

# INFLUÊNCIA DO PASSE DE ENCRUAMENTO SOBRE AS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DE UM AÇO ELÉTRICO SEMIPROCESSADO<sup>1</sup>

Cleber Guimarães dos Santos<sup>2</sup>  
Ronaldo Barbosa<sup>3</sup>

## Resumo

Foi avaliada a influência da deformação plástica (redução) e da microrrugosidade média dos cilindros de trabalho ( $\mu\text{Ra}$ ), na laminação de encruamento, sobre as propriedades magnéticas (perda no núcleo e permeabilidade magnética) de um aço elétrico semiprocessado. Foram aplicadas três diferentes reduções (1,0; 3,0 e 5,0 %) utilizando-se três diferentes microrrugosidades nos cilindros de trabalho (0,3; 2,6 e 4,2  $\mu\text{m}$ ) gerando, dessa forma, nove condições distintas. As amostras retiradas dessas diferentes condições foram tratadas termicamente a 760 °C/2 h, simultaneamente, em atmosfera de nitrogênio industrial. As análises foram realizadas em três direções distintas em relação à direção de laminação a fim de determinar o comportamento da anisotropia magnética em função do tratamento termomecânico ao qual o aço foi submetido. Os resultados mostram que a redução e a microrrugosidade dos cilindros de trabalho influenciam diretamente as propriedades magnéticas analisadas e que o desenvolvimento da qualidade magnética do aço elétrico, além de outros parâmetros, também depende do controle da microestrutura e da textura.

**Palavras-chave:** Aço elétrico semiprocessado; Laminação de encruamento; Propriedades magnéticas; Textura.

## INFLUENCE OF SKIN PASS ROLLING ON MAGNETIC PROPERTIES OF A SEMI-PROCESSED ELECTRICAL STEEL

### Abstract

The influence of skin pass rolling reduction and work roll microroughness average ( $\mu\text{Ra}$ ) on magnetic properties (core loss and magnetic permeability) of a semi-processed electrical steel were evaluated. Three different reduction (1.0; 3.0 and 5.0 %) combined with three different work roll microroughness (0.3; 2.6 and 4.2  $\mu\text{m}$ ) were performed generating nine distinct processing conditions. The samples taken of these conditions were simultaneously annealed at 760 °C for 2 hours in a nitrogen atmosphere. Analysis was performed in three distinct directions on the sheet plan to determine the magnetic anisotropy behavior in function of the thermomechanical processing which the material was submitted. The results show that skin pass rolling reduction and work roll microroughness have strong influence on analyzed magnetic properties and the magnetic quality development, beside other parameters, is also dependent of the microstructure and the texture control.

**Key words:** Semi-processed electrical steel; Skin pass rolling; Magnetic properties; Texture.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 45º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 21 a 24 de outubro de 2008, Ipojuca - Porto de Galinhas - PE

<sup>2</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Superintendência de Laminação a Frio, Usiminas - Ipatinga, MG.

<sup>3</sup> Membro da ABM, Professor, Ph.D., Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG - Belo Horizonte, MG.

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços elétricos semiprocessados são materiais laminados a frio destinados, principalmente, à fabricação de núcleos de motores de pequeno e médio porte.

A sofisticação das máquinas elétricas e a conscientização dos consumidores, que estão cada vez mais exigindo bens duráveis e econômicos em relação ao consumo de energia elétrica, levam à busca do desenvolvimento dos aços para estes fins, visando atingir propriedades magnéticas cada vez melhores, ou seja, menores perdas no núcleo e maiores permeabilidades magnéticas. Para que haja o aprimoramento constante destes aços, torna-se fundamental o estudo de características influentes nas propriedades finais, como a textura e a microestrutura, que são variáveis fortemente dependentes do processamento termomecânico ao qual o aço foi submetido. Portanto, este trabalho foi conduzido no sentido de avaliar a influência da redução e da microrrugosidade média ( $\mu Ra$ ) dos cilindros de trabalho, na laminação de encruamento, sobre as propriedades magnéticas (perda no núcleo e permeabilidade magnética) de um aço elétrico semiprocessado, correlacionando-as com a textura e a microestrutura desenvolvidas após o tratamento térmico final, bem como, de avaliar o comportamento da anisotropia magnética da chapa em três direções distintas em relação à direção de laminação.

Um estudo similar foi realizado por Cheong, Hilinski e Rollett<sup>(1)</sup> no qual a laminação de encruamento de um aço elétrico semiprocessado com espessura em torno de 0,5 mm foi realizada com três diferentes microrrugosidades dos cilindros de trabalho: 0,5  $\mu m$  ; 0,8  $\mu m$  e 2,7  $\mu m$ , sendo que para cada tipo de cilindro a redução aplicada foi variada em 1,5%; 3,0%; 6,0%; 8,0% e 10,0% e as propriedades magnéticas foram medidas nas direções longitudinal e transversal.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço utilizado é um aço elétrico semiprocessado (aço de grão não orientado), com a faixa de composição química mostrada na Tabela 1.

**Tabela 1.** Faixa de composição química do aço elétrico analisado (em % em massa).

C	Mn	Si	Al	P	S	N
$\leq 0,0050$	$\leq 0,60$	$\leq 0,90$	$\leq 0,600$	$\leq 0,030$	$\leq 0,010$	$\leq 0,0050$

O estudo foi desenvolvido em escala industrial a partir de uma corrida desse aço, gerando seis placas que seguiram o mesmo padrão de processamento em todas as etapas produtivas até chegarem à laminação de encruamento. Essas placas foram laminadas a quente e, depois laminadas a frio até a espessura de 0,54 mm.

A Tabela 2 mostra os principais parâmetros de processo desse aço.

**Tabela 2.** Principais parâmetros de processo do aço elétrico semiprocessado analisado.

Temperatura de reaquecimento de placas	$> 1.200^{\circ}C$
Temperatura de bobinamento na laminação a quente	$> 700^{\circ}C$
Redução no laminador a frio	78
Recozimento em caixa (atmosfera $H_2$ )	$710^{\circ}C$ por 12 horas (encharque)

O processo de laminação de encruamento, que é o foco do trabalho, foi realizado com a aplicação de quatro diferentes reduções combinadas a três microrrugosidades

( $\mu\text{Ra}$ ) distintas dos cilindros de trabalho, para avaliar a influência da deformação plástica e de  $\mu\text{Ra}$  sobre as propriedades magnéticas do aço após o tratamento térmico final. Cada uma das três bobinas foi laminada com um dos pares de cilindros de trabalho e com  $\mu\text{Ra}$  diferente das demais, sendo 0,3  $\mu\text{m}$ ; 2,6  $\mu\text{m}$  e 4,2  $\mu\text{m}$ , nas quais foram aplicadas reduções de 1,0%; 3,0% e 5,0% gerando dessa forma nove condições distintas. Os diâmetros dos três pares de cilindros de trabalho utilizados foram muito próximos: 512 mm, 512 mm e 513 mm. A texturização dos cilindros com as microrrugosidades de 2,6  $\mu\text{m}$  e 4,2  $\mu\text{m}$  foi efetuada via EDT (Electric Discharge Texturing), que é um processo de texturização por descarga elétrica, enquanto a microrrugosidade de 0,3  $\mu\text{m}$  foi obtida através do processo de retificação dos cilindros. Após a obtenção da microrrugosidade, todos os cilindros receberam uma camada de cromo que foi depositada através de um processo eletrolítico e que tem a função de elevar a resistência ao desgaste durante a laminação.

A laminação de encruamento foi realizada a úmido num laminador 6HI que possui velocidade máxima de 1.200 m/min e força máxima de 2.000 t.

As amostras foram retiradas após o recozimento em caixa (antes da laminação de encruamento) e após a laminação de encruamento, de cada uma das condições de processamento às quais o material foi submetido.

Para propiciar o desenvolvimento da qualidade magnética do aço, as amostras laminadas foram tratadas termicamente num forno elétrico a 760°C por 2 horas, em atmosfera de nitrogênio industrial, onde a taxa de aquecimento foi de 150°C/h e a temperatura de desenformamento foi de 350°C.

Os ensaios realizados foram: metalografia e difração de raios X (nas amostras retiradas após o recozimento em caixa e após a laminação de encruamento) e metalografia, difração de raios X e Epstein (nas amostras tratadas termicamente).

As análises metalográficas foram realizadas na seção longitudinal dos corpos-de-prova e foi utilizado o método dos interceptos lineares para a determinação do tamanho de grão, que seguiu a norma ASTM E 112,<sup>(2)</sup> sendo as micrografias avaliadas e fotografadas em microscópio óptico.

A difração de raios X foi utilizada para avaliar a evolução da textura do aço elétrico após as etapas de recozimento primário, laminação de encruamento e tratamento térmico final. A análise foi feita através da obtenção de figuras de pólo geradas pelos dados dos planos (200), (110) e (222) e da Função Distribuição de Orientação (FDO ou ODF) usando notação de Bunge, que foram calculadas com o uso do software Diffrac AT. Foi utilizado um difratômetro de raios X equipado com goniômetro de textura e o método empregado foi por reflexão de Schulz, com radiação de Mo-K $\alpha$  com comprimento de onda de 0,709 Å, utilizando tensão de 40 kV e corrente de 40 mA. As amostras foram preparadas nas dimensões de 50 mm x 50 mm, com um perfeito alinhamento com a direção de laminação.

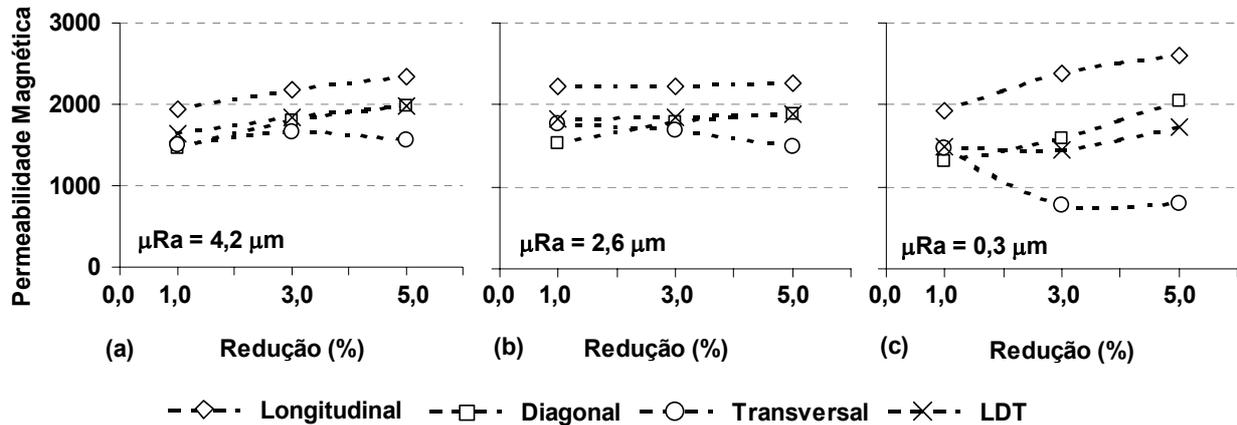
Os ensaios magnéticos foram realizados em lamelas de dimensões 30 mm x 280 mm que foram dispostas num quadro Epstein, numa massa que variou entre 750 g e 850 g por ensaio (24 lamelas), segundo o método JIS C 2550.<sup>(3)</sup>

As propriedades magnéticas medidas no aço foram: a permeabilidade magnética relativa, a permeabilidade  $B_{50}$  e a perda no núcleo. A permeabilidade magnética relativa e a perda no núcleo foram medidas sob indução de 1,5 T e frequência de 60 Hz, nas lamelas retiradas nas direções longitudinal, transversal e diagonal (45°) à direção de laminação. As lamelas foram montadas tanto separadamente quanto simultaneamente no quadro Epstein, onde as medições realizadas com lamelas das três direções montadas simultaneamente no quadro foram denominadas LDT

(longitudinal + diagonal + transversal). A permeabilidade  $B_{50}$  foi medida aplicando-se um campo magnético de 5.000 A/m com frequência de 80 Hz.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Quanto à análise das propriedades magnéticas, as Figuras 1, 2 e 3, mostram os resultados da permeabilidade magnética relativa, da permeabilidade  $B_{50}$  e da perda no núcleo, respectivamente.



**Figura 1.** Permeabilidade magnética relativa, medida a 1,5 T e 60 Hz.

Com relação à permeabilidade magnética relativa, a laminação do material com os cilindros de trabalho com as maiores microrrugosidades ( $4,2 \mu m$  e  $2,6 \mu m$ ), nas Figuras 1(a) e (b) respectivamente, causa uma menor diferença dessa propriedade entre as direções de medição (longitudinal, diagonal e transversal à direção de laminação) tornando o material menos anisotrópico quando comparado ao material laminado com os cilindros mais lisos (Figura 1c). Além disso, nota-se que a anisotropia cresce pouco com o aumento da deformação no caso do aço laminado com os cilindros de maior microrrugosidade.

Já o material laminado com cilindros de baixa  $\mu Ra$  ( $0,3 \mu m$ ) (Figura 1c), apresenta grande anisotropia de permeabilidade magnética, principalmente entre as direções longitudinal e transversal, e essa anisotropia aumenta com o aumento da redução até 3,0 %. A partir daí, a permeabilidade apresenta pouca variação com o aumento da redução, nas direções longitudinal e transversal, porém há uma elevação perceptível na direção diagonal. Nessa faixa de redução ( $\geq 3,0 \%$ ), a permeabilidade na direção longitudinal apresentou valores superiores ao do material laminado com os cilindros de maior  $\mu Ra$ , chegando a 2.609 em 5,0 % de redução. Contudo, a direção transversal apresentou os menores valores de permeabilidade, atingindo um mínimo de 774, quando comparados aos valores obtidos no aço laminado com as demais microrrugosidades, com mínimo de 1.491.

Observa-se ainda que, para as três condições de  $\mu Ra$ , os valores de permeabilidade na direção diagonal crescem com o aumento da redução, diminuindo a anisotropia em relação à direção longitudinal.

Os resultados de permeabilidade magnética relativa foram confirmados pelos resultados da permeabilidade  $B_{50}$ , como se pode verificar na Figura 2, que é uma propriedade interessante de ser avaliada porque independe de alguns fatores, tais como, a espessura da chapa e a frequência de medição.

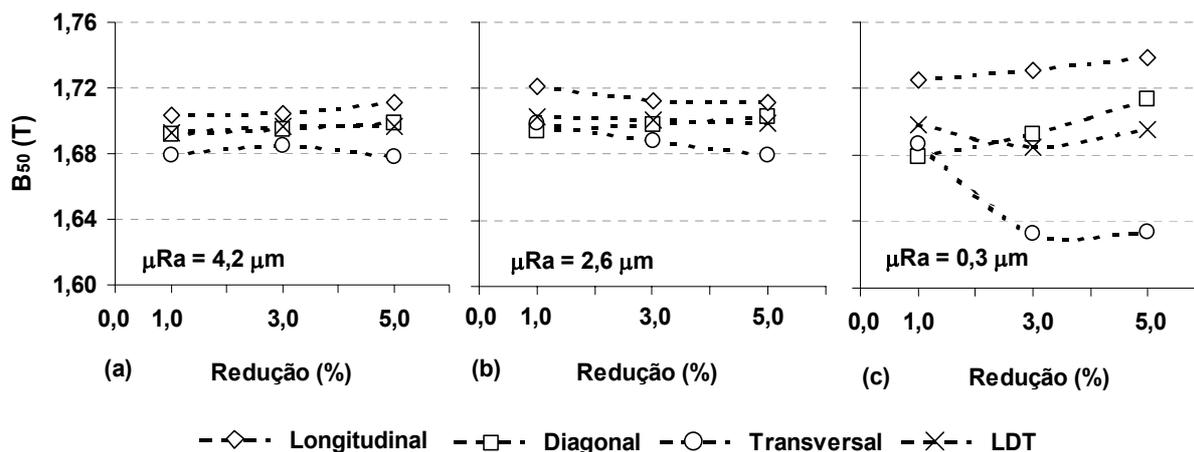


Figura 2. Permeabilidade  $B_{50}$ .

Nota-se que a variação máxima de  $B_{50}$  entre as direções transversal e longitudinal foi de 1,68 T a 1,72 T no material laminado com os cilindros mais rugosos (4,2  $\mu m$  e 2,6  $\mu m$ ), nas Figuras 2(a) e (b) respectivamente, enquanto no material laminado com os cilindros mais lisos essa variação foi de 1,63 T a 1,74 T, como pode ser visto na Figura 2(c), o que comprova a sua maior anisotropia.

Com relação à perda no núcleo (Figura 3), observa-se um comportamento análogo ao da permeabilidade no que diz respeito à anisotropia, ou seja, para as microrrugosidades de 4,2  $\mu m$  e 2,6  $\mu m$ , nas Figuras 3(a) e (b) respectivamente, há uma menor anisotropia entre as direções de medição quando comparadas com a microrrugosidade de 0,3  $\mu m$ , nas reduções a partir de 3,0% (Figura 3c).

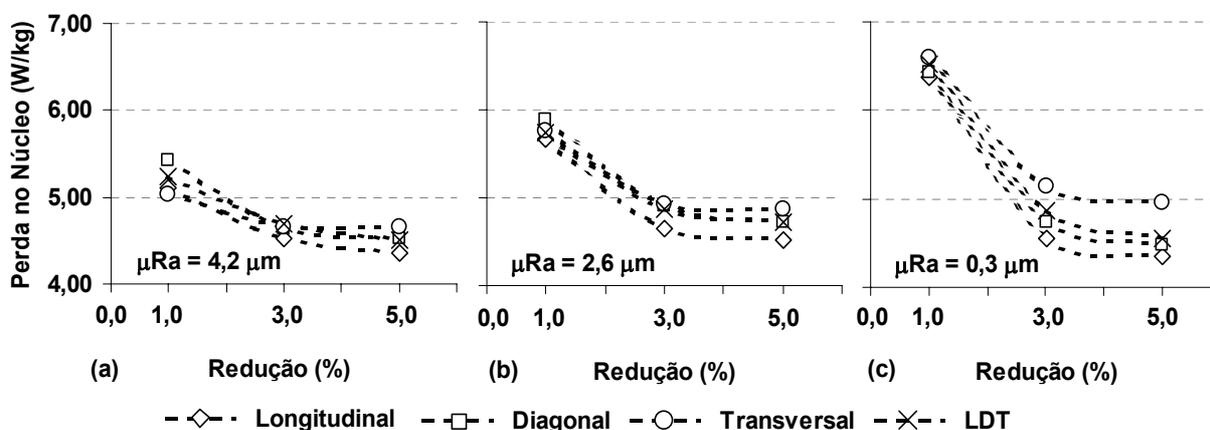


Figura 3. Perda no núcleo, medida a 1,5 T e 60 Hz.

Além disso, para as três condições de  $\mu Ra$ , a maior perda no núcleo ocorreu na redução de 1,0 % em todas as direções de medição sendo que, nesta redução, a perda mais elevada foi obtida no material laminado com os cilindros de  $\mu Ra = 0,3 \mu m$ , atingindo 6,60 W/kg na direção transversal, figura 3(c). Já o menor valor de perda (4,36 W/kg), foi obtido na direção longitudinal do material laminado com os cilindros de microrrugosidades 0,3  $\mu m$  e 4,2  $\mu m$  com redução de 5,0%. Outro fato que pode ser observado é a tendência de aproximação da perda no núcleo na direção diagonal com a perda na longitudinal quando se aumenta a redução.

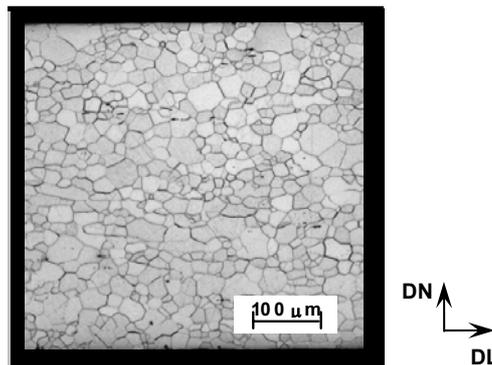
No material laminado com cilindros de  $\mu Ra$  mais baixa e reduções  $\geq 3,0\%$ , apesar dos resultados de permeabilidade magnética e de perda no núcleo na direção longitudinal terem sido melhores do que os resultados obtidos nas microrrugosidades mais altas, quando a medição foi realizada com lamelas das três direções misturadas no quadro Epstein praticamente todos os valores foram piores quando comparados às demais microrrugosidades, como pode ser visto nas Figuras 1 e 3. Essa queda de eficiência foi provocada pelos piores resultados apurados na direção transversal.

Portanto, apesar dos melhores resultados obtidos na direção longitudinal do material laminado com cilindros de  $\mu Ra = 0,3\ \mu m$ , esta condição de processamento não seria favorável à confecção de chapas destinadas à produção de máquinas rotativas devido à grande anisotropia das propriedades magnéticas observada no plano da chapa.

Esse comportamento das propriedades magnéticas do aço elétrico em relação às condições de microrrugosidade dos cilindros e da redução aplicada no passe de encruamento podem ser explicados pela microestrutura e pela textura desenvolvidas após o tratamento termomecânico.

A Figura 4 mostra a microestrutura da amostra retirada após o recozimento em caixa.

Nota-se uma estrutura de grãos heterogêneos que apresenta tamanho médio de  $16,8 \pm 3\ \mu m$ .



**Figura 4.** Aspecto microestrutural da amostra retirada após o recozimento em caixa. DN é a direção normal ao plano da chapa, ou seja, a direção da espessura e DL é a direção de laminação.

As Figuras 5 e 6 mostram, respectivamente, o aspecto microestrutural e a evolução do tamanho de grão médio após o material ter sido submetido ao passe de encruamento e ao tratamento térmico final.

Para a redução de  $1,0\%$  aplicada no passe de encruamento, percebe-se que houve a formação de uma estrutura heterogênea com grãos coalescidos partindo da superfície e grãos pequenos localizados mais ao centro da espessura, nas amostras laminadas com os cilindros de microrrugosidade  $0,3\ \mu m$  e  $2,6\ \mu m$  (Figura 5).

Assim, os valores dos tamanhos de grão médio ( $56,3 \pm 17$  e  $54,8 \pm 16\ \mu m$ , respectivamente) obtidos para essas duas condições não são representativos. Este mesmo fato não foi observado no material laminado com cilindros de  $\mu Ra = 4,2\ \mu m$ , onde há uma estrutura mais homogênea formada por grãos mais coalescidos e com poucos grãos pequenos.

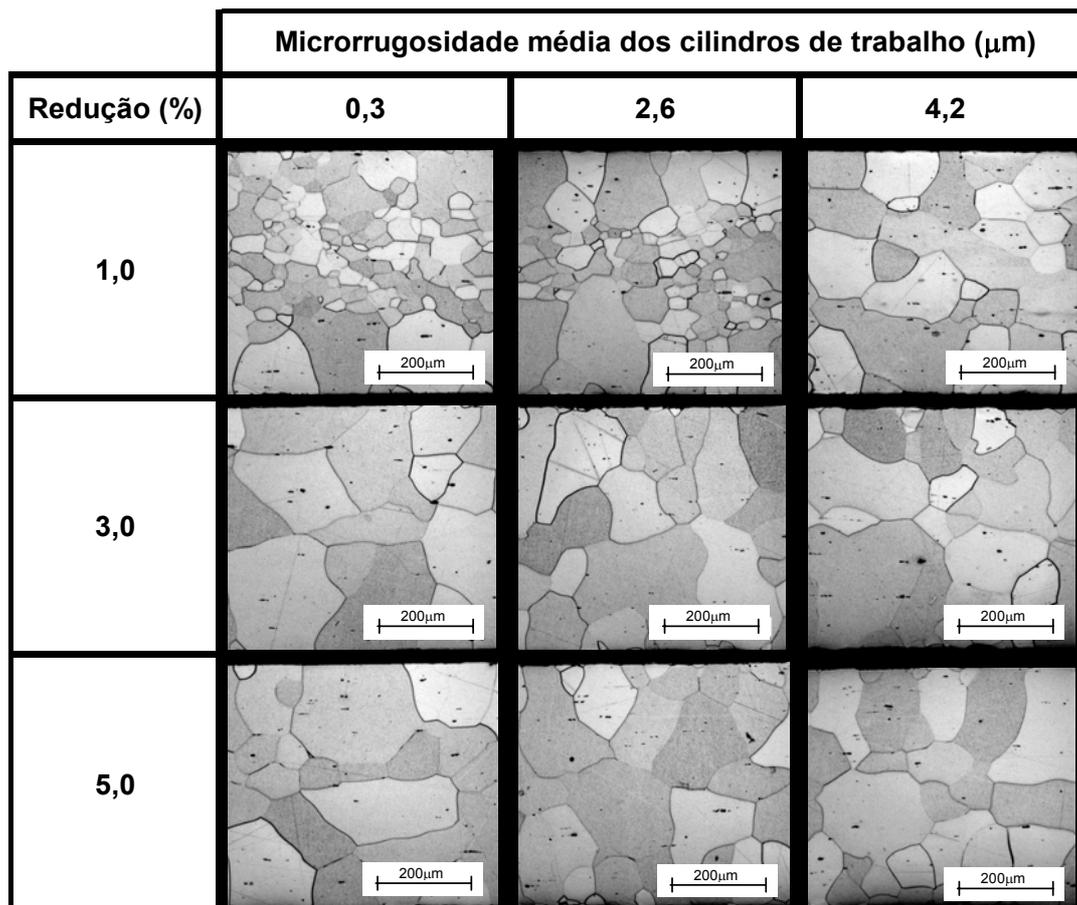


Figura 5. Aspecto microestrutural das amostras do aço elétrico após o tratamento térmico final.

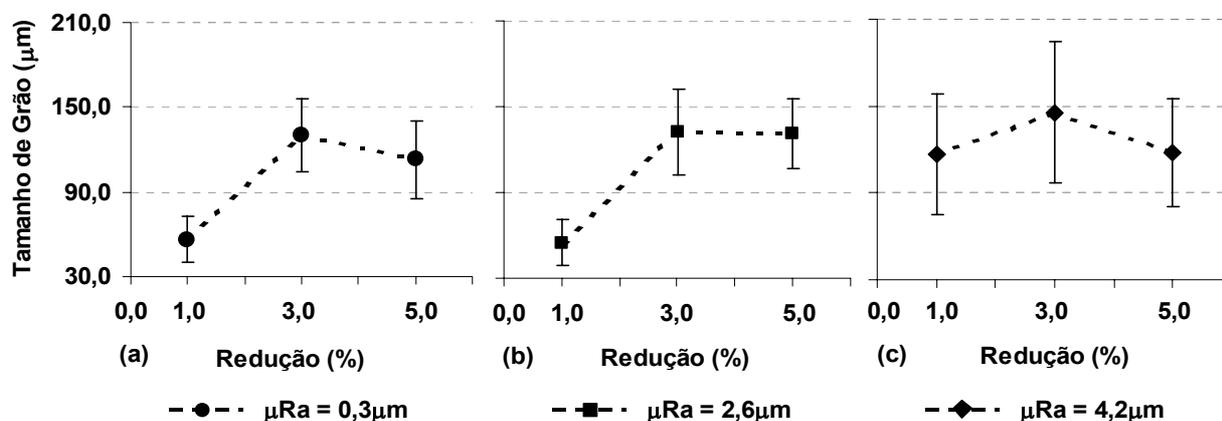
O tamanho de grão médio obtido nessa condição de redução e  $\mu\text{Ra}$  foi de  $116,7 \pm 42 \mu\text{m}$ . Isso sugere que, em baixas reduções, as microrrugosidades mais elevadas geram maior heterogeneidade de deformação na superfície da lâmina de aço durante a laminação, fornecendo a energia necessária para promover o crescimento de grão. Em geral, a origem da recristalização ou crescimento de grãos com baixa deformação deriva do mecanismo de migração de contorno de grão induzida por deformação (SIBM - *Strain Induced Boundary Migration*), segundo Cheong, Hilinski e Rollett,<sup>(1)</sup> Beck e Sperry *apud* Cheong, Hilinski e Rollett,<sup>(4)</sup> onde os grãos com maior energia de deformação armazenada são consumidos pelos grãos que possuem menor energia.

Isso pode explicar porque o valor de perda no núcleo é mais alto para a redução de 1,0% em todas as microrrugosidades, e sugere a possível causa dessa perda ter sido menor no material laminado com os cilindros com  $\mu\text{Ra} = 4,2 \mu\text{m}$ , e crescente com a queda da microrrugosidade nessa redução.

O tamanho de grão tem um efeito muito forte nas perdas magnéticas. Quanto maior o tamanho de grão, menor a parcela histerética das perdas, mas cresce a parcela chamada “anômala”, fazendo com que exista um tamanho de grão ótimo, entre 100 e 150  $\mu\text{m}$ , dependendo do teor de silício, conforme Shimanaka et al. *apud* Cheong, Hilinski e Rollett.<sup>(1)</sup>

A perda no núcleo, que apresentou uma queda acentuada até 3,0% de redução (Figura 3) e que, a partir daí, tornou-se praticamente constante para todas as microrrugosidades e direções de medição, está diretamente relacionada ao tamanho de grão médio obtido após o tratamento térmico final (Figura 6), pois o tamanho de

grão tem uma taxa de crescimento acentuada até essa mesma redução, onde atinge valores dentro da faixa esperada para este aço elétrico. Essa maior taxa de crescimento de grão obtida entre 0% e 3,0% de redução, também foi verificada por Cheong, Hilinski e Rollett,<sup>(1)</sup> e Džubinský, Bi e Irons<sup>(5)</sup> em seus trabalhos, onde o tamanho de grão máximo foi atingido para a redução de 3,0% em todas as condições de  $\mu Ra$ .

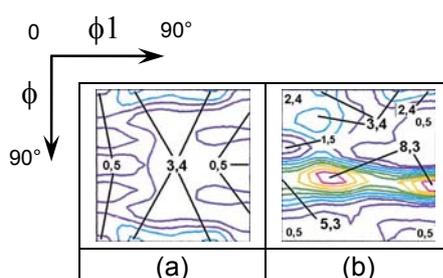


**Figura 6.** Tamanho de grão médio do material o tratamento térmico final.

Pelo fato da perda no núcleo cair até 3,0% de redução e a partir daí se tornar praticamente constante com o aumento desse parâmetro, indica que 3,0% de redução pode ser um valor suficiente para minimizar as perdas no núcleo em termos de tamanho de grão.

Entretanto, o comportamento das propriedades magnéticas avaliadas, bem como, o comportamento da anisotropia, também parecem estar muito relacionados à textura desenvolvida após o tratamento termomecânico do aço elétrico.

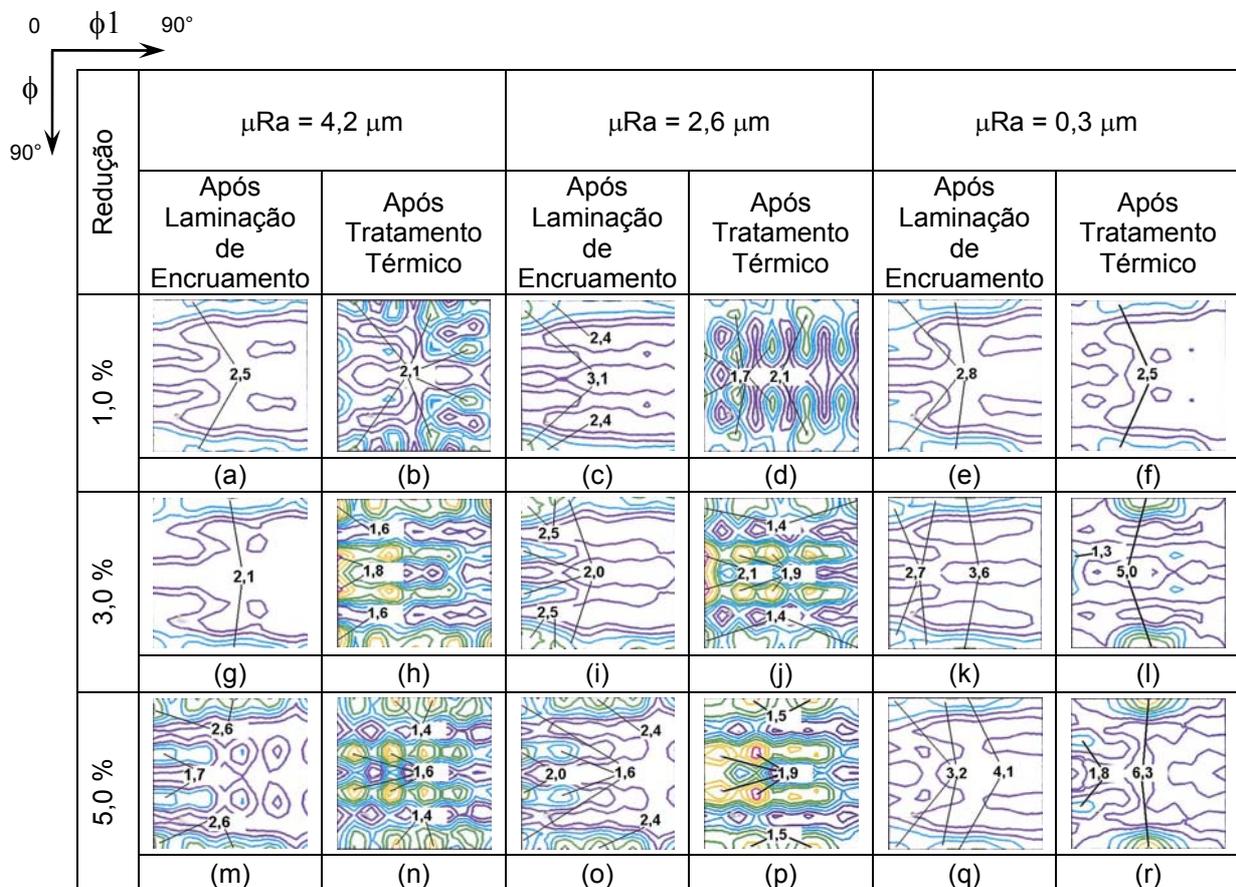
As Figuras 7, 8 e 9 mostram os resultados de textura, obtidos via difração de raios X e representados por ODFs utilizando a notação de Bunge.



**Figura 7.** ODFs do aço elétrico após o recozimento em caixa, onde: (a) corte em  $\phi_2 = 0^\circ$  e (b) corte em  $\phi_2 = 45^\circ$ . Notação de Bunge.

O material laminado com cilindros mais rugosos (2,6  $\mu m$  e 4,2  $\mu m$ ) se apresentou menos anisotrópico em relação às suas propriedades magnéticas após o tratamento térmico final pois, a textura de recristalização que estava presente no material original (Figura 7) foi enfraquecida, principalmente em reduções acima de 1,0% (Figuras 8 e 9) onde o aço ficou quase totalmente constituído por orientações aleatórias de baixa intensidade.

Já o material laminado com cilindros mais lisos tornou-se mais anisotrópico nas reduções acima de 1,0% indicando que houve desenvolvimento de textura durante o tratamento térmico final.

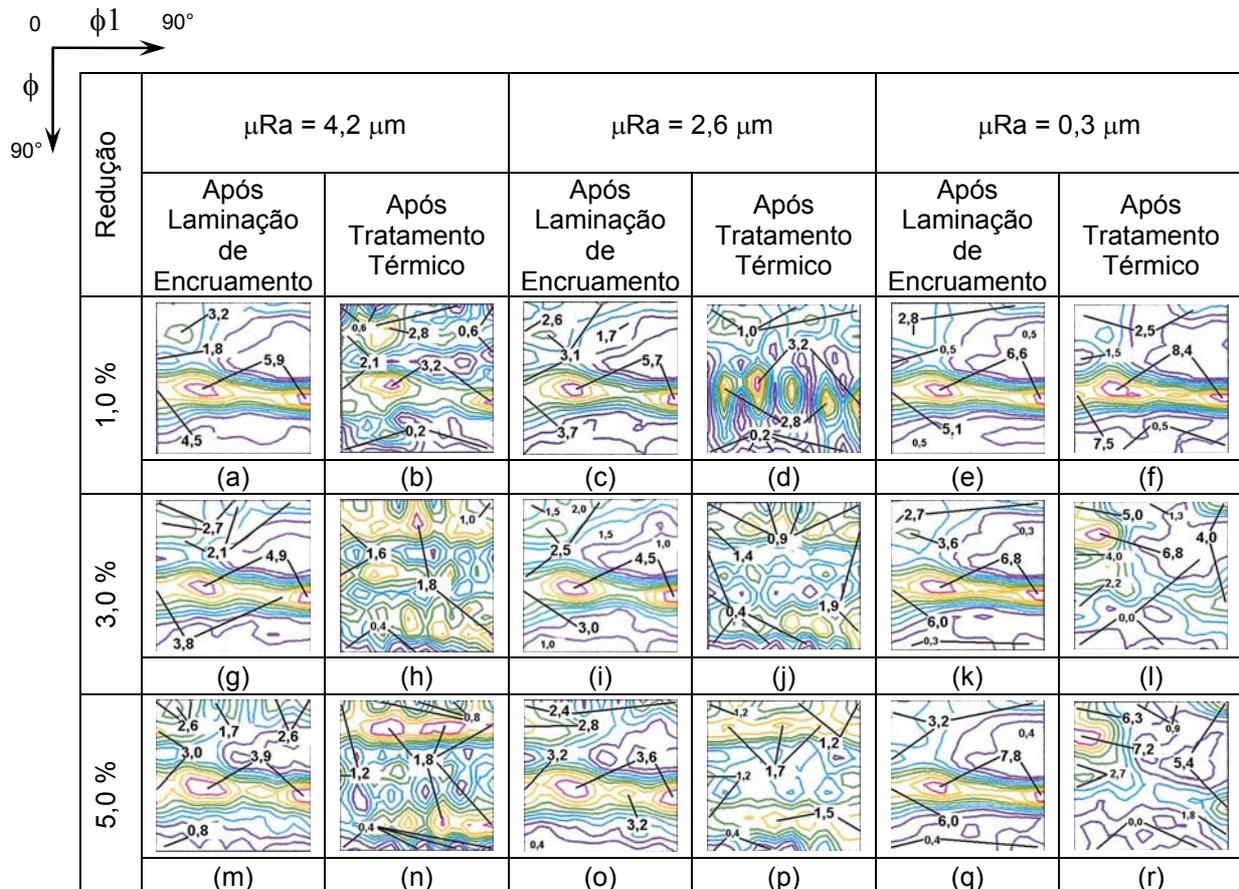


**Figura 8.** ODFs do aço elétrico após a laminação de encruamento e após o tratamento térmico final, com corte em  $\phi_2 = 0^\circ$ . Notação de Bunge.

Na redução de 1,0%, a perda no núcleo apresentou valores mais elevados em todas as direções. Além da influência do tamanho de grão, parece haver uma relação com a quantidade de fibra gama ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) presente pois, conforme mostram as Figuras 9(b), (d) e (f), ainda havia intensidade significativa desta fibra após o tratamento térmico. A maior perda, nessa redução, foi registrada no material laminado com os cilindros lisos onde a fibra gama se apresentou mais fortalecida, figura 9(f), com destaque para a componente  $(111)[\bar{1}10]$  que desenvolveu intensidade de orientação bem superior à do material após o recozimento primário.

Como foi visto nas Figuras 1 e 3, no material laminado com cilindros lisos ( $\mu Ra = 0,3 \mu m$ ), há uma rápida elevação da permeabilidade na direção longitudinal e ao mesmo tempo uma acentuada queda na direção transversal, quando a redução é aumentada até 3,0 %. Acima deste valor, somente nota-se variação significativa na permeabilidade da direção diagonal, que continua crescente com a redução. A elevação da permeabilidade na direção longitudinal entre as reduções de 1,0% e 3,0% pode estar relacionada ao enfraquecimento da fibra gama iniciado nas reduções acima de 1,0% (Figuras 9l e r). Porém, os valores superiores de permeabilidade e inferiores de perda nessa direção, em relação aos exibidos pelo material laminado com cilindros rugosos, além do enfraquecimento da fibra gama pode estar ligado ao fortalecimento simultâneo das componentes  $(001)[110]$  e

(001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] (também chamada de “cubo rodado”), como mostram as Figuras 9(f), (l) e (r), bem como, da componente (010)[101] (Figuras 8f, l e r).



**Figura 9.** ODFs do aço elétrico após a laminação de encruamento e após o tratamento térmico final, com corte em  $\phi_2 = 45^\circ$ . Notação de Bunge.

O fortalecimento dessas três últimas componentes também pode explicar a elevação da permeabilidade e a queda da perda na direção diagonal quando se aumenta a redução pois, direções de fácil magnetização  $\langle 100 \rangle$  ficam alinhadas a  $45^\circ$  com direção de laminação. Enquanto isso, a queda da permeabilidade na direção transversal pode estar relacionada, principalmente, ao fortalecimento da componente (114)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] da fibra alfa que atinge uma intensidade de 7,2 vezes o aleatório e da componente (332)[113] que atinge intensidade de 5,4 vezes, como pode ser visto nas Figuras 5(l) e (r).

A forte anisotropia apresentada pelo material laminado com cilindros lisos poderia ser justificada pelo surgimento de textura Goss ( $\langle 110 \rangle [001]$ ) após o recozimento final, contudo, através de uma análise das Figuras 9(f), (l) e (r), nota-se que não há formação dessa textura e que as componentes próximas a ela possuem baixa intensidade de orientação.

Um fato que deve ser observado é que a laminação de encruamento influencia a textura do aço elétrico mesmo antes do tratamento térmico final, onde a laminação com os cilindros de maiores microrrugosidades a enfraquece em todas as reduções, enquanto a laminação com cilindros lisos provoca um enfraquecimento bem menor de algumas componentes.

Cheong, Hilinski e Rollett<sup>(1)</sup> também encontraram uma forte anisotropia das propriedades magnéticas do aço laminado com cilindros lisos, com forte textura

superficial, e uma menor anisotropia no aço laminado com cilindros de microrrugosidade mais elevada, que apresentou fraca textura superficial. Esses autores também puderam concluir que a qualidade magnética do aço pode ser controlado por parâmetros de processo, tais como a microrrugosidade média ( $\mu Ra$ ) e a redução na laminação de encruamento e que o desenvolvimento dessa qualidade depende tanto do controle da microestrutura quanto do controle da textura.

#### **4 CONCLUSÃO**

Os resultados mostram que, tanto a redução aplicada no passe de encruamento quanto a microrrugosidade média ( $\mu Ra$ ) dos cilindros de trabalho utilizados na laminação, influenciam diretamente na textura e na microestrutura desenvolvidas durante o tratamento térmico final e conseqüentemente afetam as propriedades magnéticas do aço elétrico semiprocessado analisado.

Durante o recozimento final, o aço laminado com cilindros mais lisos desenvolve uma certa textura que torna as suas propriedades magnéticas mais anisotrópicas no plano da chapa, enquanto no material laminado com cilindros mais rugosos há um enfraquecimento da textura original de recristalização, aleatorizando-a e tornando o material menos anisotrópico.

A permeabilidade magnética parece sofrer maior influência da textura enquanto a perda no núcleo parece estar relacionada tanto com o tamanho de grão quanto com a textura desenvolvida.

#### **Agradecimentos**

Os autores agradecem à Usiminas pelo apoio financeiro. Um dos autores, RB, também agradece ao CNPq e à Fapemig pelo apoio financeiro a sua pesquisa.

#### **REFERÊNCIAS**

- 1 CHEONG, S. W., HILINSKI, E. J., ROLLETT, A. D. Effect of Temper Rolling on Texture Formation in a Low Loss Cold-Rolled Magnetic Lamination Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 34A, n. 1311, June 2003.
- 2 ASTM E112:1996. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.
- 3 JIS C 2550:2000. Test Methods for Magnetic Steel Sheet and Strip.
- 4 CHEONG, S. W., HILINSKI, E. J., ROLLETT, A. D. Grain Growth in a Low Loss Cold-Rolled Motor-Lamination Steel. Metallurgical and Material Transactions A, v.34A, n. 1321, June 2003.
- 5 DŽUBINSKÝ, M., BI, Y., IRONS, T. Influence of Temper Rolling Conditions on Microstructure and Texture Development During Decarburizing Annealing in Non-Oriented Electrical Steel. In: International Conference on Thermomechanical Processing of Steels, Dusseldorf, 2004, p.499-506.