

# GRADIENTE DE DEFORMAÇÃO E TEXTURA EM CHAPAS DE AÇO SUBMETIDAS A LAMINAÇÃO DE ENCRUAMENTO<sup>1</sup>

Nicolau Apoena Castro<sup>2,3</sup>  
Fernando Jose Gomes Landgraf<sup>2</sup>  
Ronald Lesley Plaut<sup>2</sup>  
Taeko Yonamine<sup>4</sup>

## Resumo

Chapas de aço AISI 1006, com 0.6mm de espessura foram submetidas a laminações de encruamento (2%, 4% e 6% de redução). Análises de dureza e textura foram realizadas em diversas profundidades com o objetivo de encontrar evidências que comprovem a heterogeneidade da deformação entre superfície e centro, provocadas pela laminação de encruamento, também conhecida como “skin-pass”. As medidas de dureza não apresentaram heterogeneidades entre superfície e centro, porém a análise de textura indicou uma tendência ao fortalecimento da textura cubo rodado ( $\{100\}\langle 011\rangle$ ) na superfície da chapa. Análises em EBSD pelo método “grain orientation spread”. mostraram que o aumento da deformação aumenta o espalhamento das orientações, e que só existe gradiente de espalhamento na espessura de chapas submetidas às menores deformações (até 0.02) deste trabalho.

**Palavras-chave:** Aço elétrico semiprocessado; Gradiente de textura; Laminação de encruamento; Gradiente de deformação.

## DEFORMATION AND TEXTURE GRADIENT OF TEMPER ROLLED STEEL SHEETS

### Abstract

AISI 1006 steel sheets were submitted to temper rolling (0.02 to 0.06 true strain). This work investigated gradient deformation caused by temper rolling. The increase of rotated cube component ( $\{100\}\langle 011\rangle$ ) was detected by deformed samples ODF measured by X-Ray diffraction. EBSD data shows a correlation of the strain and the grain orientation spread. The spread gradient at the thickness of the 0.02 deformed sheet can be related to high deformation at the surface. No hardness gradient between surface and center was detected by nanohardness measurement, but it showed work hardening.

**Key words:** Electric steel sheets; Texture gradient; Temper rolling; Deformation gradient.

<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> EPUSP - Departamento de Metalurgia e Materiais

<sup>3</sup> IPT - Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos.

<sup>4</sup> INMETRO - Divisão de Metrologia de Materiais

## 1 OBJETIVO

Encontrar evidências que comprovem a heterogeneidade da deformação entre superfície e centro, provocadas pela laminação de encruamento, também conhecida como “skin-pass”.

## 2 INTRODUÇÃO

Quando uma chapa de aço é submetida a uma pequena redução de área por laminação, a deformação plástica se concentra na superfície da chapa? É muito comum ouvir-se a afirmação de que a laminação de encruamento (“temper rolling” ou “skin pass”, em língua inglesa) é uma “deformação superficial”. O objetivo deste trabalho é quantificar esse gradiente de encruamento, nas chapas de aços elétricos do tipo semi-processado, dada a importância dessa etapa do processo como condicionadora da microestrutura para posteriormente alcançar o desejado tamanho de grão da ordem de 100-150  $\mu\text{m}$ , após o recozimento final.

O Brasil consome aproximadamente 300.000t anuais de aço em motores elétricos. Desse total, um terço refere-se a aços com mais de 2% de silício, que são entregues aos fabricantes de motores já na condição recozida. São os aços de “alto desempenho”, pois suas perdas magnéticas são reduzidas. No extremo oposto do espectro, aplicações pouco exigentes como motores elétricos para liquidificadores consomem 100.000t anuais de chapas de aço do tipo ABNT 1006 sem qualquer recozimento final, pois as perdas magnéticas não são importantes nesse tipo de aplicação. Numa situação intermediária, aproximadamente a mesma quantidade de aço é consumida em aplicações que exigem baixas perdas e baixo custo. Para atender a essa faixa de aplicações, os fabricantes de motores aplicam um recozimento final nas chapas, objetivando a descarbonetação e o aumento do tamanho de grão para 100-150  $\mu\text{m}$ . Para atingir esse tamanho de grão num recozimento relativamente curto e em temperatura da ordem de 750° C, a solução é aplicar um certo grau de deformação antes do recozimento.

As propriedades magnéticas dos aços elétricos são também sensíveis à orientação cristalina média dos grãos, ou seja, à sua textura, que atinge seu estado final ao longo do último recozimento. Nessa etapa de fabricação, a sua estrutura inicial, que contém grãos de aproximadamente 10  $\mu\text{m}$  de diâmetro e uma pequena fração de carbonetos, passa por um processo que alguns autores chamam de crescimento anormal de grão induzido por deformação,<sup>(1)</sup> chegando aos 150  $\mu\text{m}$  com uma textura diversa da inicial. Como o processo é considerado “induzido por deformação”, o gradiente de encruamento deve ter papel importante na evolução microestrutural. A relação entre grau de deformação prévia e tamanho de grão após recozimento final é bem nítida: quanto menor a deformação, maior o tamanho de grão.<sup>(2,3)</sup> Para obter uma microestrutura homogênea com o tamanho de grão objetivado, nos recozimentos comerciais a 760° C por períodos que variam entre 30 e 180 minutos, os fabricantes de aços elétricos aplicam laminação de encruamento com redução de área entre 3 e 8%. Esse grau de redução aumenta a densidade de discordâncias de  $10^7$  para aproximadamente  $10^{10}$   $\text{cm}/\text{cm}^3$  de discordâncias, suficiente para formarem emaranhados de discordâncias, mas sem chegar a formar células.<sup>(4,5)</sup>

A noção de que uma pequena redução deforma apenas a superfície do material é largamente disseminada. G. Dieter, por exemplo, no seu capítulo sobre tensões residuais, apresenta uma Figura que descreve uma heterogeneidade de deformação na laminação, afirmando que “os grãos da superfície da chapa são deformados e tendem a se alongar, enquanto os grãos no centro permanecem inalterados”.<sup>(6)</sup> Dieter não especifica, entretanto, em quais condições ocorreria esta heterogeneidade.

Quem examina a microestrutura de um aço elétrico semi-processado com recozimento interrompido freqüentemente encontra grãos grandes na superfície, o que poderia ser uma indicação de maior deformação na superfície, resultando em nucleação mais rápida naquela região. Entretanto, vários artigos tem destacado que a cinética da recristalização é atrasada por teores crescentes de carbono. Como o recozimento também objetiva a descarbonetação, e ela naturalmente inicia-se na superfície, a evidência de grãos grandes na superfície pode estar mais ligada à descarbonetação do que ao gradiente de encruamento.

Mathur e Backofen,<sup>(7)</sup> discutiram a ocorrência de gradientes de textura ao longo da espessura de chapas de aço. Em algumas circunstâncias o efeito é muito significativo, observando-se no centro a textura típica de deformação (fibra gama e parte da fibra alfa) e na superfície a ausência dessas componentes, substituídas por Goss com alta intensidade mais outro componente forte.<sup>(8)</sup> Esse gradiente de textura está associado à ocorrência de forte cisalhamento paralelo à superfície, dando origem à chamada “textura de cisalhamento”, na superfície do material. Mathur e Backofen associam a intensidade do gradiente microestrutural com um fator da geometria do passe de laminação, o fator  $\Delta$ . O fator  $\Delta$  de Backofen é a razão entre a espessura média ao longo do passe e o comprimento do arco de contato ( $L = \sqrt{R(e_i - e_f)}$ ), onde R é o raio do cilindro e  $e_i$  é a espessura inicial. Aqueles autores afirmam que grande heterogeneidade de deformação ocorre quando  $\Delta$  é maior que 1, ou seja, quando a espessura média no passe é maior que o comprimento do arco de contato. Esse critério corresponde ao senso comum: quanto maior a espessura do material e quanto menor da redução ( $e_i - e_f$ ) e menor o diâmetro do cilindro, maior a heterogeneidade. Entretanto, mais recentemente, Engler e colaboradores<sup>(8)</sup> apresentaram dados que indicavam a ocorrência de heterogeneidade mesmo com  $\Delta$  menor que 1.

Resultados preliminares sugeriam que os aços comerciais apresentavam um gradiente de dureza, contrariamente à amostras produzidas em laboratório. Isso levou a um exame das possíveis diferenças entre a laminação industrial e laboratorial. As variáveis da laminação de encruamento são o grau de deformação (a porcentagem de redução ou de alongamento), a taxa de deformação, a aplicação de tensões de tração avante e a ré, tensão nos cilindros, lubrificação, rugosidade, diâmetro dos cilindros e velocidade de laminação, tudo isso agindo sobre a microestrutura inicial, que inclui espessura inicial, composição química, tamanho de grão e textura.

O grau de deformação é uma variação relativamente fácil de controlar, e é possível reproduzir em laboratório. Os valores citados na literatura variam de 4 a 8% de alongamento. Tomando 5% como referência, é importante notar que se trata de uma redução de 25 $\mu$ m numa chapa de 500  $\mu$ m de espessura. Em laboratório é mais fácil controlar a deformação pelo alongamento.

Normalmente considera-se que a taxa de deformação não é relevante na laminação a frio. Informações coletadas sobre laminação de encruamento nas

siderúrgicas indicaram variações entre elas de 20 a 300 s<sup>-1</sup>. A taxa de deformação foi calculada como sendo  $\dot{\varepsilon} = \frac{v_r}{L} \varepsilon$  onde  $v_r$  é a velocidade periférica do cilindro, em m/s, L é o comprimento do arco de contato e  $\varepsilon$  é a deformação verdadeira.<sup>(6)</sup> Foi possível produzir, em laboratório, taxas entre 10 e 60 s<sup>-1</sup>,<sup>(10)</sup> confirmando-se que a taxa de deformação não provocou diferenças significativas no encruamento das chapas.

A aplicação de tensões avante e a ré é prática industrial rotineira, ainda que os valores variem bastante, mas sua aplicação em laboratório é praticamente impossível.

Lubrificação é sempre usada, em condições industriais. A laminação de encruamento a seco vem sendo cada vez mais aplicada, mas para as deformações maiores, típicas dos aços elétricos, lubrificação continua sendo prática geral. É possível aplicar lubrificação no laboratório, ainda que seu efeito possa não ser reproduzível, por não haver comprimento de material suficiente para o filme de lubrificante atinja as condições do estado estacionário da laminação industrial, quando o coeficiente de atrito fica entre 0,04 e 0,07.<sup>(11)</sup> Segundo Mathur e Backofen,<sup>(7)</sup> as evidências indicam que o atrito só altera a textura da laminação a frio em profundidade menor que 5% da espessura, o que corresponderia a 25 µm de profundidade, no caso em exame.

A rugosidade dos aços elétricos industriais é relativamente grosseira, da ordem de  $R_a = 1,7$ , para evitar o colamento das lâminas no recozimento final. Essa rugosidade é normalmente produzida por jateamento dos cilindros.<sup>(11)</sup> Nos experimentos laboratoriais os cilindros não receberam jateamento, e a rugosidade deve ser bem menor. Alguns artigos já destacaram a importância da rugosidade na evolução da textura no recozimento final.<sup>(12,13)</sup>

O presente trabalho abordará o efeito do grau de deformação no gradiente de encruamento e textura, caracterizados através de medidas de dureza, difração de raios-X e EBSD.

### 3 METODOLOGIA

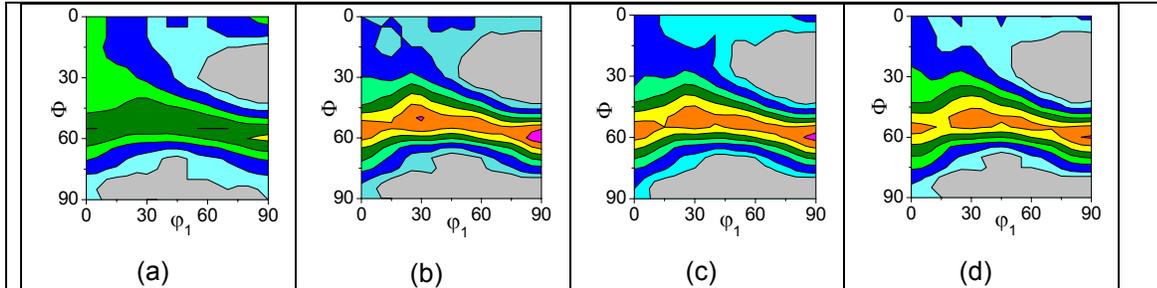
Chapas de aço AISI 1006, com 0,6mm de espessura foram submetidas a laminações de encruamento (2%, 4% e 6% de redução) em laminador duo da marca STANAT, cilindros com 125 mm de diâmetro e velocidade periférica de 0,40 m/s. Análises de dureza e textura foram realizadas em diversas profundidades (superfície, 100µm, 200µm e 300µm) com o objetivo de encontrar evidências que comprovem a heterogeneidade da deformação entre superfície e centro. As análises de dureza foram realizadas em microdurômetro Fischerscope H100VP e as texturas foram obtidas em difratômetro Shimadzu XRD6000, equipado com goniômetro de textura. As amostras também foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura FEI Company modelo Quanta 200, equipado com EBSD (difração de elétrons retroespalhados).

### 4 RESULTADOS

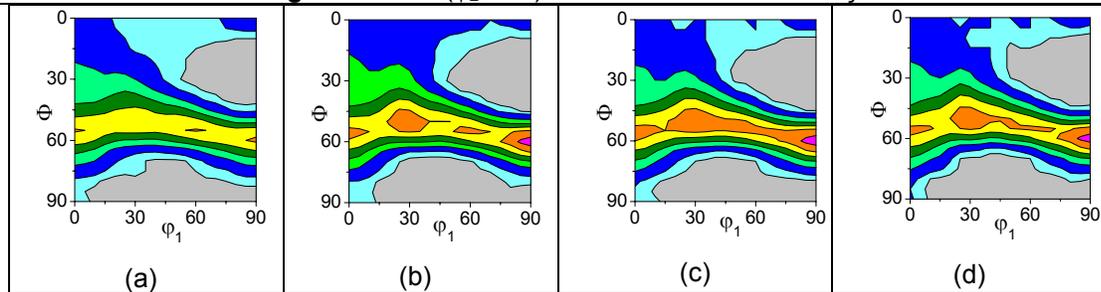
#### 4.1 Difração de Raios-X

Amostras com 0, 0.02, 0.04 e 0.06 de deformação real foram analisadas em difratômetro de Raios-X equipado com goniômetro de textura. Foram preparadas

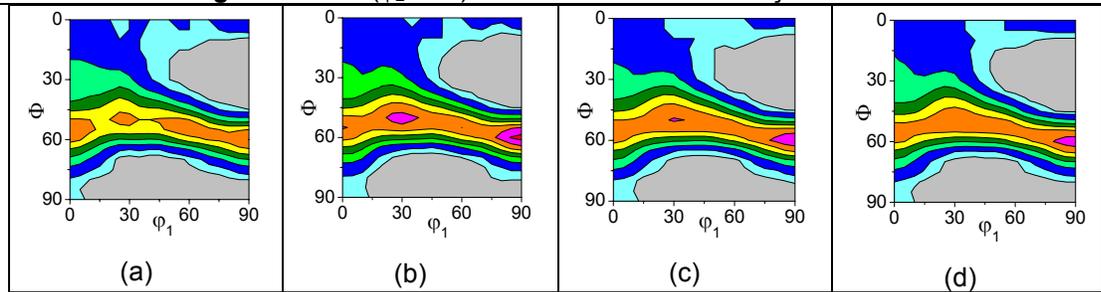
seções paralelas à superfície a 0, 100, 200 e 300  $\mu\text{m}$  de profundidade. A superfície foi decapada com nital 10%, enquanto que as demais seções foram lixadas até lixa #1200 e decapadas com nital 10%. As ODF para  $\varphi_2 = 45^\circ$  estão apresentadas entre as Figuras 1 e 4. As Figuras de (a) a (d) apresentam respectivamente a superfície da chapa e as profundidades de 100, 200 e 300  $\mu\text{m}$  em relação à superfície.



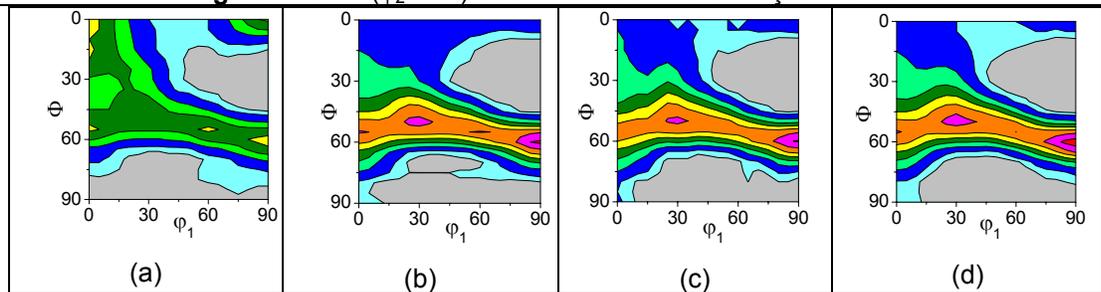
**Figura 1.** ODF ( $\varphi_2=45^\circ$ ) da amostra sem deformação



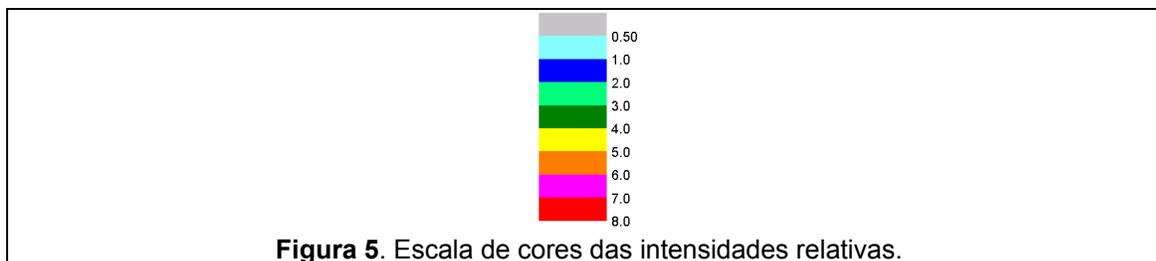
**Figura 2.** ODF ( $\varphi_2=45^\circ$ ) da amostra com deformação real de 0.02



**Figura 3.** ODF ( $\varphi_2=45^\circ$ ) da amostra com deformação real de 0.04



**Figura 4.** ODF ( $\varphi_2=45^\circ$ ) da amostra com deformação real de 0.06.  
(a) é superfície, (b) a 100 $\mu\text{m}$ , (c) a 200  $\mu\text{m}$  e (d) a 300  $\mu\text{m}$  de profundidade.

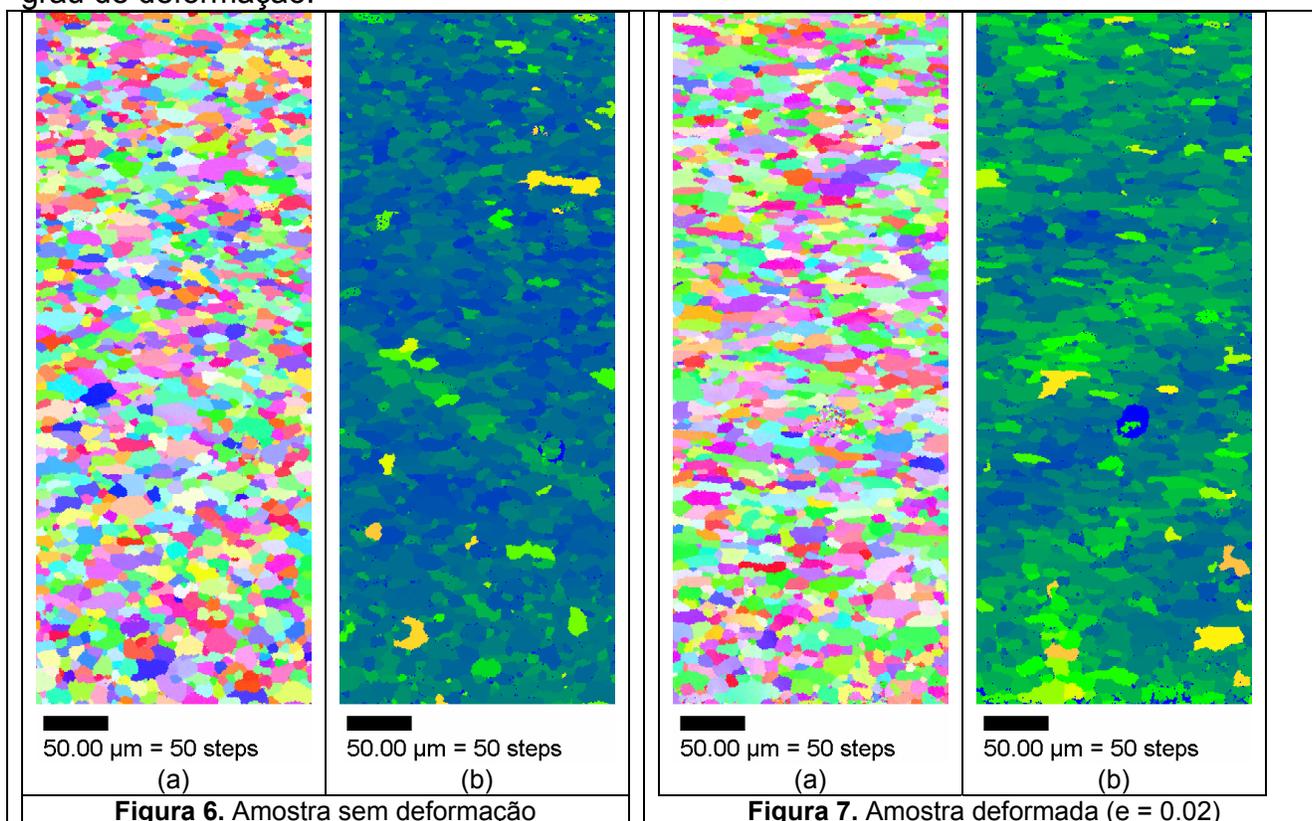


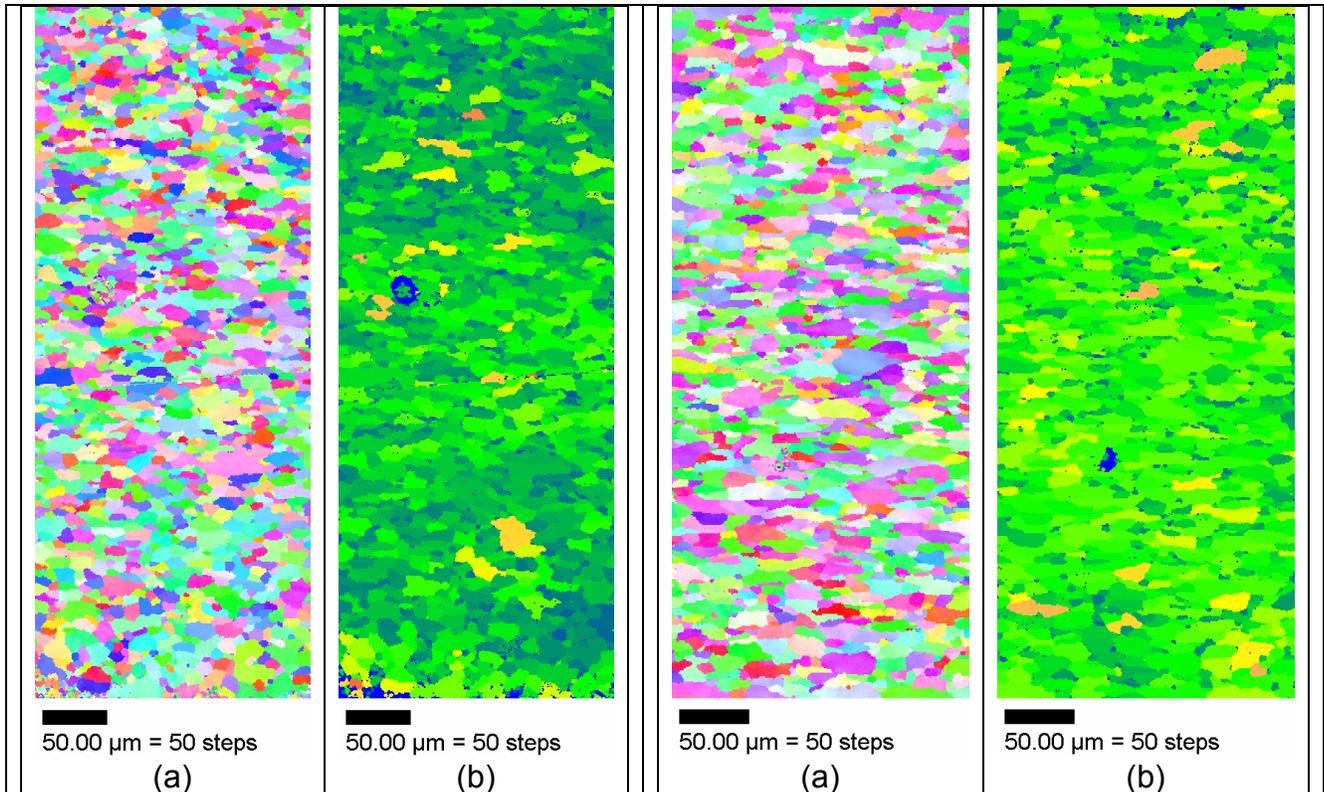
**Figura 5.** Escala de cores das intensidades relativas.

Os resultados encontrados mostram que existe gradiente de textura na chapa não deformada. Observou-se um fortalecimento da fibra gama ( $\{111\}\langle uvw \rangle$ ) no interior da chapa ( $300\ \mu\text{m}$ ) em comparação à superfície da amostra, como pode ser visto na Figura 1. Em relação à deformação, só é possível observar mudança significativa a partir de 0.06 de deformação real. Foi observado um fortalecimento da componente cubo na diagonal ( $\{100\}\langle 011 \rangle$ ) e um enfraquecimento da fibra gama na superfície da amostra (Figura 4a). Para as seções analisadas a 100, 200 e  $300\ \mu\text{m}$  da superfície não foi possível observar mudanças significativas.

#### 4.2 EBSD

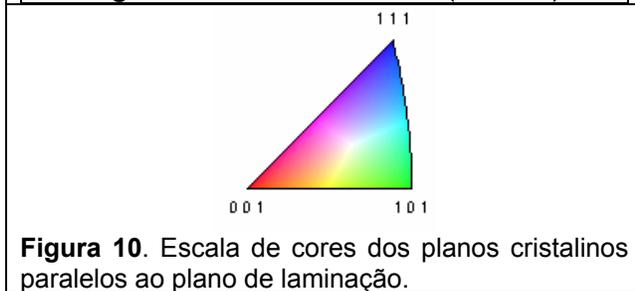
Seções longitudinais das amostras foram analisadas em EBSD. As Figuras 6 a 9 apresentam o mapa de orientações cristalinas (a) e “grain orientation spread” (b). As Figuras 10 e 11 apresentam respectivamente as escalas de cores dos planos cristalinos paralelos ao plano de laminação e do “grain orientation spread”. A Figura 12 apresenta o comportamento do “spread” médio, calculado para as áreas analisadas, em função do grau de deformação.



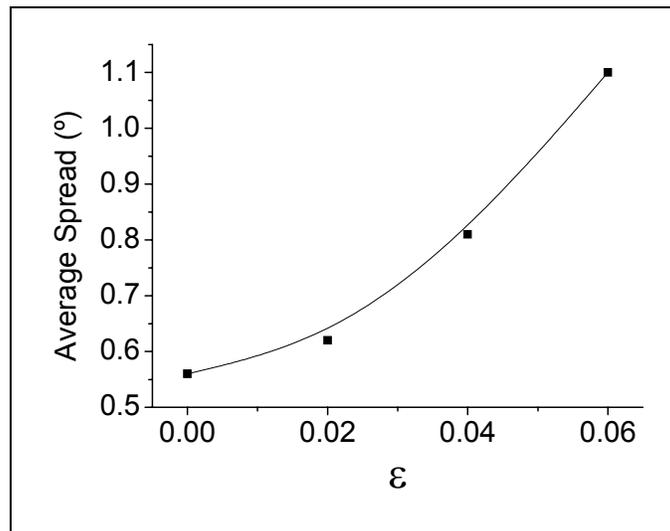
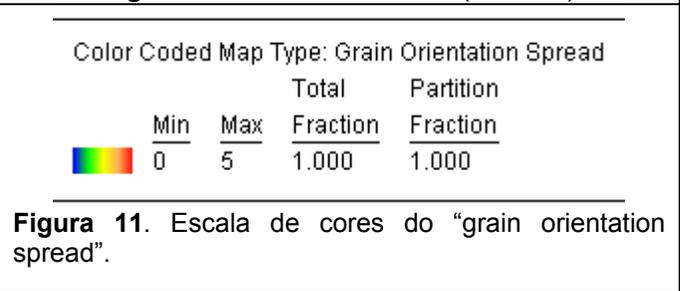


**Figura 8.** Amostra deformada ( $e = 0.04$ )

**Figura 9.** Amostra deformada ( $e = 0.06$ )



**Figura 10.** Escala de cores dos planos cristalinos paralelos ao plano de laminação.

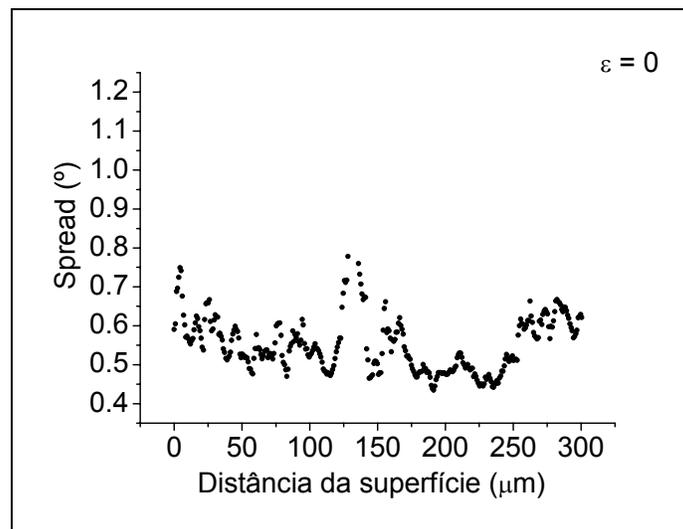


**Figura 12.** “spread” médio em função do grau de deformação

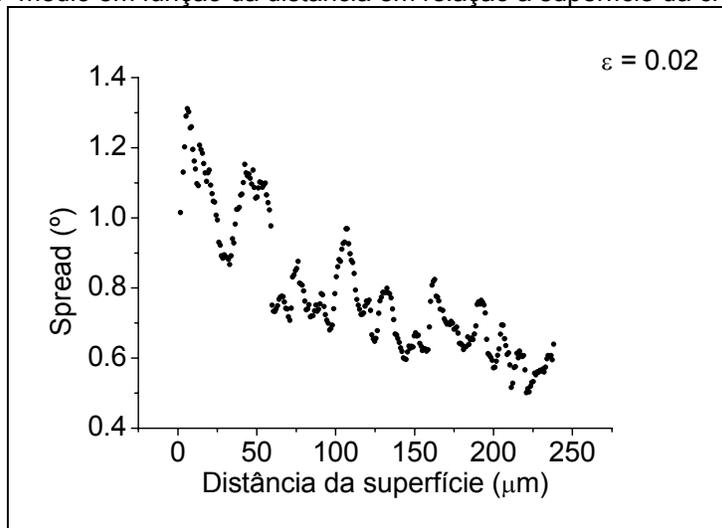
“Grain orientation spread” é a média da diferença de orientação entre todos os pontos de um grão,<sup>(14)</sup> dando uma idéia do espalhamento da orientação cristalina no interior de um grão. Os valores médios contidos na Figura 12 foram calculados para cada uma das áreas analisadas com deformações reais de 0 a 0.06.

As Figuras 6 a 9 mostram que o espalhamento aumenta em função da deformação plástica. O gráfico da Figura 12 mostra mais claramente esse comportamento, indicando que o “grain orientation spread” tem boa correlação com a deformação plástica do material.

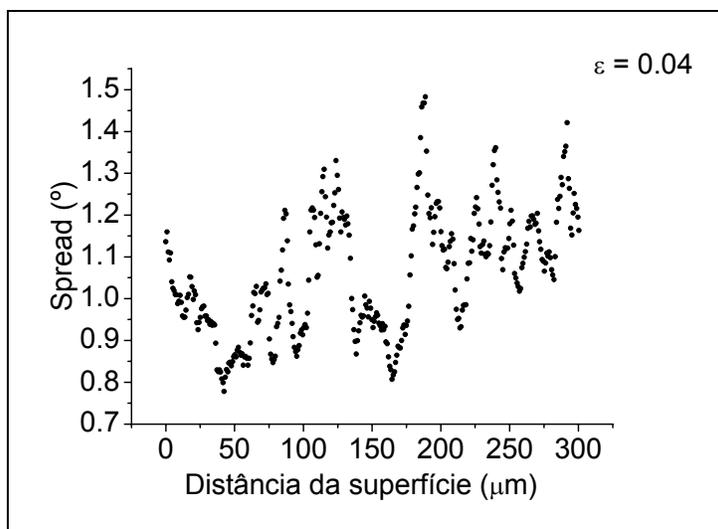
Com o objetivo de identificar diferenças de deformação plástica entre superfície e centro da chapa, foram calculados os valores médios de espalhamento em função da distância em relação à superfície da chapa. Os resultados estão apresentados nas Figuras 13 a 16.



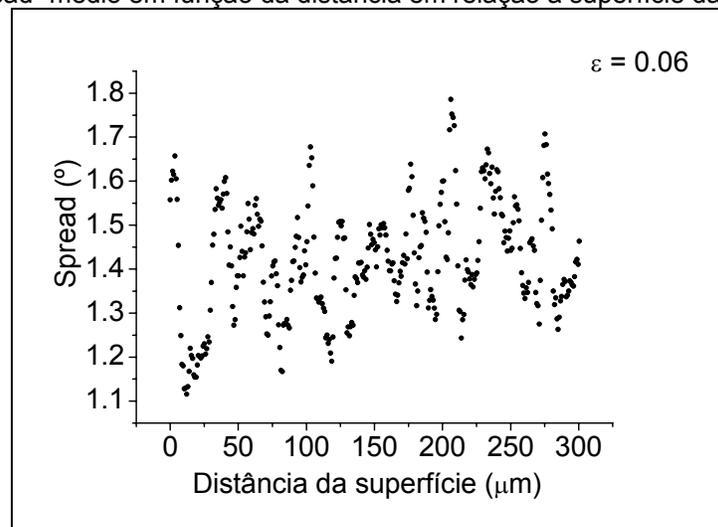
**Figura 13.** “spread” médio em função da distância em relação à superfície da chapa não deformada.



**Figura 14.** “spread” médio em função da distância em relação à superfície da chapa ( $\epsilon = 0.02$ ).



**Figura 15.** “spread” médio em função da distância em relação à superfície da chapa ( $\epsilon = 0.04$ ).

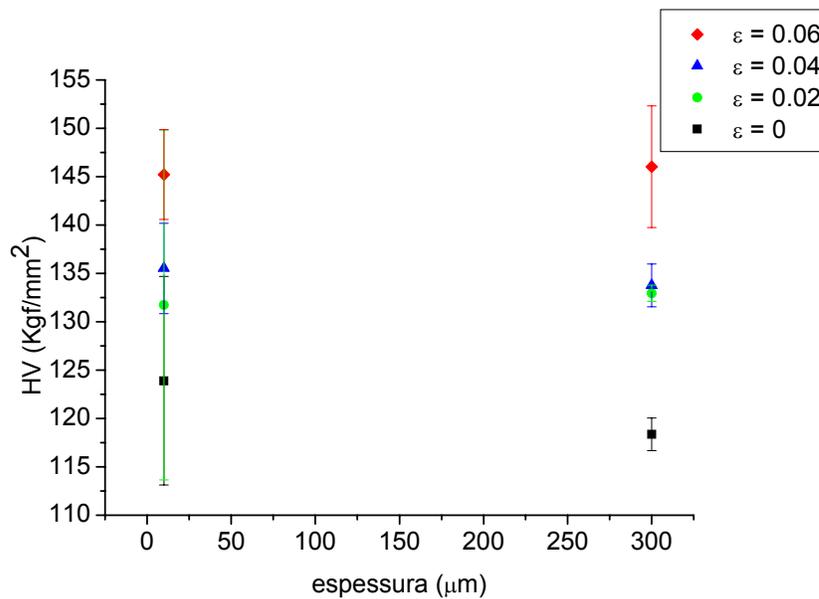


**Figura 16.** “spread” médio em função da distância em relação à superfície da chapa ( $\epsilon = 0.06$ ).

Os resultados mostram que para deformação real de 0.02 (Figura 14) o espalhamento médio é maior próximo à superfície da chapa. Para deformações mais elevadas essa diferença não foi observada (Figuras 15 e 16), indicando que a deformação distribui-se homogeneamente na espessura da chapa. Esse resultado indica que existe gradiente de deformação na espessura de chapas submetidas a pequenas deformações (até 0.02) e esse gradiente desaparece com o aumento da deformação.

### 4.3 Análise de Dureza

Foram analisadas seções longitudinais das amostras com deformações reais de 0 a 0.06. Utilizou-se carga de 100 mN, aplicando-se as endentações a 10  $\mu\text{m}$  da superfície e no centro da espessura (300  $\mu\text{m}$ ). Os resultados estão apresentados na Figura 17.



**Figura 17.** Durezas da superfície e meia espessura.

Os resultados mostram que ocorre endurecimento das amostras após laminação, indicando que a deformação plástica “atinge” o centro da espessura para deformação real de 0.02. Não foi possível observar diferenças de dureza entre superfície e centro. É provável que a análise de microdureza não apresente sensibilidade suficiente para identificar essas diferenças, já que os resultados obtidos na difração de raios-X e EBSD apresentam evidências favoráveis à existência de gradiente de textura e deformação na espessura da chapa.

## 5 CONCLUSÕES

Foram encontradas evidências favoráveis à existência de gradiente de deformação e textura em chapas de aço 1006 após “temper rolling”. Os resultados de EBSD mostraram que existe um acúmulo de deformação próximo à superfície de chapas submetidas a pequenas deformações (até 0.02), detectado pelo “grain orientation spread”. Além disso, foi encontrada correlação entre o “spread” e deformação plástica, podendo ser uma importante ferramenta no estudo da deformação plástica de materiais metálicos. A análise de textura obtida por difração de raios-X mostrou uma tendência ao fortalecimento da componente cubo na diagonal ( $\{100\}\langle 011\rangle$ ) na superfície da chapa com deformação real de 0.06. Não foi encontrado gradiente de dureza entre superfície e centro, indicando que a diferença de encruamento é pequena e a medida de dureza não é sensível o suficiente para identificá-la.

## Agradecimentos

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas pela infra-estrutura e condições de trabalho oferecidas. FJGL agradece ao CNPq pelo apoio a projetos CTENERG que bancaram parte desses trabalhos.

## REFERÊNCIAS

- 1 RANDLE, V. Strain-induced Secondary recrystallization. *Materials Science Forum*, v. 113-115, p. 189-194 1993
- 2 LANDGRAF, F. J. G.; FERREIRA, E. D. Mais Resultados acerca do Crescimento de Grão Induzido por Deformação em Aço Baixo Carbono. 51º Congresso Anual da ABM 1996.
- 3 LANDGRAF, Fernando Jose Gomes; EMURA, Marilia. Losses and permability improvement by stress relieving of fully processed electrical steels with small deformations. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, Holanda, v. 242, p. 152-156, 2002.
- 4 KEH, A.S. E WEISSMANN, S. Deformation substructure in body-centered cubic metals p. 231 a 300 in *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, Interscience Pub, Ed. G.Thomas e J. Washburn, 1963.
- 5 Castro, S.F., Landgraf, F.J.G., Kestenbach, H.J. Crescimento de grão e formação de textura em aços elétricos semi-processados. 61º Congresso Anual da ABM 2006.
- 6 DIETER, G. *Mechanical metallurgy*. 1988, p.558
- 7 MATHUR, P.S. , BACKOFEN, W.A. Mechanical contribution to the plane-strain deformation and recrystallization textures of aluminum-killed steel. *Met Trans 4* (1973) 643-651
- 8 ENGLER, O.; HUH, M.-Y.; TOMÉ, C.N. A study of the through thickness texture gradients in rolled sheet. *Met and Mat Trans A*, 31A (2000) 2299-2315.
- 9 S.T. WARDLE, L. S. LIN, A. CETEL AND B.L. ADAMS, "Orientation Imaging Microscopy: Monitoring Residual Stress Profiles in Single Crystals using an Image-Quality Parameter, IQ". *Proc. 52<sup>nd</sup> Annual Meeting of the Microscopy Society of America*, eds. G. W. Bailey and A.J. Garratt-Reed, San Francisco Press: San Francisco (1994) pp. 680-1.)
- 10 CASTRO, N.A., LANDGRAF, F.G., TSCHIPTSCHIN, A.P, HENRIQUE, M.L, O Gradiente de Dureza nos aços elétricos semiprocessados, XVI CBECIMAT (2004)
- 11 GINZBURG. V. *Steel Rolling Technology*, Marcel Dekker INC, New York, 1989.
- 12 SHIMAZU, T.; SHIOZAKI, M.; KAWASAKI, K. Effect Of Temper Rolling On Texture Formation Of Semi-Processed Non-Oriented Steel. *Journal Of Magnetism And Magnetic Materials*, V. 133, P. 147-149 1994
- 13 Cheong, S.W. Hilinski E.J. and Rollett, A.D. Effect of Temper rolling on texture formation in a Low Loss CRML Steel . *Met. E Mat. Trans.* (2003).
- 14 EDAX Inc., OIM Analysis – User Manual, January, 3 2001 Edition.