

EFEITO DO MODO DE DEFORMAÇÃO NA EVOLUÇÃO DA TEXTURA DE AÇO SUBMETIDO A PEQUENAS DEFORMAÇÕES E RECOZIMENTO¹

Nicolau Apoena Castro²
Fernando Jose Gomes Landgraf³
Gustavo Jusé Suto de Souza⁴
Edgar Gomes de Araújo⁵

Resumo

Foi estudado o efeito do modo de deformação na evolução da textura de chapas submetidas a pequenas deformações e recozimentos. Análises de textura por difração de raios-X e EBSD identificaram diferenças significativas para as texturas de recristalização de amostras deformadas por laminação e por tração, indicando que o modo de deformação é determinante para a textura de recristalização. Os resultados indicam que orientações com alto fator de Taylor são favorecidas durante a recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações, fortalecendo a hipótese de ocorrência de formação de contornos de alto ângulo em regiões com elevada densidade de discordâncias, seguido de recristalização primária.

Palavras-chave: Aço elétrico semiprocessado; Laminação de encruamento; Gradiente de deformação; Migração de contornos de grão induzida por deformação; Textura cristalográfica; Fator de Taylor.

DEFORMATION MODE EFFECT ON TEXTURE EVOLUTION OF STEEL SHEETS SUBMITTED TO LOW DEFORMATION AND ANNEALING

Abstract

The deformation mode effect on the recrystallization texture of steel sheets submitted to low deformation and annealing was studied. X-Ray diffraction and EBSD texture analysis show significant changes between samples strained by rolling and by traction. This result indicates that the deformation mode is determinant to the recrystallization texture. The predominance of high Taylor factor orientation on the recrystallization texture corroborate to the hypothesis of grain boundary nucleation in high dislocation density regions, followed by primary recrystallization.

Key words: Electric steel sheets; Temper rolling; Skin pass; Strain gradient; strain induced boundary migration; Texture; Taylor factor.

¹ Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

² Dr., IPT - Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Cerâmicos.

³ Dr., EPUSP - Departamento de Metalurgia e Materiais

⁴ Estudante, EPUSP - Departamento de Metalurgia e Materiais

⁵ Eng., EPUSP - Departamento de Metalurgia e Materiais

1 INTRODUÇÃO

A produção de aços elétricos de grão não orientado objetiva a obtenção de materiais com boas propriedades magnéticas para aplicação em núcleos de motores elétricos. Além da composição química, duas variáveis importantes para a otimização das propriedades magnéticas são o tamanho de grão e a textura cristalográfica do material. Para minimizar perdas magnéticas, o tamanho de grão ideal é de aproximadamente $150\ \mu\text{m}$ e a textura cristalográfica ideal é $\{100\}\langle 0vw \rangle$ (plano $\{100\}$ paralelo ao plano da chapa, sem uma direção preferencial em relação à direção de laminação). A otimização do tamanho de grão em processos industriais é conseguido de duas maneiras distintas, dependendo-se do tipo de aço elétrico produzido. Nos aços elétricos totalmente processados, o tamanho de grão é controlado por crescimento normal de grão, que ocorre durante recozimento contínuo de chapas laminadas a frio. Este recozimento se dá a temperaturas em torno de 1.000°C . Nos aços elétricos semiprocessados, o controle do tamanho de grão é feito durante o recozimento de chapas submetidas a pequenas deformações (entre 5% e 10% de redução). Além de causar aumento pronunciado do tamanho de grão, o recozimento de chapas submetidas a pequenas deformações causa modificação considerável da textura, merecendo um estudo mais aprofundado em relação aos mecanismos atuantes neste recozimento.

O processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados consiste em lingotamento contínuo, laminação a quente, laminação a frio, recozimento contínuo intermediário, em temperaturas de aproximadamente 700°C , e laminação de encruamento (de 5% a 10% de redução). Após esta etapa, o material é bobinado e está pronto para ser vendido aos fabricantes de motores elétricos, que realizarão a estampagem dos núcleos e o recozimento final, que proporcionará a otimização do tamanho de grão e considerável modificação da textura. Após o recozimento intermediário, o tamanho de grão recristalizado é de aproximadamente $20\ \mu\text{m}$. A laminação de encruamento seguida de recozimento final proporciona aumento acentuado do tamanho de grão, chegando a aproximadamente $150\ \mu\text{m}$, dependendo do grau de deformação aplicado durante a laminação de encruamento. Menores deformações levam a maiores tamanhos de grão após recozimento, conforme apresentado na Figura 1.^[1]

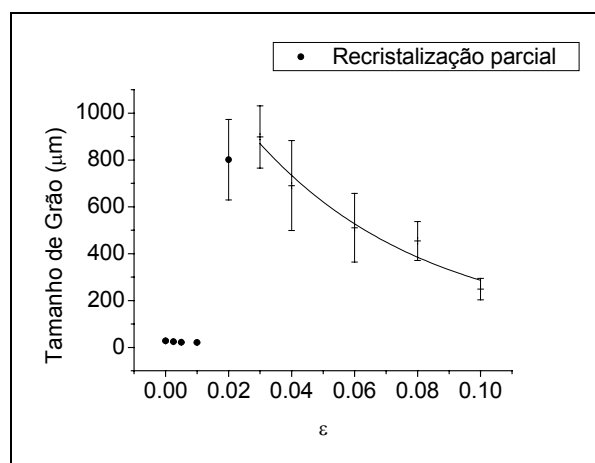


Figura 1: Efeito do grau de deformação no tamanho de grão após laminação de encruamento e recozimento final de aço elétrico semiprocessado. Quanto menor o grau de deformação, maior o tamanho de grão obtido.^[1]

Ainda não existe consenso em relação aos mecanismos atuantes na recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações. Alguns modelos atualmente aceitos são a recristalização primária por MCID (Migração de Contornos de Grão Induzida por Deformação)^[2,3] e a recristalização secundária induzida por deformação.^[4,5] Outros defendem que ocorre recristalização primária por formação de contornos de alto ângulo.^[6]

Segundo Humphreys e Hatherly,^[3] MCID ou SIBM (strain induced boundary migration) é o mecanismo de início de recristalização predominante em materiais submetidos a pequenas deformações (até 40% de redução). Neste modelo, proposto por Beck e Sperry,^[2] um contorno de grão entre grãos de diferentes densidades de discordância migra na direção do grão com maior densidade. Não é necessário, portanto, a formação de novos contornos de grão, já que grãos com baixa densidade de discordância são potenciais núcleos.

Existe forte relação entre energia acumulada durante a deformação plástica e a orientação dos grãos. A partir da teoria de Taylor,^[7] foi construído um modelo que relaciona orientação cristalográfica e cisalhamento nos sistemas de escorregamento ativados. Foi criado um parâmetro chamado fator de Taylor, proporcional a energia acumulada pelo grão durante a deformação plástica. O fator de Taylor (M) é definido por:

$$M = \frac{\sum \partial\gamma}{\partial\varepsilon} \quad \text{equação 1}^{[8]}$$

onde $\sum \partial\gamma$ é o cisalhamento total nos sistemas de escorregamento ativados e $\partial\varepsilon$ é a deformação real da amostra.

Baixos fatores de Taylor estão relacionados a baixas densidades de discordância acumuladas durante a deformação plástica. Portanto o MCID deverá favorecer orientações com baixos "M".

O cálculo do fator de Taylor depende dos sistemas de escorregamento ativados. O critério de seleção é dado pelo menor trabalho virtual realizado durante a deformação plástica. Os 5 sistemas com menores trabalhos serão ativados [9]. O trabalho virtual (dW_v) é dado por:

$$dW_v = \sum_{s=1}^n \tau_c^s |d\gamma^s| \quad \text{equação 2}$$

onde $d\gamma$ é o incremento de deformação em um dado sistema de escorregamento,

τ_c é a tensão crítica para ativação do sistema,
 n é o número de sistemas de escorregamento,
 s é um dado sistema de escorregamento.

Os sistemas de escorregamento selecionados dependem também do campo de deformação no qual o material é submetido, portanto o cálculo do fator de Taylor dependerá do modo de deformação. A Figura 2 apresenta mapas de fator de Taylor para três diferentes modos de deformação, compressão plana, cisalhamento paralelo à superfície e tração na direção de laminação, sendo que as duas primeiras estão relacionadas com a deformação na meia espessura e na superfície de chapas laminadas. Observam-se modificações consideráveis em função do modo de deformação.

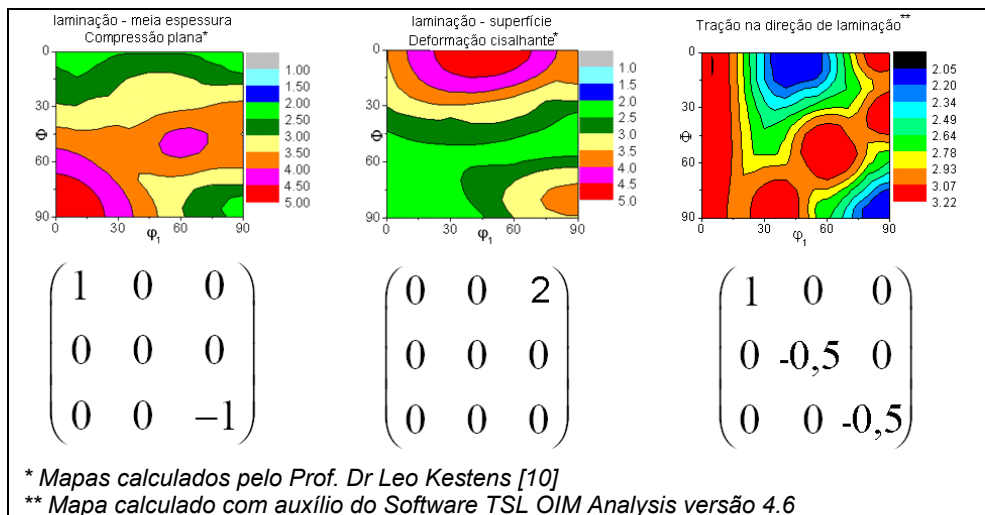


Figura 2: Mapas de fatores de Taylor no espaço de Euler ($\varphi_2 = 45^\circ$) para três modos de deformação: compressão plana, cisalhamento paralelo à superfície e tração na direção de laminação. As duas primeiras estão relacionadas à deformação durante a laminação na meia espessura e na superfície da chapa, respectivamente. Na parte inferior estão apresentadas as matrizes de deformação para cada modo de deformação.

No caso da compressão plana (centro das chapas laminadas a frio), as componentes $\{110\}\langle 110\rangle$ e a fibra gama apresentam alto fator de Taylor, enquanto que os mínimos encontram-se em Goss e cubo rodado. Já para cisalhamento paralelo à superfície (superfície de chapas laminadas) encontraram-se fatores de Taylor mais elevados para $\{100\}\langle 001\rangle$ e mínimos para orientações entre fibra gama e $\{110\}\langle 110\rangle$, praticamente o inverso do que ocorre para deformação plana. Para tração em DL, os máximos estão na fibra alfa ($\langle 110\rangle//DN$), $\{110\}\langle 111\rangle$ e $\{113\}\langle 332\rangle$, enquanto que os mínimos estão em cubo na face ($\{100\}\langle 001\rangle$) e Goss ($\{110\}\langle 001\rangle$). Portanto, para o estudo do MCID é importante utilizar o campo de deformações adequado para o cálculo do fator de Taylor.

Antonione^[4] propôs a existência de recristalização secundária induzida por deformação. O potencial termodinâmico seria, portanto, redução de energia de contornos de grão. Neste modelo, as discordâncias inibem o crescimento normal de grão. Apenas contornos com alta mobilidade são capazes de migrar. Randle [5] adota raciocínio semelhante, supondo que a interação dos contornos de grão e discordâncias provoca travamento dos contornos. No entanto, Randle sugere que existe um período de incubação em que ocorre um pequeno aumento de tamanho de grão. Nesta etapa haveria a formação de contornos especiais (CSL) de alta mobilidade, que seriam responsáveis pela recristalização secundária. Entretanto, nenhuma evidência experimental de formação de contornos CSL durante o período de incubação foi encontrada em estudo realizado por EBSD (difração de elétrons retroespalhados).^[11]

Lima^[12] encontrou evidências de formação de contornos de subgrãos no interior de alguns grãos, relacionando-o a mecanismos de recuperação. Além disso, é sugerido que esse mecanismo antecede o início da recristalização de chapas submetidas a laminação de encruamento e recozimento. Lima também verificou que grãos próximos à superfície da chapa estão mais sujeitos ao surgimento de contornos de subgrão, o que pode estar relacionado à maior encruamento nessas regiões. Em trabalho posterior, Löw^[6] encontrou evidência de nucleação de recristalização primária (formação de contornos de alto ângulo) em regiões de grãos com altas densidades de discordâncias decorrentes da laminação de encruamento.

Uma evidência experimental importante é a existência de um período de incubação para o início da recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações. Este tempo de incubação diminui com o aumento do grau de deformação plástica e o tamanho de grão recristalizado aumenta com a redução do grau de deformação. A Figura 3 mostra o efeito da deformação no período de incubação e no tamanho de grão recristalizado. Este período pode estar relacionado ao tempo necessário para formação de núcleos de recristalização (contornos de alto ângulo) ou, de acordo com Randle, é o tempo para formação de contornos de alta mobilidade a partir de contornos de grãos pré-existentes.

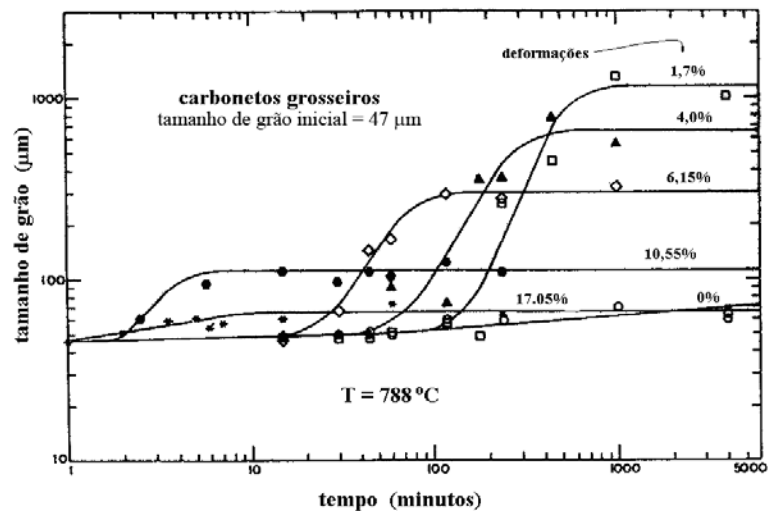


Figura 3: Efeito do grau de redução e do tempo de recozimento a 788°C no tamanho de grão médio. ^[13]

Portanto, existem algumas dúvidas em relação aos mecanismos atuantes na recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações, principalmente em relação aos mecanismos que controlam a evolução da textura do material.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Utilizou-se como matéria prima chapa de aço SAE 1006 com 0,6 mm de espessura, submetida ao recozimento contínuo industrial (recozimento intermediário), sem laminação de encruamento. Metade das amostras foram produzidas a partir de chapa como recebida (teor de carbono de 600 ppm) e metade a partir da mesma liga após recozimento descarbonetante em atmosfera de 90% N₂, 10% H₂ e vapor de água (ponto de orvalho de 20°C) a 760°C por 2 horas, reduzindo o teor de carbono para 20 ppm.

As amostras foram deformadas por laminação (de encruamento) e por tração, aplicando-se deformações reais entre 0,04 e 0,10. As amostras laminadas foram produzidas utilizando-se um laminador Stanat Duo, com cilindros de 125 mm de diâmetro. As laminações de encruamento seguiram a mesma direção de laminação industrial. As deformações por tração foram realizadas em máquina de ensaio universal EMIC-DH, com auxílio de extensômetro. Foram aplicadas trações nas direções de laminação e transversal, em relação à laminação industrial. Os corpos de prova foram produzidos com dimensões de 30 mm x 150 mm x 0,6 mm (comprimento x largura x espessura).

Após deformações, todas as amostras foram tratadas a 760°C por 2 horas. Para as amostras produzidas a partir da chapa de aço 1006 como recebida (600 ppm de carbono), utilizou-se recozimento em atmosfera descarbonetante (90% N₂, 10% H₂, ponto de orvalho de 20°C). As amostras originárias da chapa previamente descarbonetada (20 ppm de carbono) foram recozidas sob vácuo. A Tabela 1 apresenta a descrição e a nomenclatura utilizada para as amostras produzidas.

Tabela 1: Identificação e descrição das amostras produzidas

Identificação	Descrição
AC	Chapa de aço SAE 1006 (600 ppm de C)
BC	AC descarbonetada a 760°C / 2h (90%N ₂ , 10%H ₂ , ponto de orvalho de 20°C)
AC-L4-DL	AC laminada na DL ($\epsilon = 0,04$) e recozida a 760°C/2h descarbonetante
AC-L6-DL	AC laminada na DL ($\epsilon = 0,06$) e recozida a 760°C/2h descarbonetante
BC-L6-DL	BC laminada na DL ($\epsilon = 0,06$) e recozida a 760°C/2h vácuo
BC-L10-DL	BC laminada na DL ($\epsilon = 0,10$) e recozida a 760°C/2h vácuo
AC-T8-DL	AC tracionada na DL ($\epsilon = 0,08$) e recozida a 760°C/2h descarbonetante
AC-T10-DL	AC tracionada na DL ($\epsilon = 0,10$) e recozida a 760°C/2h descarbonetante
AC-T8-DT	AC tracionada na DT ($\epsilon = 0,08$) e recozida a 760°C/2h descarbonetante
AC-T10-DT	AC tracionada na DT ($\epsilon = 0,10$) e recozida a 760°C/2h descarbonetante
BC-T8-DL	BC tracionada na DL ($\epsilon = 0,08$) e recozida a 760°C/2h vácuo
BC-T10-DL	BC tracionada na DL ($\epsilon = 0,10$) e recozida a 760°C/2h vácuo
BC-T8-DT	BC tracionada na DT ($\epsilon = 0,08$) e recozida a 760°C/2h vácuo
BC-T10-DT	BC tracionada na DT ($\epsilon = 0,10$) e recozida a 760°C/2h vácuo

As amostras foram analisadas em microscópio óptico e em difratômetro de raios-X Shimadzu DRX-6000, equipado com goniômetro de textura, para estudo da textura cristalográfica. Foram realizadas análises por EBSD (difração de elétrons retroespalhados) de amostras após recozimentos interrompidos (760°C por 120 segundos), para complementar a análise de textura e obter informações sobre o início da recristalização. As análises foram feitas em microscópio eletrônico Jeol 6300 equipado com sistema de EBSD da Oxford. Utilizou-se software Channel 5 versão 5.0 para análise dos resultados obtidos. Para análises de textura por difratometria de raios-X, as amostras foram preparadas por lixamento e polimento até meia espessura da seção DL-DT (paralela ao plano da chapa), enquanto que as amostras para EBSD foram preparadas na seção longitudinal (DL-DN), analisando-se toda a espessura da chapa.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Imagens de microscopia óptica das amostras obtidas estão apresentadas na Figura 4.


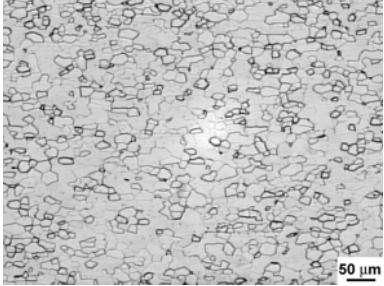
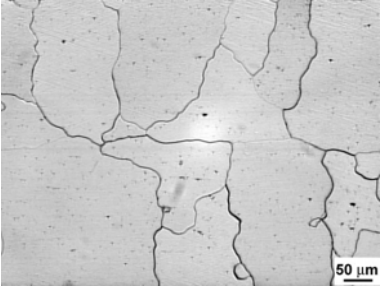
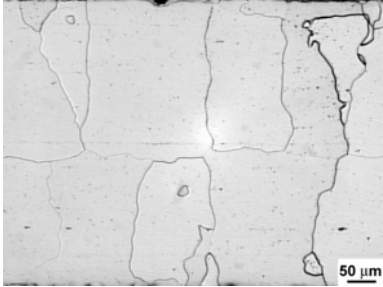

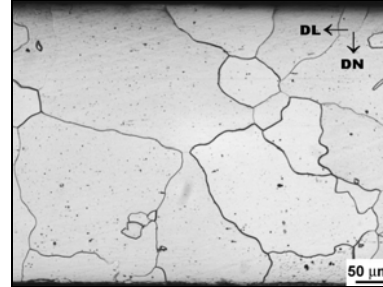

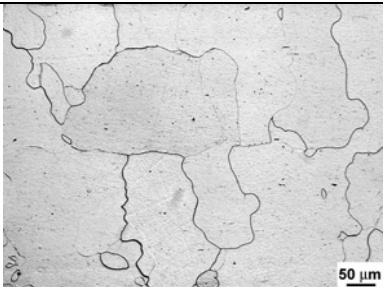

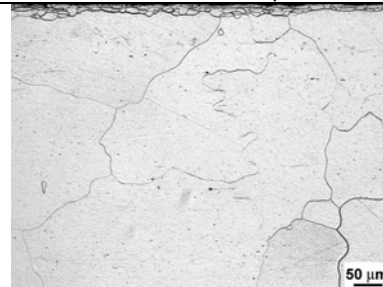
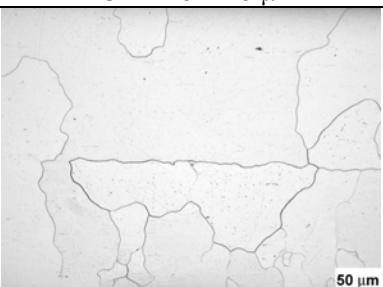

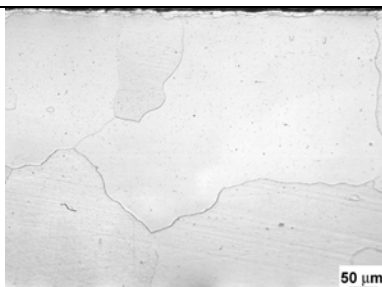
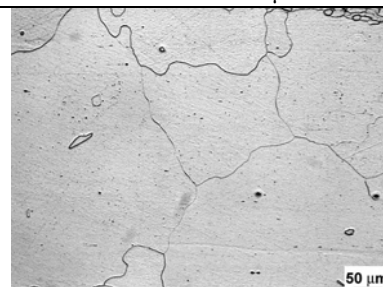
	 <p>(a) amostra AC – TG = $12 \pm 3 \mu\text{m}$</p>		 <p>(b) amostra BC – TG = $22 \pm 3 \mu\text{m}$</p>	
LAMINAÇÃO + RECOZIMENTO	 <p>(c) amostra AC-L4-DL TG = $160 \pm 15 \mu\text{m}$</p>	 <p>(d) amostra AC-L6-DL TG = $180 \pm 30 \mu\text{m}$</p>	 <p>(e) amostra BC-L6-DL TG = $230 \pm 40 \mu\text{m}$</p>	 <p>(f) amostra BC-L10-DL TG = $200 \pm 30 \mu\text{m}$</p>
TRAÇÃO (DL) + RECOZIMENTO	 <p>(g) amostra AC-T8-DL TG = $170 \pm 20 \mu\text{m}$</p>	 <p>(h) amostra AC-T10-DL TG = $160 \pm 30 \mu\text{m}$</p>	 <p>(i) amostra BC-T8-DL TG = $230 \pm 30 \mu\text{m}$</p>	 <p>(j) amostra BC-T10-DL TG = $210 \pm 40 \mu\text{m}$</p>
TRAÇÃO (DT) + RECOZIMENTO	 <p>(k) amostra AC-T8-DT TG = $150 \pm 30 \mu\text{m}$</p>	 <p>(l) amostra AC-T10-DT TG = $140 \pm 20 \mu\text{m}$</p>	 <p>(m) amostra BC-T8-DT TG = $210 \pm 30 \mu\text{m}$</p>	 <p>(n) amostra BC-T10-DT TG = $200 \pm 20 \mu\text{m}$</p>

Figura 4: Imagens de microscopia óptica das amostras recozidas

Observa-se que a descarbonetação da amostra AC causa um pequeno crescimento normal de grão, aumentando o tamanho de grão de 12 μm para 22 μm . Pequenas deformações seguidas de recozimentos causaram aumento pronunciado de tamanho de grão, que chegou a 180 μm para amostras oriundas da chapa AC (sem descarbonetação) e 230 μm para as provenientes da chapa BC (descarbonetada). Nota-se que o tamanho de grão após recozimentos é dependente do tamanho de grão inicial (antes da deformação). Maiores tamanhos de grão iniciais levam a maiores tamanhos de grão recristalizados. Tal fato pode ser explicado pela dependência entre a densidade de discordâncias de um material encruado e o seu tamanho de grão inicial, que é relacionado pela equação de Conrad e Christ,^[14] apresentada na equação 3. Para uma mesma deformação, quanto maior o tamanho de grão, menor é a densidade de discordâncias, justificando maiores tamanhos de grão recristalizados para as amostras obtidas a partir da chapa BC.

$$\rho = \frac{\varepsilon}{k_1 b} \cdot \frac{1}{d^n} \quad \text{equação 3}$$

onde ρ é a densidade de discordâncias, ε é a deformação real, b é o módulo do vetor de Burgers, d é o tamanho médio de grão e k_1 e n são constantes dependentes do modo de deformação.

Outro comportamento microestrutural que merece ser mencionado é a ocorrência de grãos colunares, da superfície até meia espessura da chapa, para as amostras obtidas a partir da chapa AC, deformadas e recozidas em atmosfera descarbonetante. Tal comportamento deve-se ao avanço da frente de recristalização, que provavelmente acompanha a frente de descarbonetação. Este resultado foi observado por Sidor,^[15] que estudou a descarbonetação de amostras submetidas a laminação de encruamento. As amostras obtidas a partir da chapa BC apresentaram grãos equiaxiais.

Análises de textura foram feitas em difratômetro de raios-X equipado com goniômetro de textura. Foi utilizada fonte de Co para produção das figuras de pólo. As funções distribuição de orientação (ODF) foram calculadas a partir de três figuras de pólo incompletas ((110), (200) e (211)), através de método por expansão em série harmônica. Para as amostras submetidas à tração, utilizou-se o plano da chapa e a direção de tração como referência das ODF. Portanto a denominação $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ indica o plano paralelo ao plano da chapa e a direção paralela à direção de tração. Para as amostras laminadas, utilizou-se o sistema de referência convencional: plano da chapa e direção de laminação. Os resultados estão apresentados na Figura 5.

As análises de textura indicam que a chapa AC (chapa de aço 1006 como recebida) apresenta forte fibra gama ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$), com máxima intensidade em $\{111\}\langle 112 \rangle$, conforme apresentado na Figura 5a. A amostra BC (Figura 5b: AC após recozimento descarbonetante) apresentou pequena redução da fibra gama e considerável redução da componente cubo rodado ($\{100\}\langle 011 \rangle$), provavelmente relacionado ao crescimento normal de grão provocado pelo recozimento.

As amostras submetidas à laminação de encruamento e recozimento apresentaram considerável intensificação de componente Goss ($\{110\}\langle 001 \rangle$) e $\{211\}\langle 110 \rangle$. Os recozimentos sob vácuo e descarbonetante não apresentaram diferenças significativas em relação à textura de recristalização das amostras após laminação e recozimento (Figuras 5c a 5f). Observando-se o mapa de fatores de Taylor M (Figura 2), nota-se que a componente Goss apresenta baixo fator de Taylor (2,5), enquanto que $\{211\}\langle 110 \rangle$ apresenta alto M (4,0), considerando-se

compressão plana. Comportamento inverso é observado ao considerar cisalhamento paralelo à superfície, apresentando menores M para $\{211\}\langle 110\rangle$ (2,5) e maiores para Goss (4,0). Como o campo de deformações durante a laminação de chapas é complexo e depende da posição em relação à espessura da chapa, é possível que para calcular corretamente o fator de Taylor durante a laminação, seja necessário descrever melhor o modo de deformação, utilizando matrizes de deformação que considerem tanto o cisalhamento, quanto a compressão.

As amostras submetidas à tração e recozimento apresentaram forte componente $\{111\}\langle 110\rangle$ (plano $\{111\}$ paralelo ao plano da chapa e direção $\langle 110\rangle$ paralela à direção de tração), tanto para as amostras tracionadas em DL, quanto para as tracionadas em DT, conforme apresentado nas Figuras 5g a 5n. Tal comportamento indica que a evolução da textura é fortemente dependente do modo de deformação aplicado, pois a textura está relacionada à direção de tração aplicada, não à textura inicial da chapa. Novamente os recozimentos descarbonetantes e sob vácuo não apresentaram diferenças significativas em relação à textura de recristalização. De acordo com o mapa de fatores de Taylor para tração, a orientação $\{111\}\langle 110\rangle$ apresenta alto M (3,2).

Os resultados encontrados indicam que o modelo de controle de textura por migração de contornos induzida por deformação a partir de grãos de baixo fator de Taylor não explica a evolução da textura dos materiais tracionados e recozidos. O aumento de intensidade de orientação com alto fator de Taylor sugere que a recristalização está ocorrendo preferencialmente em grãos com maior encruamento, o que é compatível com a hipótese de nucleação (formação de contornos de grão) em regiões com elevada densidade de discordâncias, seguido de recristalização primária, conforme sugerido por Löw.^[6]

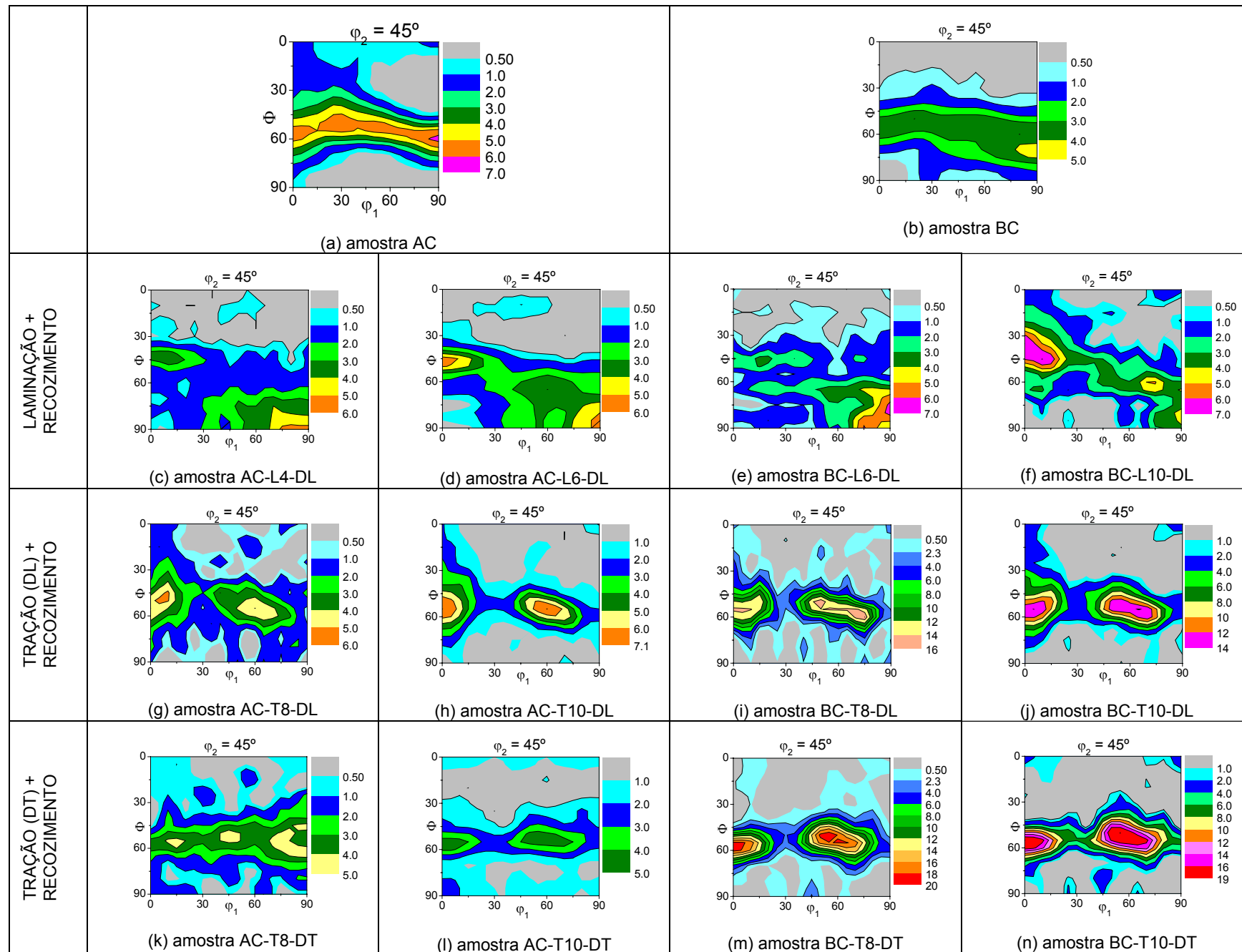


Figura 5: ODF das amostras produzidas, após deformação e recozimento. Análise de seções DL-DT (paralelas à superfície) das amostras, lixadas e polidas até meia espessura. Direção de referência: direção de laminação para as amostras submetidas à laminação de encruamento e direção de tração para as amostras tracionadas.

A seguir serão apresentadas imagens obtidas por EBSD das amostras AC-T10-DT e BC-T10-DT após recozimentos interrompidos (760°C por 12 minutos). A primeira foi recozida em atmosfera descarbonetante e a segunda, sob vácuo. A partir das análises, foram calculadas ODF das regiões recristalizadas (regiões em que houve grande aumento do tamanho de grão) e das regiões não recristalizadas. Os resultados estão apresentados na Figura 6.

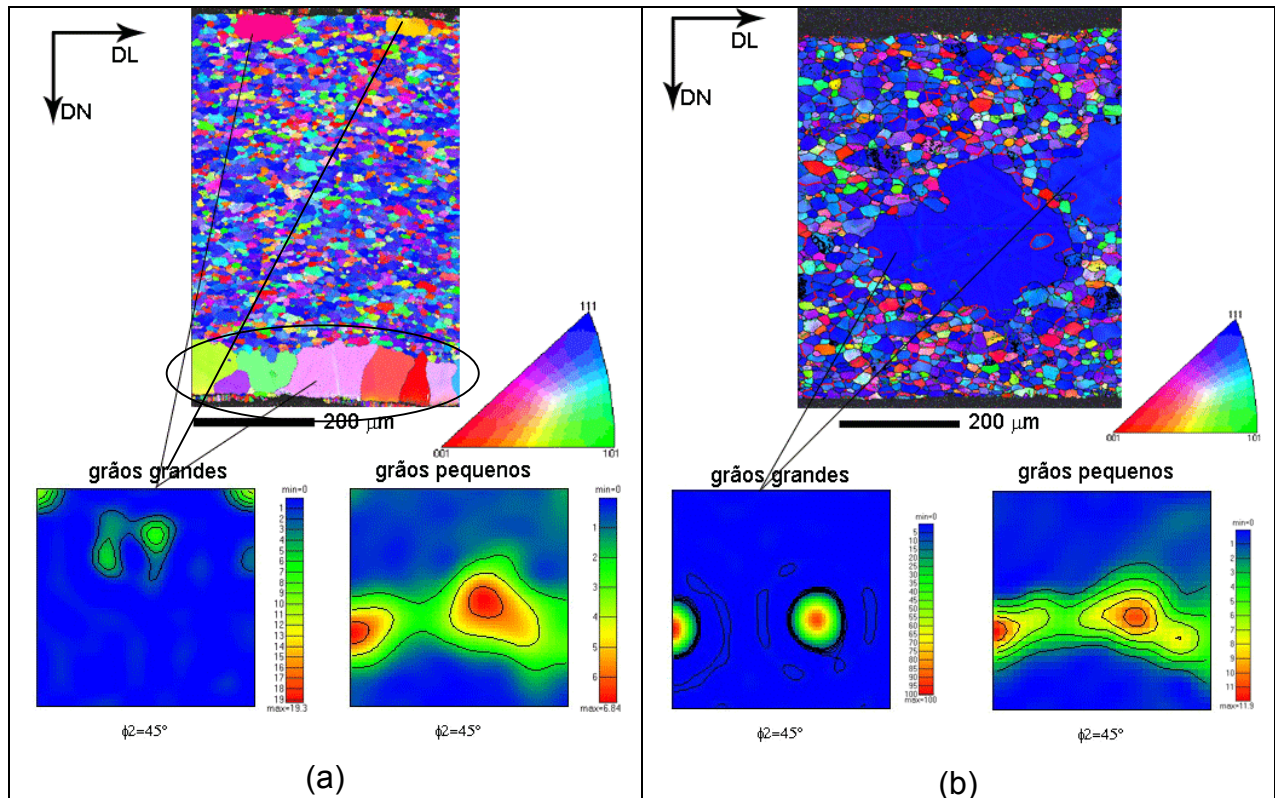


Figura 6: Análises por EBSD e ODF calculadas para os grãos recristalizados (grãos grandes) e não recristalizados. (a): Recozimento interrompido (760°C por 120 segundos, descarbonetante) da seção DL-DN da amostra AC-T10-DT. (b): Recozimento interrompido (760°C por 12 minutos, sob vácuo) da seção DL-DN da amostra BC-T10-DT. Adotou-se a direção de tração como referência para a representação das ODF.

Observa-se que a amostra AC-T10-DT, submetida ao recozimento descarbonetante, apresenta início de recristalização na superfície da chapa, enquanto que a amostra BC-T10-DT, recozida sob vácuo, apresenta núcleos próximos à meia espessura. É importante notar que o primeiro caso ocorreu numa amostra em que não se pode atribuir maior deformação na superfície. A diferença entre as duas amostras pode ser explicada pelo maior teor de carbono (600 ppm) e recozimento descarbonetante da amostra AC-T10-DT. Outros trabalhos^[16] já apresentaram o efeito do carbono na ocorrência de aumento acentuado de tamanho de grão de amostras submetidas a pequenas deformações. Observou-se que teores em torno de 600 ppm de carbono atrasam ou até inibem a recristalização nestas condições. À medida que ocorre a descarbonetação, esta restrição é eliminada, permitindo a ocorrência da recristalização, que deverá iniciar na superfície, acompanhando a frente de descarbonetação. O início de recristalização próximo à meia espessura da chapa BC-T10-DT, previamente descarbonetada, indica que essas regiões apresentam maiores densidades de discordâncias ou a recristalização

é menos favorável na superfície da chapa, devido a fenômenos de superfície ou à presença de óxidos sub-superficiais, que podem atrasar a recristalização.

A ODF calculada a partir dos grãos recristalizados da amostra AC-T10-DT mostrou maior intensidade de componente cubo rodado ($\{100\}\langle 011\rangle$), que também apresenta alto fator de Taylor para tração. A textura obtida por EBSD desta amostra apresentou diferença em relação à análise por DRX (Figura 5l), que mostrou máxima intensidade em $\{111\}\langle 110\rangle$, na meia espessura da chapa. Esta diferença pode ser explicada pelo pequeno número de grãos analisados por EBSD, que não permite uma análise da textura média do material, mas somente de uma região pouco representativa da amostra. Os grãos recristalizados da amostra BC-T10-DT apresentaram orientação $\{111\}\langle 110\rangle$, conforme já observado nas análises de textura por difração de raios-X (Figura 5n). As regiões não recristalizadas apresentaram pronunciada fibra gama, com máximo em $\{111\}\langle 110\rangle$, resultado compatível com a análise por DRX das amostras não recristalizadas (AC e BC), apresentadas nas Figuras 5a e 5b. A diferença entre os máximos das ODF ($\{111\}\langle 112\rangle$ para a análise por DRX e $\{111\}\langle 110\rangle$ para EBSD) é explicada pela direção de referência adotada: direção de laminação para análise das amostras AC e BC, por DRX e direção de tração para análise por EBSD. Rotacionando-se as ODF para o mesmo sistema de referência, as texturas são equivalentes.

Novamente observou-se a formação de núcleos com orientação de alto fator de Taylor, fortalecendo a hipótese de formação de contornos de alto ângulo e recristalização primária de amostras submetidas a pequenas deformações e recozimento.

4 CONCLUSÕES

- A textura de recristalização de chapas submetidas à tração e recozimento mostrou elevada intensidade de orientação com alto fator de Taylor, fortalecendo a hipótese de formação de novos contornos de alto ângulo e recristalização primária em amostras submetidas a pequenas deformações e recozimento;
- Maiores tamanhos de grão iniciais levaram a maiores tamanhos de grão após laminação de encruamento e recozimento;

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio do CNPq ao projeto 504762/2004-2, no âmbito do qual foi realizado este trabalho.

REFERENCIAS

- 1 LANDGRAF, F.J.G.; CASTRO, N.A.; FALLEIROS, I.G.S.; YONAMINE, T.; CAMPOS, M.F. Efeito do recozimento na microestrutura de um aço elétrico semi-processado. 60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, 2005, B. Horizonte . Anais Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, 2005. CD-ROM, p. 1707-1714.
- 2 BECK, P. A; SPERRY, P. R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum. Journal of Applied,Physics, vol.21, p 150-152 (1950).

- 3 HUMPHREYS FJ, HATHERLY M. In: Recrystallization and related annealing phenomena, 1st edn. Pergamon; 1995.
- 4 ANTONIONE, C. et al. Effect of slight deformations on grain growth on iron. Journal of Materials Science vol 12, Chapman and Hall Ltd. p. 747-750 (1977)
- 5 RANDLE, V. Strain Induced Secondary recrystallization, Materials Science forum Vol. 113-115 p 189-194 (1993)
- 6 Löw, M., Lima, N. B., Kunioshi, C. T. Estudo do desenvolvimento da textura durante a recristalização primária de aços ferríticos por difração de raios x e difração de elétrons retroespalhados, III Workshop sobre textura e relações de orientação, 2006, São Paulo, CD-ROM, p. 36-46.
- 7 TAYLOR, G. I. Plastic strain in metals. J. Inst. Metals, v. 62, p. 307-324, 1938
- 8 VIANA, C. S. da C.; PAULA, A. dos S. Textura e Relações de Orientação. São Paulo: IPEN, 2003. p. 35 – 53.
- 9 GILL SEVILLANO, J.; VAN HOUTTE, P.; AERNOUDT, E. Large strain work hardening and textures. Prog. Mat. Sci., v. 25, p. 69-412, 1980.
- 10 KESTENS, L. Taylor Factor. [mensagem pessoal] Mensagem recebida por L.A.I.Kestens@tudelft.nl em 15 maio de 2007
- 11 LANDGRAF, F. J. G. ; CASTRO, Nicolau Apoená ; FALLEIROS, I. G. S. ; YONAMINE, Taeko ; CAMPOS, Marcos Flávio de . Efeito do recozimento na microestrutura de um aço elétrico semi-processado. In: 60 Congresso Anual da ABM, 2005, Belo Horizonte. Anais do 60. Congresso Anual da ABM.. São Paulo : ABM, 2005. p. 1707-1714
- 12 LIMA, L. M. F. G. de; Liana. Estudo da evolução da textura, microtextura e da mesotextura de recristalização, após baixos graus de deformação a frio, em dois aços ferríticos com baixo teor de carbono. São Paulo: IPEN, 2005. 114 p. Tese (doutorado) – Programa de pós-graduação do IPEN, São Paulo, 2005
- 13 ASHBROOK, R. W. Jr.; MARDER, A. R. The Effect of Initial Carbide Morphology on Abnormal Grain Growth in Decarburized Low Carbon Steel. Metallurgical Transactions, v. 16A, p. 897-906 1985
- 14 CONRAD, H.; CHRIST, B. L. Changes in internal energy associated with recovery and recrystallization. Himmel (ed.). Recovery and Recrystallization in Metals. Interscience, p. 24-25, Londres, 1976.
- 15 SIDOR, Y.; KOVAC, F.; KVACKAJ, T. Grain Growth phenomena and heat transport in non-oriented electrical steels. In: Acta Materialia V. 55 (2006), p 1711 – 1722.
- 16 MELQUÍADES, S. R. O efeito do carbono no aumento do tamanho de grão e nas propriedades magnéticas de aços elétricos semiprocessados após o recozimento final. São Paulo: epusp, 2006. 148 p. Dissertação (mestrado) – Programa de pós-graduação da EPUSP, São Paulo, 2006.