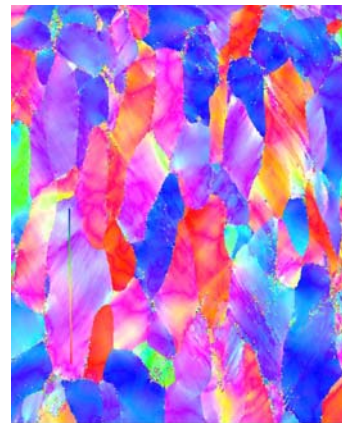
25.00  $\mu\text{m}$  = 25 steps IPF [001]

b) 10% de deformação



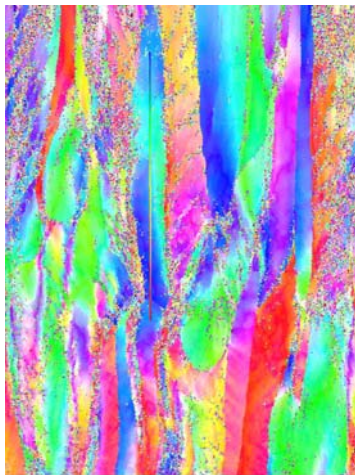
25.00  $\mu\text{m}$  = 50 steps IPF [001]

c) 30% de deformação



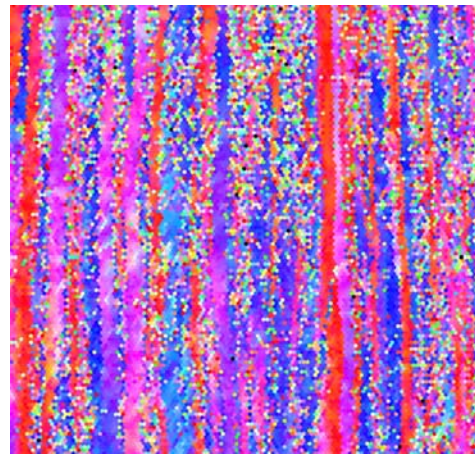
35.00  $\mu\text{m}$  = 70 steps IPF [001]

d) 40% de deformação



35.00  $\mu\text{m}$  = 70 steps IPF [001]

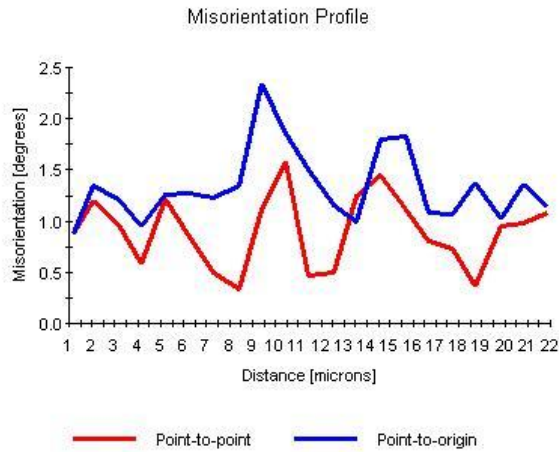
e) 60% de deformação



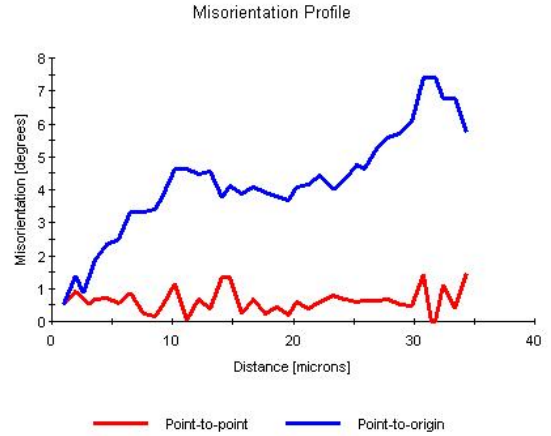
30.00  $\mu\text{m}$  = 30 steps IPF [001]

f) 90% de deformação

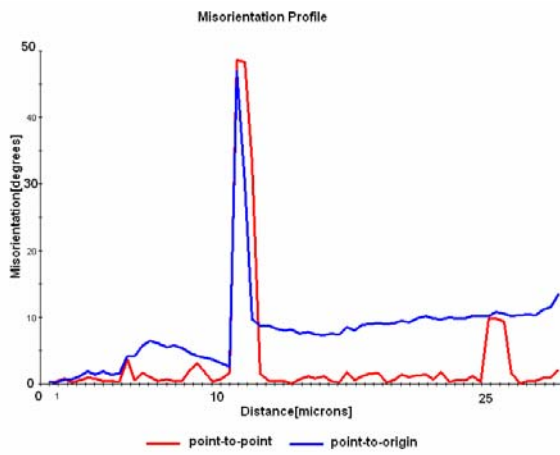
**Figura 3.** Mapas de EBSD/OIM



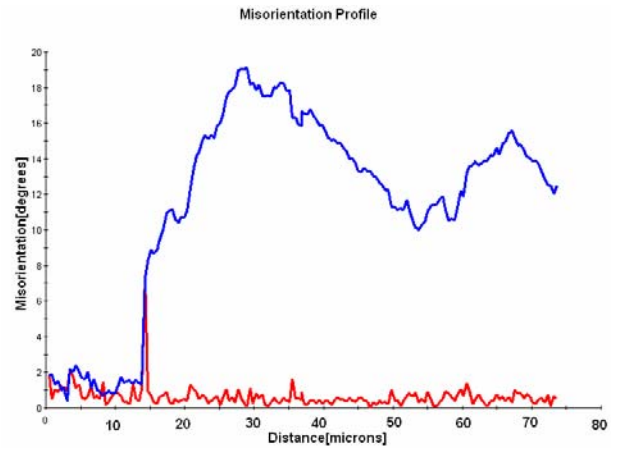
a) amostra sem deformação



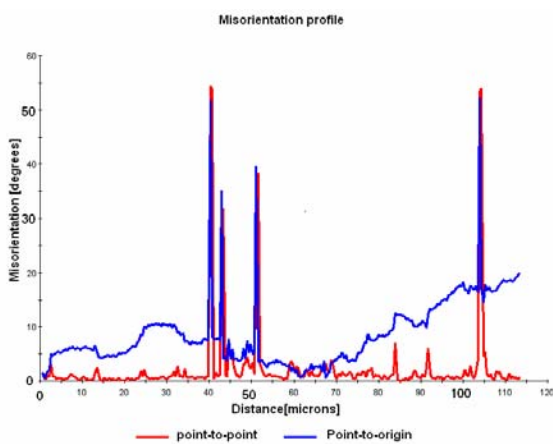
b) 10% de deformação



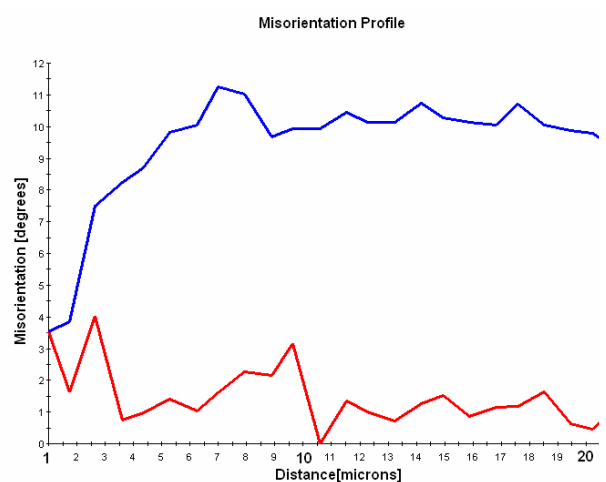
c) 30% de deformação



d) 40% de deformação

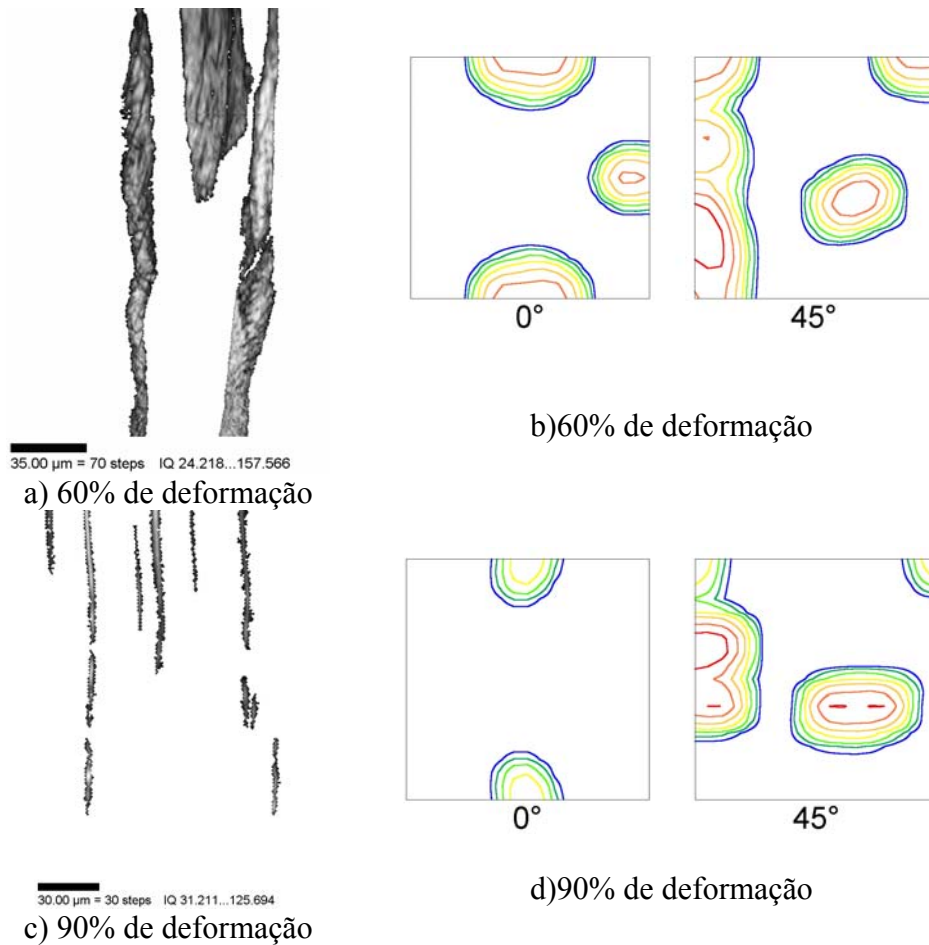


e) 60% de deformação



f) 90% de deformação

**Figura 4.** Perfil de diferença de orientação no interior de alguns grãos escolhidos aleatoriamente. Os valores referem-se a porcentagem de deformação



**Figura 5.** Mapas de EBSD de grãos selecionados e respectivas ODFs.

## CONCLUSÕES

O EBSD tem se tornado uma ferramenta fundamental no estudo de textura de deformação e recristalização, sendo que a capacidade de identificar diferenças de orientação intra e inter-granular permite amplas possibilidades. De acordo com as análises, chegamos as seguintes conclusões

(i) De maneira geral, aumentando a deformação, a diferença de orientação no interior do grão tende a aumentar.

(ii) A partir de 60% de deformação (Figura 3e) observa-se que alguns grãos mantêm o alongamento, enquanto outros grãos apresentam bandas de transição, com diferenças de orientação ultrapassando 50°. Uma característica comum destes grãos alongados é a orientação próxima a  $\langle 110 \rangle // RD$

(iii) Com 90% de deformação, apenas alguns poucos grãos com esta última orientação retratada, mantêm o alongamento, o restante da amostra apresenta-se totalmente fragmentada em decorrência da severa deformação plástica.

## Agradecimentos

M.C.A da Silva agradece o CNPq pela bolsa de doutorado concedida e à Clarice Terui Kunioishi pela assistência na utilização do microscópio.

## REFERÊNCIAS

- 1 Hansen,N. "Microestructural study of deformation in grain boundary region during plastic deformation of polycrystalline aluminium. V16A, p. 2167-2190 (1985)
- 2 Li, B.L., Godfrey,A , Liu, Q., Subdivision of original grain during cold-rolling of interstitial-free steel. **Scripta Materialia** v.50 (2004) p.879-883.
- 3 Kalidindi S.R, Bhattacharyya,Doherty R.D-Detailed ananlyses of grain-scale plastic deformation in columnar polycrystalline aluminium using orientation image mapping and crystal plasticity models. **The Royal Society A** v.460, (2004) p.1-22
- 4 Verlinden B., Samajdar I., Van Houtte P., **Conf. and recrystallization and releted phenomena**, Japan inst. F metals-1999-p.373-378
- 5 Silva , M.C.A, Landgraf, F.J.G., Falleiros, I.G.S, Evolução da Textura de deformação de um aço elétrico GNO com 1,25% de Si. **Congresso Anual da ABM**, julho 2004a.
- 6 Silva , M.C.A, De Campos, M.F.,Landgraf, F.J.G., Falleiros, I.G.S, Textura de deformação de um aço GO laminado a 0; 22,5; 45; 67,5 e 90 graus em relação à direção de laminação. **Congresso Anual da ABM**, julho 2004b.
- 7 Falleiros I.G.S.; Campos, M. F. de Nucleação da Recristalização. In: Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. **Ed: AP TSCHIPTSCHIN et al. IPEN**, 2003, p. 55-70.
- 8 Ray, R. K.; Jonas, J. J.;Hook, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. **International Materials Reviews**. V.30, n.4, p.129-172. 1994.
- 9 Hutchinson, B. Deformation microstructures and textures in steels. **Phil. Trans. Royal Society**. v. 357, p.1471-1485. 1999