

## O GRADIENTE DE DUREZA NOS AÇOS ELÉTRICOS SEMIPROCESSADOS

Nicolau Apoena Castro<sup>1</sup>

Fernando José Gomes Landgraf<sup>1</sup>

André Paulo Tschiptschin<sup>2</sup>

Marcos Luiz Henrique<sup>1</sup>

Av. Prof. Almeida Prado, 532 – São Paulo – SP – CEP 05508-901. E-mail: [nicolau@ipt.br](mailto:nicolau@ipt.br)

<sup>1</sup> IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo

<sup>2</sup> PMT/EPUSP – Escola Politécnica da USP/Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

### RESUMO

*Chapas de aço elétrico de grão não orientado semiprocessadas sofrem uma laminação de encruamento ("skin pass", "temper rolling") após o recozimento contínuo. A deformação proporcionada pela laminação de encruamento controla a microestrutura do material após o recozimento final. Portanto, para entender os mecanismos de recristalização de chapas semiprocessadas é importante entender como ocorre a distribuição de tensões após o "skin pass". Contrariamente ao esperado, não foi possível observar um gradiente de dureza significativo, ao longo da espessura da chapa. O gradiente deve existir, mas em intensidade menor do que a incerteza da medida de dureza.*

Palavras-chave: Aço elétrico semiprocessado, gradiente de dureza, recristalização, migração de contornos de grão.

### 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 (Randle, 1995), 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 (Landgraf e Hernalsteens, 1995, Landgraf e Ferreira, 1996). 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 a 8%. Esse grau de redução aumenta a densidade de discordâncias de  $10^8$  para aproximadamente  $10^{10}$   $\text{cm/cm}^3$  de discordâncias, suficiente para formar emaranhados de discordâncias, mas sem chegar a formar células (Keh e Weismann, 1963; Hug et al., 1994).

A noção de que uma pequena redução deforma apenas a superfície do material é largamente conhecida. 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” (Dieter, 1988). Em tal condição, deveria haver um gradiente de dureza, sendo mais duro próximo à superfície. Dieter não especificou, entretanto, em quais condições ocorreria esta heterogeneidade.

Quem examina a microestrutura de um aço elétrico semi-processado após um 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, a literatura indica que a cinética da recristalização é atrasada por teores crescentes de carbono (Hughes et al., 1965). 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.

A literatura reconhece a existência de um gradiente de textura ao longo da espessura (Mathur e Backofen 1973). Em algumas circunstâncias o efeito é muito significativo, observando-se no centro a

textura típica de deformação plana (fibra gama e parte da fibra alfa) e na superfície a ausências dessas componentes, substituídas por Goss com alta intensidade mais outro componente forte (Engler et al, 2000). 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. É possível que a superposição dos dois efeitos provoque maior deformação na superfície, mas isso não foi investigado. 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 ( $e_i - e_f$ ), maior a heterogeneidade. Entretanto, mais recentemente, Engler e colaboradores (2000) 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 a 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 é reproduzível em laboratório), 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 trata-se 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 nas siderúrgicas indicaram variações entre elas de 20 a 300 s<sup>-1</sup>. A taxa de

deformação foi calculada como sendo  $\dot{\epsilon} = \frac{v_r}{L} \epsilon$  onde  $v_r$  é a velocidade periférica do cilindro, em m/s,

L é o comprimento do arco de contato e  $\epsilon$  é a deformação verdadeira (Dieter, 1988). Foi possível produzir, em laboratório, taxas entre 10 e 60 s<sup>-1</sup>.

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 não para as deformações maiores, típicas dos aços elétricos. Ali, 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 (Ginzburg, 1989). Segundo Mathur e Backofen

(1973MAT), 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  $\mu\text{m}$  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 [(Ginzburg, 1989, pág 362]. 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 (Shimazu et al., 1994; Cheong et al. 2003).

O presente trabalho abordará o efeito do grau de deformação e da taxa de deformação no gradiente de encruamento, caracterizado através de medidas de dureza.

### **Procedimento experimental**

Três chapas diferentes foram submetidas a diferentes laminações de encruamento:

- a. chapas de aço com 2% silício e 30ppm C (amostra A), do tipo totalmente processado, com espessura inicial de 0,48mm e comprimento de 2.000mm, tamanho de grão inicial de 62  $\mu\text{m}$ , foram submetidas a alongamentos de 0,5 a 8%.
- b. Chapas de aço tipo ABNT 1006 ( carbono de 600ppm) (amostra B), no estado recozido, com espessura inicial de 0,63 mm, foram submetidas a alongamentos de 6%.
- c. Chapas desse mesmo aço, descarbonetadas para carbono de 50ppm (amostra C), mesma espessura inicial, foram submetidas a alongamentos de 6%
- d. Chapas do mesmo aço ABNT 1006 (amostra D), no estado bruto de laminação a quente, com espessura inicial de 2mm., foram submetidas a alongamentos da ordem de 0,5%.

As chapas B e C tem a mesma origem, mas foram recozidas em atmosfera descarbonetante ( $\text{N}_2$ ,  $\text{H}_2$  e  $\text{H}_2\text{O}$ ) –chapa C- e o restante foi recozido em atmosfera inerte ( $\text{N}_2$  e  $\text{H}_2$ ) – chapa B. O objetivo foi avaliar diferenças de encruamento entre amostras com alto teor de carbono (600 ppm) e amostras com carbono abaixo de 50 ppm.

Além disso, dados de algumas amostras comerciais também foram reportados.

As variáveis de laminação de encruamento investigadas foram o grau de redução e a velocidade de laminação.

A amostra A foi laminada na empresa Quantec, num laminador duo com cilindros de 300mm de diâmetro. A deformação foi aplicada em vários passes, sem tração avante e a ré e sem lubrificação.

As amostras B, C e D foram laminadas no Lab. de Conformação Termomecânica do IPT, num laminador duo de marca STRNAT, cilindros com 125 mm de diâmetro e velocidades de 0,20 a 1,1 m/s.

Durezas foram medidas em máquinas de dureza Vickers do Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, com carga de 50 g e em máquinas tipo Fischerscope, do Laboratório de fenômenos de Superfície da EPUSP, com cargas de 10 g.

As durezas das amostras B, C e D, medidas no Fischerscope, foram obtidas a 20 micrometros de distância da superfície.

Foram aplicados recozimentos em algumas amostras, para avaliar a evolução da microestrutura..

## Resultados

A Figura 1 mostra os resultados de dureza encontrados nas amostras deformadas a partir da amostra A. Foram medidas durezas com carga de 50g, a diferentes distâncias a partir da superfície da lâmina: 30, 80, 160 e 260  $\mu\text{m}$ , em amostras com diferentes graus de deformação. A incerteza das medidas é da ordem de 5 HV. Observando o conjunto, nota-se nitidamente a ocorrência de encruamento crescente com o grau de deformação, mas não se pode afirmar a existência de um gradiente de dureza ao longo da espessura dessa amostra. A evolução das propriedades magnéticas dessas amostras com a deformação foi discutida previamente (Landgraf et al. 2002).

A Figura 2 mostra a microestrutura do material com 8% de alongamento, próxima à superfície, numa seção longitudinal (contendo DN e DL). Não se nota, no grão da superfície da amostra (lado esquerdo da figura) nenhuma evidência de maior deformação (nem pela dimensão das marcas de dureza nem por alongamento dos grão nem presença de bandas de cisalhamento intragranular).

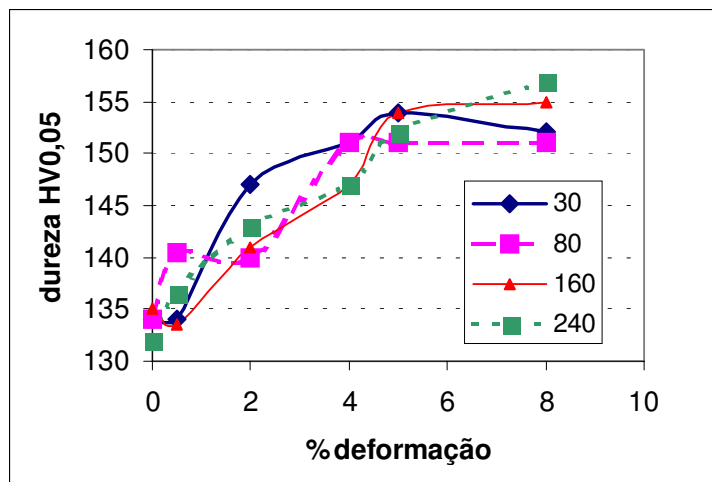


Figura 1- Efeito da intensidade de deformação na dureza de aço 2,3% Si a várias distâncias da superfície (30, 80, 160 e 240  $\mu\text{m}$ , uma lâmina de espessura 470 $\mu\text{m}$ ).

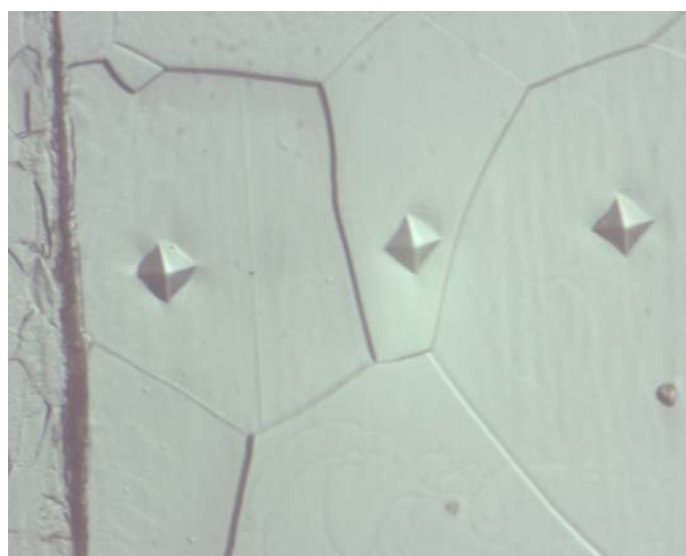


Figura 2- Micrografia da superfície da amostra de aço 2%Si com 8% de alongamento. As marcas de microdureza (10 g) mostram que a variação é maior entre grãos de diferentes orientações do que da superfície (esquerda) para o centro. A diagonal da impressão de dureza mede aproximadamente  $10 \mu\text{m}$ .

Os resultados de dureza dos materiais B, C e D são apresentados nas Tabelas 1, 2 e 3. Buscou-se medir dureza com cargas menores (10g), em busca de maior sensibilidade ao possível gradiente. Nota-se, inicialmente, que o desvio padrão é muito maior do que aquele observado nas medidas com 50g, anteriormente mencionados. A primeira linha das Tabelas 1 e 2 mostra a dureza dos materiais não deformados. A Tabela 1 mostra também o efeito da variação da velocidade de laminação (taxa de deformação de 10 até  $51 \text{ s}^{-1}$ ), para alongamento aproximadamente constante. A posição dos cilindros foi ajustada em experimentos feitos com baixa rotação, e mantida igual quando a rotação foi aumentada. O aumento da rotação resultou em pequena diminuição do alongamento.

A maior diferença de dureza entre superfície e centro foi encontrada na amostra de maior espessura inicial, como mostra a tabela 3.

**Tabela 1 Efeito da velocidade do cilindro na dureza na superfície e centro da Amostra B ( teor de Carbono alto).**

Identificação	% de alongamento	Rotação Do cilindro	Taxa de deformação	Dureza da superfície	Dureza do centro
		rpm	$\text{s}^{-1}$	HV <sub>0,01</sub>	HV <sub>0,01</sub>
4992	-	-	-	125 +-17	118 +-20
5914	5.8 %	30 rpm	10	180 +-35	176 +-30
5915	5.7 %	60 rpm	19	192 +-60	155 +-50

5916	5.3 %	170 rpm	51	160 +-32	148 +-34
------	-------	---------	----	----------	----------

**Tabela 2 Efeito da velocidade do cilindro na dureza na superfície e centro da Amostra C (teor de Carbono Baixo.)**

Identificação	% de alongamento	Rotação Do cilindro	Taxa de deformação	Dureza da superfície	Dureza do centro
		rpm	s <sup>-1</sup>	HV <sub>0,01</sub>	HV <sub>0,01</sub>
4992 descar		-	-	114 +-8	107+-10
5917	6 %	30	10	127 +-11	111 +-25
5918	4.9 %	30	10	133 +-10	129 +-7
5919	5.5 %	170	51	127 +-19	125 +-6
5920	5,3%	170	51	137+-12	126+-9

**Tabela 3. Dureza da Amostra D**

Amostra	% de alongamento	Rotação rpm	Taxa s <sup>-1</sup>	Dureza da superfície	Dureza do centro
D (2mm)	0,5	30	1	175 +-20	145+- 22

**Tabela 4 perfil de dureza de amostras comerciais**

Amostra			% along	máquina	Carga (g)	Dureza da superfície	Dureza do centro
5403	Brasmetal	1%Si	8	Zwick	50	173 +/-8	166 +/- 14
3499	CSN	1006	5	Fischerscope	5	115 +- 7	118 +- 10
5529	Usiminas	0,3%Si	5	Fischerscope	5	<b>167+-32</b>	<b>154 +-12</b>

**Tabela 5. efeito da carga e da máquina nos valores de dureza da amostra 5917**

máquina	Carga (g)	Dureza da superfície	Dureza do centro
Zwick	50	111 +/- 2	105+/- 1
Fischerscope	10	127 +-11	111 +-25

## Discussão

Duas tendências saltam à vista, na análise dos resultados das tabelas 1, 2 e 3 e 4: em todos os casos examinados, a superfície tem dureza maior que o centro (até mesmo no caso dos materiais não deformados, o que não é esperado), mas praticamente em todos os casos os desvios padrões indicam que a diferença é estatisticamente desprezível. Os resultados dessas tabelas confirmam o que já havia sido observado na Figura 1: o gradiente de dureza, após a laminação de encruamento, é mínimo.

A comparação das durezas dos materiais deformados e não deformados mostra que a laminação com alongamento de 6% provocou significativo encruamento tanto no material de alto quanto de baixo carbono. O encruamento foi maior no caso do material de alto carbono, que também tem tamanho de grão bem menor.

O caso de maior variação entre superfície e centro é o da amostra D, que tem espessura de 2mm. A amostra D tem  $\Delta$  de Backofen = 1,8, enquanto as amostras B e C tem  $\Delta$  de Backofen = 0,35. Esses valores são compatíveis com a previsão de Backofen de que materiais com  $\Delta$  maior que 1 devem apresentar maior gradiente de textura e, com base nisso, admitir um gradiente de encruamento.

Não é possível afirmar que a taxa de deformação tenha provocado alguma diferença, em termos de gradiente de encruamento.

As amostras comerciais também não apresentaram evidências de gradiente de encruamento significativo, contrariamente aos resultados preliminares.

As evidências de que, no recozimento posterior, a recristalização inicia-se um pouco mais cedo na superfície podem ser um sinal de que o encruamento é um pouco maior na superfície, mas a diferença é mínima e o teor de carbono afeta esse comportamento.

Independentemente dos resultados deste trabalho, pode-se utilizar um outro argumento contra a existência de um gradiente de encruamento significativo, a partir da principal aplicação da “laminação de encruamento”, que tem uma importância muito mais ampla do que os aços elétricos, pois é aplicada à uma gama muito maior de materiais, com dois papéis principais: o ajuste final da forma das chapas laminadas a frio e a eliminação do escoamento descontínuo dos aços e um defeito superficial a ele associado, as bandas de Lüdders.

As bandas de Lüdders são regiões de deformação localizada, que são detectáveis como um defeito superficial, mas que estão associadas à um fenômeno que atravessa toda a espessura do material: o escoamento descontínuo, a existência de um pico na curva tensão deformação que, ultrapassado, leva à deformação plástica significativa sem encruamento associado. O fenômeno pode ser explicado pela interação entre átomos de carbono em solução sólida e as discordâncias inicialmente existentes, assumindo que os átomos de soluto movem-se na direção das discordâncias para acomodar melhor as microtensões associadas às discordâncias e aos átomos de soluto intersticial e, com isso, as discordâncias ficam imobilizadas, elevando o limite de escoamento (Cottrell e Bilby, 1954). O papel da laminação de encruamento, mesmo que seja de apenas 0,5%, é aumentar



enormemente a densidade de discordâncias e, com isso, diminuir o travamento delas pelos átomos de soluto. Esse mecanismo não diferencia regiões no interior do material, não pressupõe gradiente de encruamento. Ao contrário, o mecanismo aqui descrito exige que exista uma densidade de discordâncias significativa mesmo no centro da amostra.

Qual teria sido a origem da crença de que a deformação concentra-se na superfície? Uma das possíveis explicações liga-se à própria denominação em língua inglesa, “skin pass” . O nome deve ter sido dado para destacar o efeito do processamento na eliminação do defeito superficial, mas pode ter criado a impressão de que o efeito do processo é apenas superficial.

Voltando aos aços elétricos semi-processados, a distribuição do encruamento após a laminação deve ser o fator predominante para a geração da microestrutura e textura final da chapa, após recozimento. Existem algumas evidências de que o encruamento é um pouco maior na superfície, pois a recristalização tende a começar na superfície, como mostra a figura 3, porém é comum encontrar “núcleos” de recristalização também no centro, como mostra a figura 4.

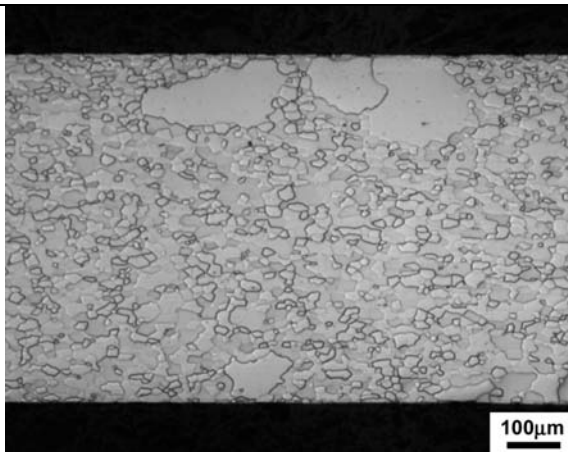


Figura 3: seção longitudinal de amostra de aço 1006 com 0,5% de deformação recozido a 760° C por 2 horas. Recristalização iniciando na superfície da chapa.

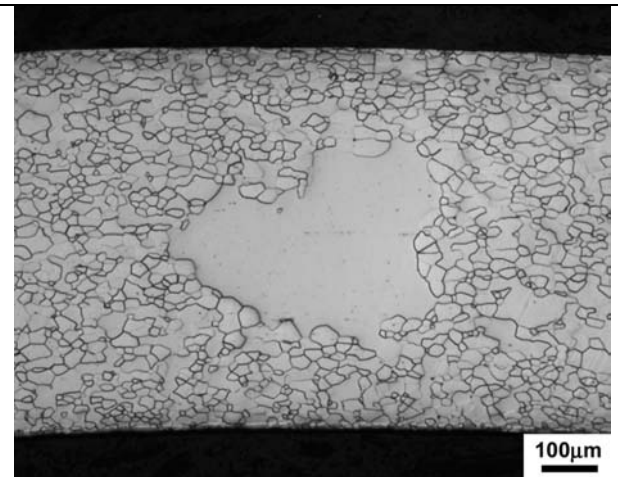


Figura 4: seção longitudinal de amostra de aço 1006 com 0,5% de deformação recozido a 760° C por 2 horas. Recristalização iniciando no centro da chapa.

Resta entender melhor quais são os fatores que levam à ocorrência, em alguns casos, de grão colunares que se estendem da superfície até o centro da chapa. As amostras B e C, após o recozimento final descarbonetante, produziram tamanho de grão maior que 200µm. Não foi possível identificar qualquer efeito da velocidade do cilindro no tamanho de grão final. O material B, com alto teor de carbono, resultou em tamanho de grão menor que o material C, apesar do grau de deformação ter sido semelhante.

## Conclusões

Os resultados mostram que, nas amostras de espessura em torno de 0,5mm, submetidas a laminação de encruamento com alongamento da ordem de 6%, o gradiente de encruamento, se existe, é muito pequeno.

## Bibliografia

- Cheong SW, Hilinski EJ, **Rollett AD** Effect of temper rolling on texture formation in a low loss cold-rolled magnetic lamination steel. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A 34A (6): 1311-1319 2003
- Cottrell, AH; Bilby, BA Proc. Phys. Soc. London, 62A, 1949, 49-62
- Dieter, G. Mechanical metallurgy. 1988, p.558
- 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.
- Ginzburg. V. Steel Rolling Technology, Marcel Dekker INC, New York, 1989.
- Hughes, EJ; Barton, PW e Johnson, AA *The effect of carbon on the recrystallization kinetics of electron beam zone-refined iron.* Trans AIME 233, 1965, 1186-1187
- Hug, E.; Dumas, F.; Biedinger, J. M.; Clavel, M. *Influence Des Déformations Plastiques Sur Le Comportement Magnétique D'alliages Fer-Silicium.* **La Revue De Métallurgie, P. 1857-1866** 1994
- 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.
- Landgraf, FJG; Emura, M. *Losses and permeability 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.
- Landgraf, F.J.G. E Ferreira, E.D.: *Mais resultados acerca do crescimento de grão induzido por deformação em aço baixo-carbono.* In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 51, Porto Alegre, 1996. **Anais.** São Paulo, ABM, Agosto 1996, v.2 p.81-93.
- Landgraf, F.J.G. E Hernalsteens, C. *Crescimento de grão induzido por deformação em aço baixo carbono.* In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 49., São Pedro 1995. **Anais.** São Paulo, ABM, 1995, v.1, p. 135-148
- 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
- Randle, V. *Strain-induced Secondary recrystallization.* Materials Science Forum, v. 113-115, p. 189-194 1993
- 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

# **THE HARDNESS GRADIENT IN SEMIPROCESSED ELECTRICAL STEELS**

## **ABSTRACT**

Nonoriented semiprocessed electrical steels undergo a temper-rolling step prior to the final annealing (also known as “skin-pass”). The strain induced by the temper rolling controls the microstructure after the final annealing. It is important to understand how strain is distributed in the material, after the skin-pass, to be able to control the nucleation and growth of the final recrystallization. Contrary to the expectations, the hardness gradient was not observed. The hardness gradient may exist, but its intensity is smaller than the uncertainty of the hardness measurement.

Keys words: Semiprocessed electrical steels; hardness gradient; recrystallization.