

# EFEITO DA TEMPERATURA DE ACABAMENTO SOBRE A ESTRUTURA E AS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DE UM AÇO GRÃO NÃO ORIENTADO COM 1,3% Si

Sebastião da Costa Paolinelli <sup>(1)</sup>

Marco Antônio da Cunha <sup>(2)</sup>

## Resumo

Amostras de um aço GNO com 1,3% obtidas através de laminação de acabamento industrial com temperaturas de 920 e 1000 °C foram processadas a frio em laboratório para avaliação da evolução estrutural e de propriedades magnéticas. Os resultados mostraram que a variação da temperatura de acabamento não provocou diferenças significativas na orientação cristalográfica da bobina a quente tanto antes quanto após recozimento inicial. No entanto, o processo com 1000 °C resultou numa textura final com maior fração da fibra  $\eta$  e menor fração da fibra  $\gamma$  e daí melhores propriedades magnéticas. Isto foi explicado pelo seu maior tamanho de grão de partida para a laminação a frio produzido após recozimento inicial o qual originou maior quantidade de bandas de cisalhamento em relação à superfície de contornos de grãos, gerando maior número de grãos com orientação de Goss.

**Palavras-chave:** temperatura de acabamento, textura, propriedades magnéticas

## Effect of Finishing Temperature on the Microstructure and the Magnetic Properties of A 1.3% Si Non Oriented Silicon Steel

### Abstract

Industrial hot band samples of a 1,3%Si steel, finished in a Steckel mill at temperatures of 920 °C and 1000 °C were processed in a laboratory scale to investigate the evolution of microstructure and to evaluate final magnetic properties. The results showed no significant texture variation with finishing temperature in the hot band and after hot band annealing. However, samples finished in the hot strip mill at 1000 °C resulted in a more favourable final structure and better magnetic properties due to larger grain size, larger fraction of  $\eta$  fibre texture and smaller fraction of  $\gamma$  fibre texture than samples finished at 920 °C. The results were explained by the larger grain size after hot band annealing observed in the samples finished at 1000 °C, what is known to favour formation of shear bands in cold rolling and increase shear band to grain boundary ratio.

**Key-words:** finishing temperature, texture, magnetic properties

## 1. INTRODUÇÃO

Aços siliciosos de grão não orientado - GNO - são utilizados numa grande gama de aplicações onde alta permeabilidade ou baixa perda magnética ou ambas são requeridas. Estas propriedades magnéticas são determinadas em grande parte pela textura de recozimento final, que por sua vez tem dependência com a estrutura de grãos e textura desenvolvidas nos estágios intermediários de sua produção.<sup>(1)</sup> É interessante que se obtenha o maior número de grãos com a direção [100] e um menor número daqueles com a direção [111] paralelas à superfície da chapa, devido às características de anisotropia magnética do cristal de Fe-Si.

Atuando na temperatura de acabamento da laminação a quente é possível modificar a estrutura ( $\gamma$  ou  $\alpha$ ) durante este

processo e daí alterar a estrutura de grãos e textura da bobina a quente e, por conseguinte, a evolução estrutural subsequente até a obtenção da estrutura final<sup>(2,3)</sup> e as propriedades magnéticas correspondentes.

Foi demonstrado que laminação a quente de um aço com baixo teor de silício utilizando o campo austenítico produz um material com intensidades bem maiores de componentes texturais favoráveis ao processo de magnetização que a laminação no campo ferrítico da liga em questão.<sup>(2,3)</sup> O propósito deste trabalho é apresentar a evolução da estrutura de grãos e da textura e propriedades magnéticas resultantes de

<sup>1</sup> Pesquisador Senior - Centro de pesquisa, Acesita S. A.

<sup>2</sup> Analista Consultor - Centro de pesquisa, Acesita S. A.

amostras de um aço GNO com 1,3% Si laminado a quente industrialmente via laminador "Steckel" em duas diferentes temperaturas e com processamento a frio em laboratório.

## 2. MATERIAL E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Amostras de um aço GNO com 0,003%C, 0,60%Mn, 1,27%Si, 0,003%S, 0,0020%N e 0,0009%Ti laminado industrialmente para 2,00mm de espessura via laminador reversível "Steckel" com temperaturas de acabamento de 920 e 1000 °C, foram processadas em laboratório com recozimento inicial a 900 °C com 30s de encharque num forno estático, decapadas em HCl, laminadas para 0,50mm (75% de redução) e, finalmente, recozidas a 900 °C com 40s de encharque num forno contínuo sob atmosfera composta de 75%H<sub>2</sub> e 25%N<sub>2</sub> e ponto de orvalho -28 °C.

A indução magnética a 5000A/m ( $B_{50}$ ), perda ( $W_{15/60}$ ) e permeabilidade ( $\mu_{15/60}$ ) magnéticas a 1,5T/60Hz foram medidas na direção longitudinal no acessório chapa única do aparelho Brokhauss MPG-100-D. A evolução estrutural foi analisada através de microscopia ótica e a orientação cristalográfica avaliada através de EBSD (Electron Backscattering Diffraction) na seção longitudinal ao longo da espessura.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Poucas diferenças entre as estruturas de grão da bobina a quente - BQ - podem ser observadas, vide Figura 1: (a) temperatura de laminação a quente - TLTQ - 1000 °C e (b) TLTQ 920 °C. A estrutura gerada pela laminação a 920 °C ainda guarda uma certa quantidade de deformação que pode ser confirmada pela maior desorientação média por grão mostrada na Figura 2. Ambos materiais apresentam uma característica comum: grãos grandes no centro e muito pequenos próximos à superfície.

O recozimento a 900 °C/30s gera uma estrutura mais homogênea e com um tamanho de grão médio bem maior no material com TLTQ 1000 °C. Uma heterogeneidade de tamanho de grão bem acentuada permanece no material com TLTQ 920 °C, como pode ser visto na Figura 3.

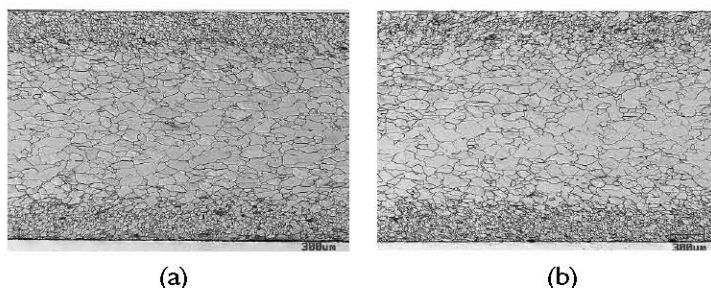


Figura 1. Estrutura de grãos das BQ's sem recozimento - (a) TLTQ 1000 °C; (b) TLTQ 920 °C.

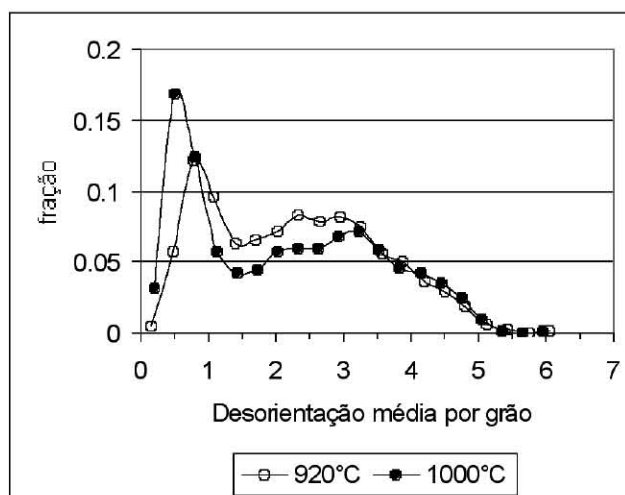


Figura 2. Desorientação média por grão (dados do EBSD).

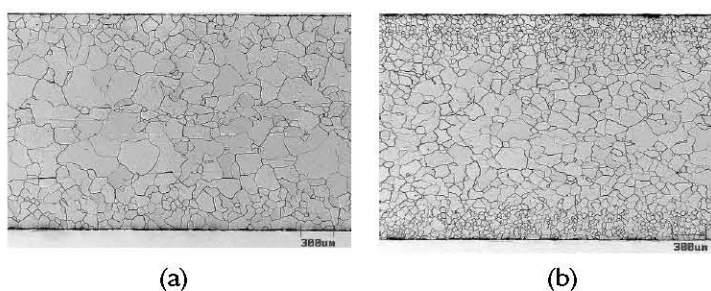
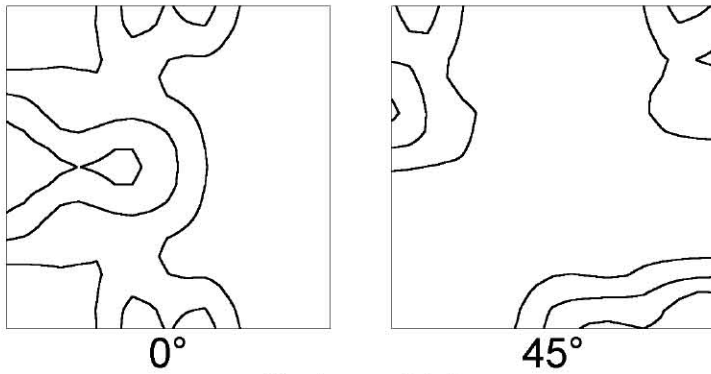


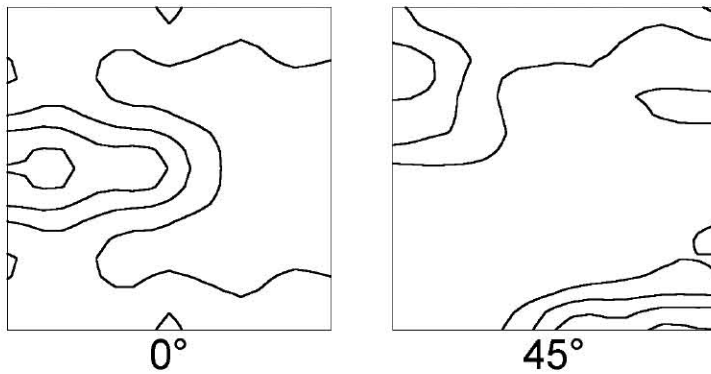
Figura 3. Estrutura de grãos das BQ's após recozimento a 900 °C - (a) TLTQ 1000 °C; (b) TLTQ 920 °C.

Resultados semelhantes foram obtidos por C. S. Lee<sup>(3)</sup> quando laminou um aço com 1,05%Si a 950 °C (correspondendo à fase  $\gamma$ ) e a 830 °C (correspondendo à fase  $\alpha$ ). O material laminado a 950 °C apresentou um tamanho de grão muitas vezes maior que o laminado a 830 °C, a partir de um recozimento em caixa a 820 °C durante 20 horas.

Não se observa diferença significativa entre a orientação cristalográfica dos materiais laminados nas duas temperaturas, nem antes nem após recozimento da BQ a 900 °C/30s. As intensidades das componentes são baixas devido à alta fração da componente aleatória, como pode ser visto nas ODF's (Orientation Distribution Function) da Figura 4 (material sem recozimento) e da Figura 5 (material recozido a 900 °C/30s) construídas a partir de dados obtidos do EBSD.

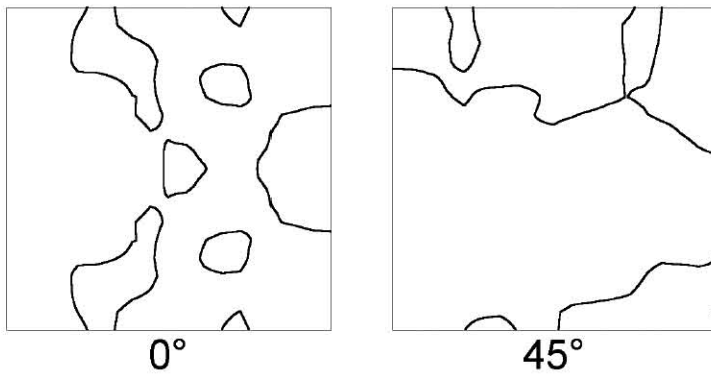


(a) -  $I_{max} = 2,271$

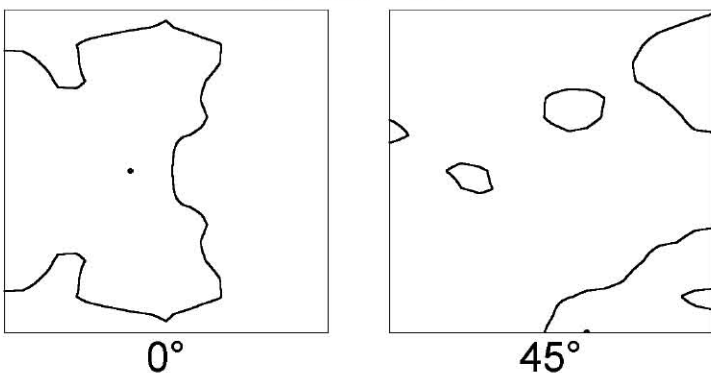


(b) -  $I_{max} = 2,648$

Figura 4. ODF's das BQ's antes do recozimento - (a) TLTQ 1000 °C; (b) TLTQ 920 °C. Intensidades: 1; 1,5; 2; 2,5; 3; 4; 5.



(a) -  $I_{max} = 1,513$

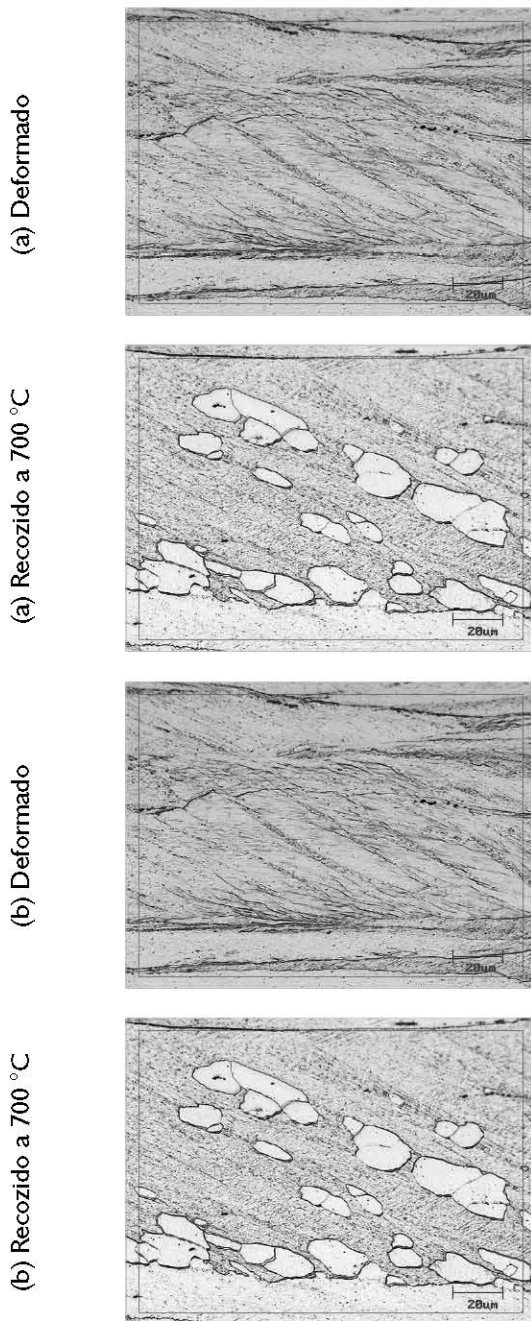


(b) -  $I_{max} = 1,579$

Figura 5. ODF's das BQ's após recozimento a 900 °C (a) TLTQ 1000 °C; (b) TLTQ 920 °C. Intensidades: 1; 1,5; 2; 2,5; 3; 4; 5.

No caso citado por Lee<sup>(3)</sup> foi observada uma variação na orientação com a distância da superfície onde a intensidade das componentes (222) e (112) crescem e (200) cresce muito a partir de 25% da espessura até o centro da amostra. Esta diferença pode ser atribuída à baixa temperatura de laminação (830 °C) utilizada por Lee<sup>(3)</sup> correspondendo a uma estrutura totalmente ferrítica resultando numa BQ com uma região central parcialmente recristalizada, à qual correspondeu a textura encontrada. Quando Lee<sup>(3)</sup> laminou no campo austenítico a orientação obtida também foi praticamente aleatória. No caso atual a menor temperatura foi de 920 °C, a qual correspondeu a uma certa quantidade de fase austenítica e resultou em menor deformação remanescente da BQ e uma textura com forte componente aleatória. Assim, nenhuma diferença considerável na textura da BQ foi obtida. No caso do tamanho de grão após recozimento foi provocada uma diferença bastante significativa. Bandas de cisalhamento foram observadas nos dois materiais laminados a frio com 75% de redução, Figura 6: (a) TLTQ 1000 °C e (b) TLTQ 920 °C. Estas bandas formam ângulos particulares com a direção de laminação e são áreas de deformação localizada onde grãos com orientação de Goss (110) [001] são formados.<sup>(1,4,5)</sup>

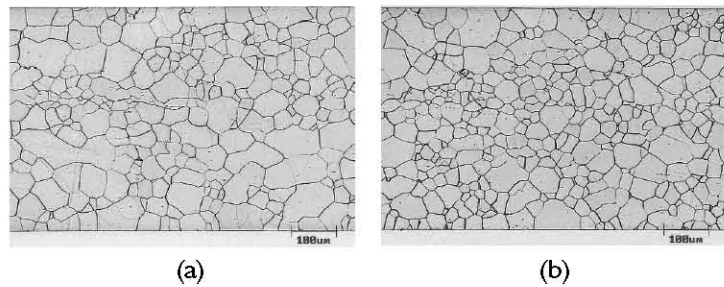
Após recozimento final a 900 °C/40s o material processado na LTQ a 1000 °C apresentou um tamanho de grão um pouco superior ao processado a 920 °C - Figura 7 (a) e (b), conseqüência do maior tamanho de grão de partida da BQ recozida. A orientação cristalográfica final resultante do material com TLTQ 1000 °C apresentou 30,7%  $\eta$  e 16%  $\gamma$  contra 27%  $\eta$  e 24,3%  $\gamma$  do material com TLTQ 920 °C. Ambos processos resultaram numa orientação final com pico na componente de Goss (110) [001] porém, a temperatura mais alta gerou um pico de maior intensidade, ou seja, TLTQ 1000 °C resultou numa orientação final bem mais favorável com menor intensidade de fibra  $\gamma$  e maior intensidade da fibra  $\eta$  com pico na orientação de Goss. A Figura 8 (a) e (b) mostra as ODF's correspondentes construídas a partir de dados do EBSD.



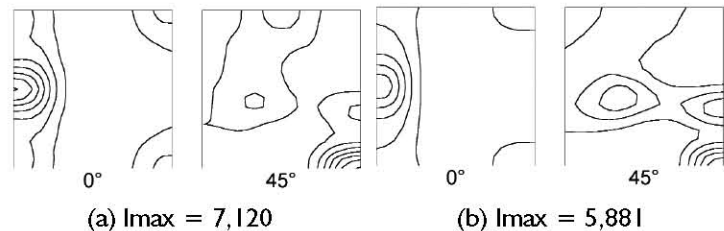
**Figura 6.** Bandas de deformação presentes no material deformado e grãos de Goss originados destas crescendo juntamente com aqueles originados nos contornos.

#### 4. CONCLUSÕES

A laminação a quente nas temperaturas de 920 e 1000 °C não provocou diferença de orientação cristalográfica na BQ recozida provavelmente pelas duas temperaturas corresponderem à fase  $\gamma$  (1000 °C) e à mistura de  $\alpha + \gamma$  (920 °C). No entanto provocou uma grande diferença no tamanho de grão de partida para a redução a frio. O maior tamanho de grão aumentou a quantidade de bandas de deformação em relação à área de contornos de grão gerando após recozimento final uma textura com maior fração de fibra  $\eta$  e menor de fibra  $\gamma$  e, por conseguinte, melhores propriedades



**Figura 7.** Estrutura de grãos após recozimento final (a) TLTQ 1000 °C; (b) TLTQ 920 °C.



**Figura 8.** ODF's do material após recozimento final (a) TLTQ 1000 °C; (b) TLTQ 920 °C. Intensidades: 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7.

A orientação cristalográfica mais favorável, juntamente com um tamanho de grão ligeiramente superior alcançados no processo com TLTQ 1000 °C resultou em propriedades magnéticas melhores como pode ser visto na Tabela I.

**Tabela I.** Resultados de propriedades magnéticas para as duas temperaturas de laminação a quente de acabamento.

TLTQ (°C)	$W_{15/60}$ (W/kg)	$B_{50}$ (mT)	$m_{15/60}$
1000	5,10	1822	2300
920	5,49	1794	2100

O processo com TLTQ 1000 °C resultou num tamanho de grão de partida da BQ recozida bem maior. Isto favoreceu a formação de bandas de cisalhamento, onde se nucleiam grãos de Goss, ao mesmo tempo que diminuiu a área de contornos de grão onde se nucleiam grãos com orientação [111].

Isto pode ter aumentado a razão entre o número de grãos oriundos do interior, onde estavam as bandas de cisalhamento, para o número de grãos provenientes dos contornos de grão originais. O resultado foi uma estrutura com um maior tamanho de grão, uma maior fração de fibra  $\eta$ , contendo pico em (110) [001] e uma menor fração de fibra  $\gamma$ , confirmando que a nudeação em bandas de cisalhamento gera grãos com orientação de Goss, contida na fibra  $\eta$ .

magnéticas. O fato comprova e reforça a importância de se ter um grande tamanho de grão de partida para redução a frio dos aços GNO e que o acréscimo na temperatura de laminação a quente é um artifício para alcançá-lo.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. CUNHA, M.A.; PAOLINELLI, S.C. Non-oriented silicon steel recrystallization texture study. **Materials Science Forum**, Zuerich, v. 408-412 , p.779-784, 2002.
2. FISCHER, O.; SCHNEIDER, J. Influence of deformation process on the improvement of non-oriented silicon steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, Bilbao, v.254-255, p.302-306, Jan. 2003
3. LEE, C.S. The texture evolution of non-oriented silicon steel. ICOTOM, 12, **Proceedings...** Montreal. V.I, p.1083-1088, 1999.
4. USHIODA, K.; HUTCHINSON, W.B. Role of shear Bands in Annealing Texture formation in 3%Si-Fe (111)[112] Single Crystals. **ISIJ International**, Tokyo, v.29, n.10, p.862-867, 1989.
5. HARATANI, T.; HUTCHINSON, W.B.; DILLAMORE, I. L.; BATE, P. Contribution of shear banding to origin of Goss texture in silicon iron. **Metal Science**, v.18, p.57-65, Feb. 1984.