

# AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA APÓS LAMINAÇÃO A FRIO EM AÇOS ELÉTRICOS <sup>(1)</sup>

**Rubens Takanohashi** <sup>(2,7)</sup>  
**Fernando José Gomes Landgraf** <sup>(2)</sup>  
**Marcelo Gonçalves** <sup>(2)</sup>  
**Marília Emura** <sup>(2)</sup>  
**Gustavo Spera Alves** <sup>(2)</sup>  
**Marcos Flávio De Campos** <sup>(3)</sup>  
**Ângela Maria Pizzo Pássaro** <sup>(4)</sup>  
**Nelson B. de Lima** <sup>(5)</sup>  
**Nilza Sabioni Zwirman** <sup>(6)</sup>  
**e Verner Wolgien** <sup>(6)</sup>

## Resumo

A textura dos aços elétricos tem grande influência nos valores e na anisotropia de suas propriedades magnéticas. Sabe-se que a textura após laminação a frio influencia a textura após a recristalização final dos aços elétricos. Assim, a compreensão das características da microestrutura deformada é muito importante para o controle da textura.

Este trabalho procura analisar a textura cristalográfica e a microestrutura de aços de carbono abaixo de 0,02% e teores de Silício e Alumínio somando 0,5%, após laminação a frio com graus de deformação real de 0 a 0,693, utilizando microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e microscopia de força atômica. A principal evidência microestrutural são linhas paralelas que ocorrem no interior dos grãos. Discute-se a nomenclatura adequada dessas linhas e sua correlação com as microbandas observáveis por microscópio eletrônico de transmissão em materiais CFC.

Palavras-chave: aços elétricos, laminação, microbandas.

---

(1) Trabalho a ser apresentado no 53º Congresso Anual da ABM, de 13 a 17 de setembro de 1998 em Belo Horizonte, Minas Gerais

(2) Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo, IPT

(3) Departamento de Metalurgia e Materiais, Escola Politécnica da USP

(4) Instituto de Física da USP

(5) Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN

(6) Companhia Siderúrgica Nacional, CSN

(7) Faculdade de Engenharia Industrial, FEI

Autor para contato : Rubens Takanohashi - e-mail rubenst@cci.fei.br

## Introdução

As propriedades magnéticas dos aços elétricos são extremamente sensíveis à textura. Esse efeito é espetacular no caso da família de chapas de aço conhecida como “aços de grão orientado”, onde praticamente todos os grãos têm os planos {110} paralelos à plano de laminação da chapa. A propriedade magnética mais importante para seu uso em transformadores é a “perda magnética”, inversamente proporcional ao rendimento energético daquelas máquinas. Na direção de laminação a perda a 1,5T é da ordem de 1W/kg, passando para 4W/kg na direção transversal. Isso ocorre pois a magnetização do material é muito mais fácil na família de direções  $\langle 001 \rangle$  do que em qualquer outra direção. Nesse material, como quase todos os grãos têm a direção  $\langle 001 \rangle$  paralela à direção de laminação e a direção  $\langle 011 \rangle$  paralela à direção transversal, compreende-se por que as perdas na direção de laminação são tão menores que na transversal.

Este trabalho aborda o caso da outra família de aços, chamada “aços de grão-não-orientado”, que é utilizada quando o campo magnético é aplicado em todas as direções paralelas à plano de laminação da chapa, como em motores elétricos. O processo de fabricação dos aços, por laminação a frio e recozimento, tende a produzir uma textura com forte componente de plano {111} paralelo à superfície. Essa componente produz baixa anisotropia, mas o nível de perdas magnéticas é alto, pois não há nenhuma direção  $\langle 001 \rangle$  paralela à superfície da chapa. A evolução dessa família de aços busca a redução das perdas magnéticas e pequena anisotropia de propriedades. O sonho dos produtores de aços elétricos é obter um aço com textura com a maior quantidade possível da componente fibra  $\langle 001 \rangle$  paralela à direção normal, ou seja, que todos os grãos tenham planos {001} paralelos à superfície, mas sem direção preferencial paralela à direção de laminação [1].

A textura da recristalização é afetada pela textura do material deformado plasticamente. Assim, é interessante analisar a evolução da microestrutura do material ao longo da laminação a frio. Takashima et al [2] mostrou que o aumento do tamanho de grão antes da laminação a frio (ou seja, da “bobina a quente”) é um método eficiente para reduzir as perdas magnéticas, apesar de aumentar a anisotropia, pois aumenta a fração da componente {110} após o recozimento final. O artigo indica que aumento do tamanho de grão antes da laminação a frio induz a nucleação da recristalização preferencialmente nas “bandas de deformação” (sic) que existem no interior do grão deformado, ao invés de nuclear nos contornos de grão, o que é mais comum quando o tamanho de grão antes da laminação a frio é pequeno.

A microestrutura de materiais de estrutura CFC de média e alta energia de falha de empilhamento deformados plasticamente tem sido intensamente estudada pela equipe de N. Hansen no Riso National Laboratory da Dinamarca. Em suas muitas publicações na década de 90. [3-9] evoluiu uma descrição geral da evolução microestrutural, que pode ser assim resumida:

A deformação plástica se inicia com a movimentação de discordâncias em alguns sistemas de escorregamento, geração de novas discordâncias e seu emaranhamento em alguns locais formando paredes que circunscrevem “células de discordâncias” equiaxiais. Existem diferenças no número e na seleção de sistemas de escorregamento agindo simultaneamente entre elementos de volume vizinhos no interior de cada grão. Em cada elemento de volume o número de sistemas de escorregamento é menor do que o mínimo de cinco requerido para

deformação homogênea pelo critério de Mises, mas grupos de “blocos de células” vizinhos preenchem o critério coletivamente. Nas paredes as discordâncias estão confinadas em estruturas de baixa energia, nas quais as discordâncias vizinhas reduzem mutuamente suas tensões.

Como a deformação dentro de um bloco de células não obedece completamente o critério de Mises, a diferença de orientação cristalina entre blocos de células vizinhos aumenta com a deformação. Isto resulta num maior desajuste na fronteira entre “blocos de células”, formando-se paredes de alta densidade de discordâncias (PADD, em inglês “dense dislocation walls” – DDW). A diferença de orientação cristalina entre as células de um bloco de células é pequena, da ordem de  $2^\circ$  [6]. O aumento da deformação plástica leva à subdivisão das células e dos blocos de células através da subdivisão das paredes. A subdivisão das PADDs forma pequenas células alongadas confinadas por pares de PADDs aproximadamente paralelos, que freqüentemente atravessam todo o grão. Esse conjunto é chamado de “microbandas”. As diferenças de orientação cristalina entre as células do interior das “microbandas” chega a ser da ordem de  $20^\circ$  [6].

Neste trabalho utilizaremos a nomenclatura acima citada, mas ela não é universalmente adotada. Vários outros termos são utilizados para evidências semelhantes, dificultando a interpretação: bandas de transição, bandas de deformação, bandas matriz, subgrãos.

Como a deformação plástica do aço baixo carbono também forma células de discordâncias, pode-se supor que o modelo acima descrito é aplicável. A mudança de textura durante a deformação plástica deve ser, portanto, acumulada no interior das microbandas e nas diferentes orientações entre blocos de células vizinhos. Não está clara a intensidade relativa dessas duas componentes.

Dentro de uma linha de pesquisa que pretende desenvolver um processamento que resulte na textura fibra  $\langle 001 \rangle // ND$ , o presente trabalho reporta a evolução da textura na deformação plástica e analisa a microestrutura de um aço com um grau intermediário de deformação, em busca de correlacionar as observações de amostras polidas e atacadas com aquelas de lâminas finas observadas por microscopia eletrônica de transmissão citadas na literatura.

### **Procedimento experimental**

Ligas de ferro contendo até 0,5%Si + Al e teores de carbono abaixo de 0,02% foram elaboradas em forno a vácuo e solidificadas formando lingotes de espessura 50 mm, largura 340 mm e comprimento 350 mm. Os defeitos superficiais desse lingote foram removidos por esmerilhamento e um segmento de 15 kg foi reaquecido a  $1200^\circ\text{C}$  para ser laminado a quente até atingir uma espessura de 2,5 mm. Ao final da laminação a quente o material estava a  $900^\circ\text{C}$ . Foi introduzido num forno a  $720^\circ\text{C}$  por 5 horas e depois resfriado no forno até a temperatura ambiente. Esse procedimento foi seguido para reproduzir o mais fielmente possível o processamento do aço numa usina siderúrgica. A observação da microestrutura por microscopia ótica mostra tamanho de grão variando ao longo da espessura, de 33  $\mu\text{m}$  na superfície e 40  $\mu\text{m}$  no centro.

A análise de textura foi feita em amostras no estado bruto de laminado a quente, no estado laminado a frio com deformação real de 1,55 (redução da espessura de 2,5 para 0,53mm) e no estado recristalizado. Utilizou-se um difratômetro Rigaku para obter as figuras de polo e um software elaborado no IPEN para produzir as figuras de ODF- Função de Distribuição de Orientações.

Para análise microestrutural uma chapa de aço foi laminada a frio com 30% de alongamento e recozida a 700°C por 1 hora em atmosfera de nitrogênio produzindo um tamanho de grão mais homogêneo, da ordem de 48  $\mu\text{m}$ . A seguir foi novamente laminada a frio com graus de deformação real de 0,09 a 0,69.

As amostras para microscopia ótica e eletrônica de varredura foram cortadas nas seções longitudinal, transversal e paralela à superfície. Foram polidas em pasta de diamante de 6, 3, 1 e 1/4  $\mu\text{m}$  e atacadas com Nital 4%. Para microscopia de força atômica a amostra foi cortada na seção longitudinal, polida com pasta de diamante de 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$  e atacadas com Nital 4%.

Foi utilizado o Microscópio de Força Atômica Multimode<sup>TM</sup> SPM, NanoScope IIIa da Digital Instruments, instalado no Instituto de Física da USP. As imagens foram obtidas em modo de contato em ar (Contact AFM in Air) com um scanner AS-130 (“J”), com área de varredura de 125x125 $\mu\text{m}^2$  e pontas de nitreto de silício.

## **Resultados**

### **Textura**

A Figura 1 mostra o resultado da análise da textura de 3 amostras, uma delas no estado bruto de laminação a quente, outra após a laminação a frio e outra após o recozimento a 680°C por cinco horas. A partir de figuras de polo foram obtidas as ODF. Para comparar os três materiais num só gráfico, escolheu-se algumas fibras de alguns cortes das ODF. As fibras escolhidas foram:

1. Plano (100) paralelo à superfície.
2. Direção <100> paralela à direção de laminação (rd)
3. Plano (111) paralelo à superfície
4. Direção <110> paralela à direção de laminação (rd).

Essas quatro fibras mostram os principais componentes de textura desse tipo de materiais.

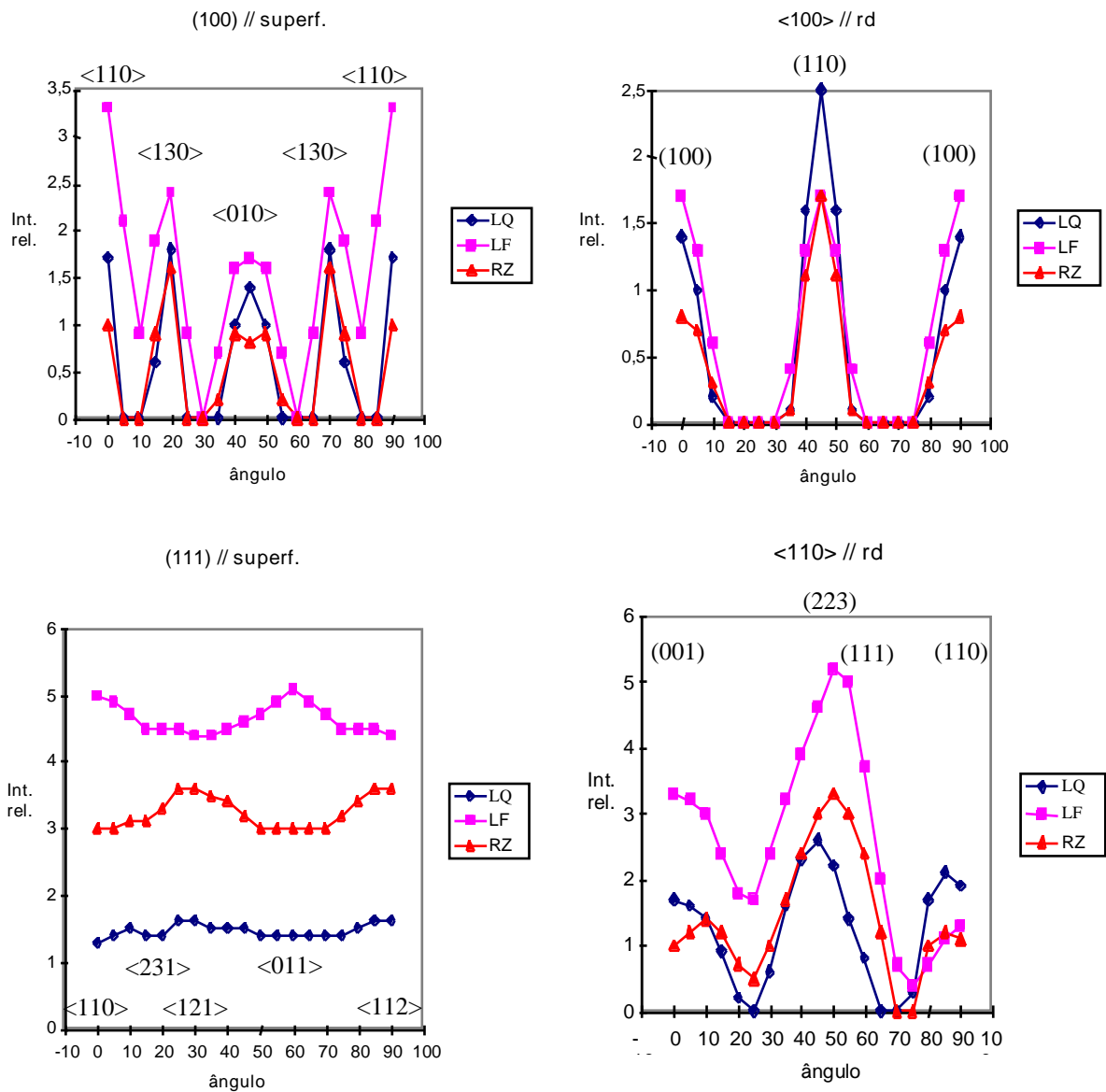


Figura 1. Cortes das ODFs segundo algumas fibras relevantes, mostrando a evolução da textura entre material laminado a quente (LQ), laminado a frio com deformação real de 1,55 (LF) e recozido (RZ).

## Microscopia Óptica.

A microscopia óptica de amostras atacadas permite observar contornos de grão e linhas paralelas que chegam a atravessar o grão todo mas não ultrapassam os contornos de grão. Estas “linhas” podem ser vistas na seção longitudinal a aproximadamente  $45^\circ$  em relação à direção de laminação, nas duas inclinações, conforme a Figura 2. Colpaert chamou-as de “linhas de escorregamento” [10]. A expressão “linhas de escorregamento” é normalmente aplicada àquelas linhas visíveis numa superfície polida e posteriormente deformada. Não há uma expressão amplamente reconhecida para descrever aquelas linhas que são vistas após ataque químico. Utilizaremos aqui a expressão “linhas de deformação”.

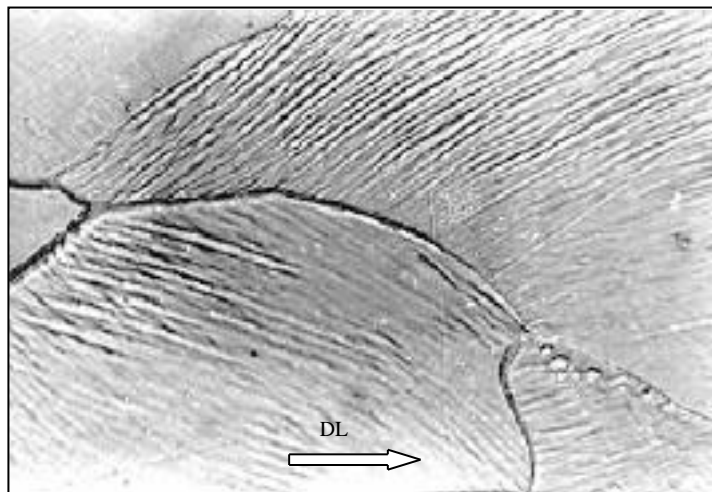


Figura 2 – Imagem de microscopia óptica da seção longitudinal de amostra com deformação real de 0,34, após ataque químico com nital 4% . “Linhas de deformação” a aproximadamente  $45^\circ$  em relação à direção de laminação no grão superior. No grão inferior pode-se perceber à esquerda uma região onde ocorre cruzamento de linhas de deformação. 1000x.

Nota-se também que, na seção transversal, as “linhas de deformação” dispõem-se geralmente paralelas à superfície (Figura 3) mas podem também ocorrer em outras direções chegando a cruzar-se, formando um ângulo de aproximadamente  $90^\circ$  (Figura 4). Na seção paralela à superfície elas ocorrem na direção perpendicular à direção de laminação. Pode-se perceber também que certos grãos apresentam linhas em mais de uma direção, conforme figuras 2, 4 e 5.

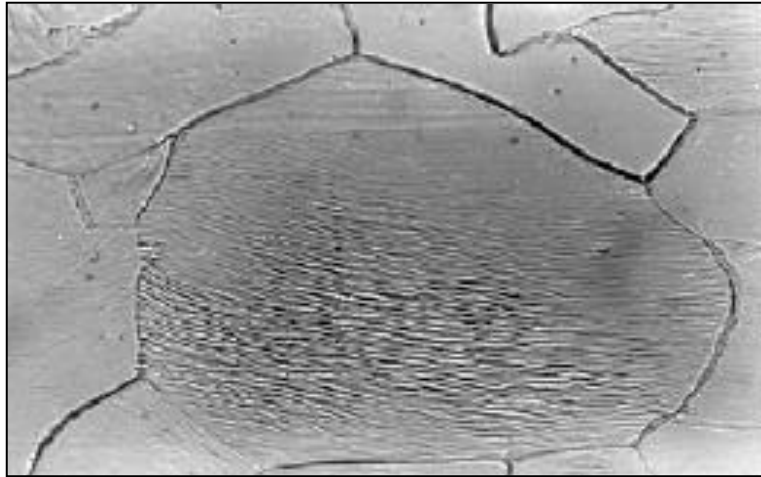


Figura 3 – Imagem de microscopia óptica da seção transversal. “Linhas de deformação” relativamente paralelas à superfície . 900x.

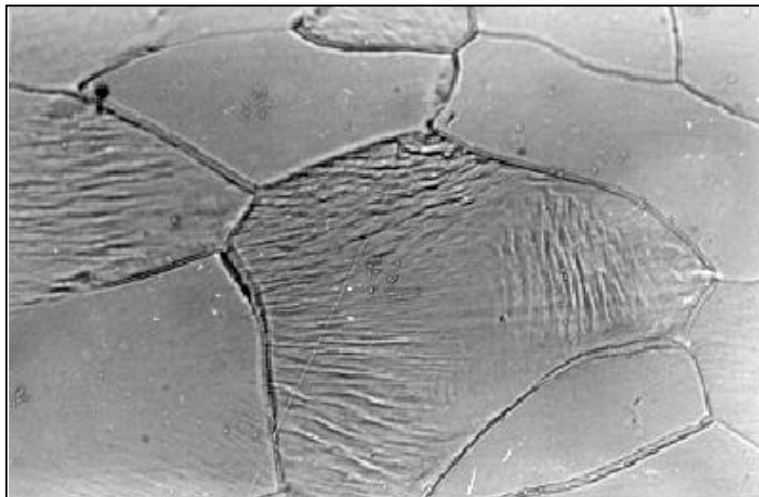


Figura 4 – Imagem de microscopia óptica da seção transversal. “Linhas de deformação” em diferentes orientações em relação à superfície em um mesmo grão. 900 x.

### **Microscopia Eletrônica de Varredura**

As mesmas amostras foram examinadas por microscopia eletrônica de varredura, que devem ser mais sensíveis ao relevo microestrutural. A Figura 5 mostra linhas de deformação em duas direções num mesmo grão. Pode-se notar três regiões distintas: à esquerda as linhas de deformação estão a  $+45^\circ$ , à direita a  $-45^\circ$  e entre elas uma região de interseção. A Figura 6 mostra a imagem da seção transversal, onde as linhas localizam-se paralelamente à superfície da chapa.

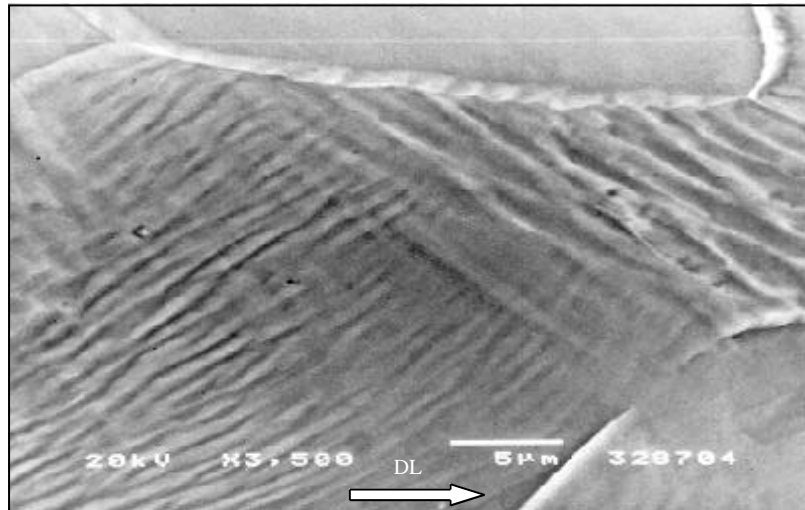


Figura 5. Imagem de microscopia eletrônica de varredura da seção longitudinal de amostra com deformação real de 0,34, após ataque químico com nital 4% . Linhas de deformação a aproximadamente 45° em relação à direção de laminação.

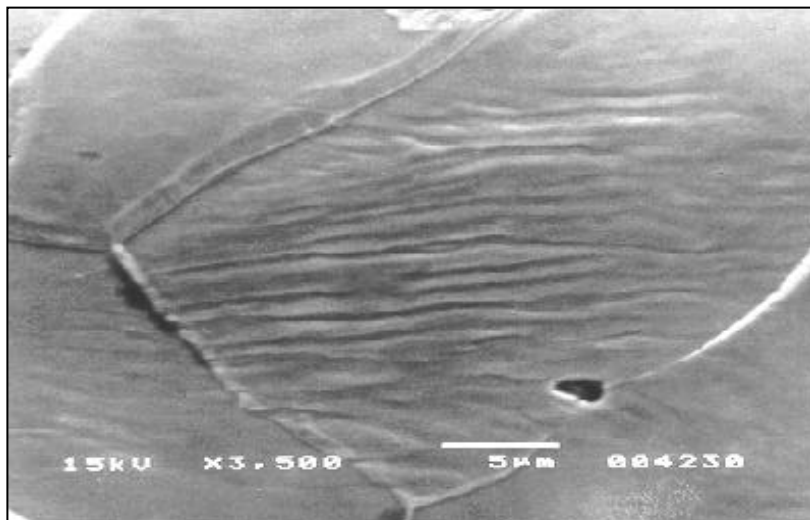


Figura 6. Imagem de microscopia de varredura da seção transversal de amostra com deformação real de 0,34, após ataque químico com nital 4% . Linhas de deformação aproximadamente paralelas à superfície da chapa.

Uma amostra com deformação real de 0,09 não apresenta linhas de deformação visíveis, por microscopia óptica, nem com grandes aumentos. Essa mesma amostra, quando analisada por microscopia eletrônica de varredura, permite a identificação de linhas de deformação muito suaves em poucos grãos.



## Microscopia de Força Atômica

Em princípio, esta técnica deve corresponder a uma melhor caracterização da superfície de amostras que as demais técnicas de microscopia utilizadas. A figura 7 mostra o relevo de uma amostra laminada a frio com deformação real de 0,34, após ataque químico (a varredura foi de  $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ , sendo apresentada a escala em altura correspondente). O software da Digital Instruments, permite obter um gráfico de alturas relacionadas a uma seção escolhida na imagem. Este recurso foi utilizado para avaliar a largura média das “linhas de deformação”. Definindo-se uma reta conveniente (figura 8), o programa traçou um gráfico de alturas no qual foram selecionadas três regiões de maior contraste. A largura média destas regiões foi, aproximadamente, de  $3 \mu\text{m}$ . Este resultado não é coerente com as figuras 5 e 6, onde as larguras das “linhas de deformação” aparentemente são bem menores. Pode-se justificar este fato através do efeito geométrico de convolução da ponta de nitreto de silício sobre a superfície. A ponta utilizada pode ser descrita como piramidal (base de  $16 \mu\text{m}^2$  e cerca de  $2 \mu\text{m}$  de altura); geometricamente ao passar por uma região de maior derivada, a informação lateral e de profundidade é perdida pela antecipação do movimento do piezo elétrico [19]. Medidas posteriores deverão ser feitas com outros tipos de ponta (geometrias e constantes de mola diferentes), para melhorar a resolução.

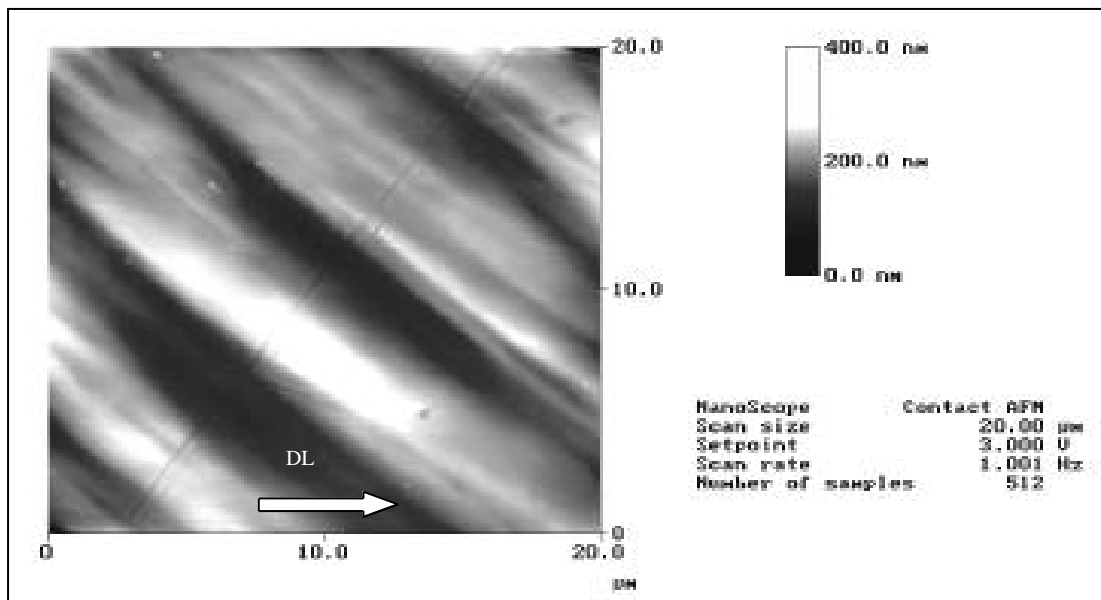


Figura 7 - Imagem de microscopia de força atômica da seção longitudinal de amostra com deformação real de 0,34 após ataque químico com nital 4%. Linhas de deformação a aproximadamente  $45^\circ$  em relação à direção de laminação.

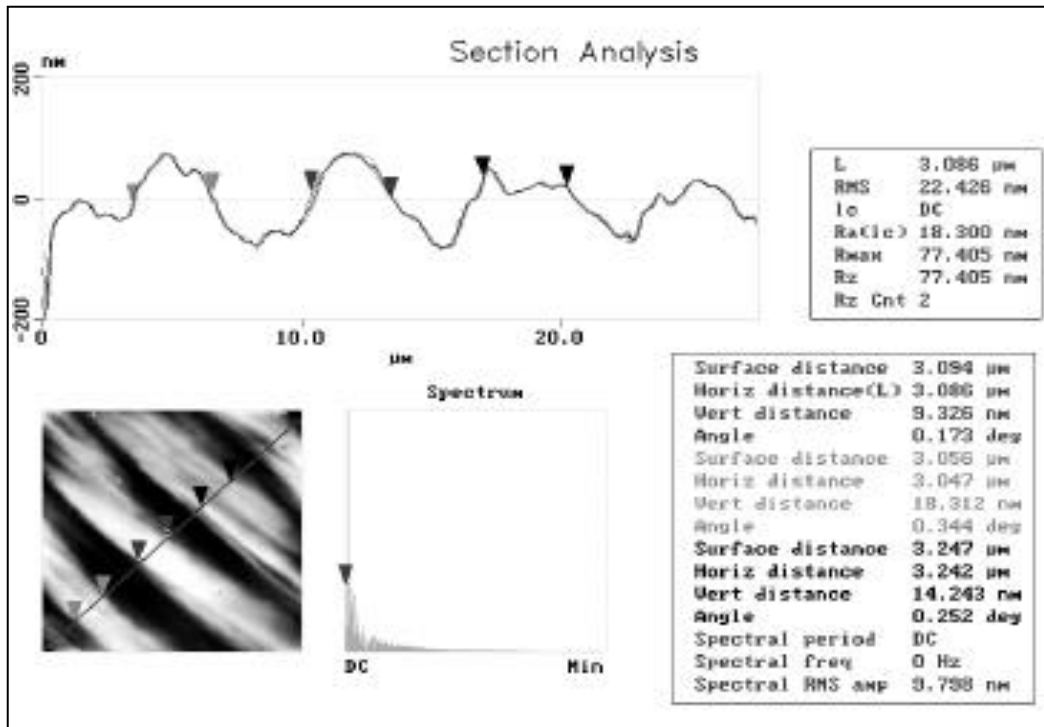


Figura 8 – Análise da topografia de uma seção escolhida da amostra da figura 8. Na parte superior é apresentado o gráfico de alturas daquela seção.

## Discussão

A análise da evolução da textura mostra, na figura 1, que a laminação a frio leva a um acentuado aumento da intensidade dos planos  $\{111\}$  paralelos à superfície, que passam de uma intensidade média de 1,5 vezes a intensidade aleatório para o caso da amostra bruta de laminação a quente (LQ) para intensidade relativa média de 4,5 no caso da amostra laminada a frio. Nota-se também um aumento de intensidade dos planos  $\{100\}$  paralelos à superfície. O recozimento diminui ambas as componentes, mas os planos  $\{111\}$  resultam com intensidade maior que aquela do material laminado a quente, ao contrário das componentes  $\{100\}$ .

Pode-se notar também que as componentes  $\{111\}$  são razoavelmente isotrópicas, enquanto as componentes  $\{100\}$  variam intensamente, com valores máximos quando a direção  $\langle 110 \rangle$  é paralela à direção de laminação.

O tamanho de grão do material na condição bruta de laminação a quente era de 20 μm. Segundo a proposição de Takashima et al [2], a nucleação da recristalização deve ter sido predominantemente nos contornos de grão. A forte deformação (deformação real de 1,55) levou a um tamanho de grão recristalizado de 12 μm. Novamente, segundo Takashima et al [2], a textura teria componente  $\{110\}$  mais forte se o tamanho de grão antes da laminação a frio fosse grande e a nucleação pudesse ocorrer com mais intensidade nas “bandas de deformação”, conforme micrografia daquele trabalho.

As “bandas de deformação” por ele observadas por microscopia óptica têm morfologia semelhante à daquelas linhas vistas nas figuras 2 a 4. A primeira consideração a ser feita é a respeito da nomenclatura que é dada a essas “linhas”. Apesar dessa denominação ter sido bastante utilizada na década de 50 [11], no presente trabalho utiliza-se a denominação provisória “linhas de deformação”, pois é mais comum aplicar-se “bandas de deformação” às evidências observadas por microscopia de transmissão [12, 13, 14], que serão discutidas mais a frente.

Colpaert identificou as linhas que se observam em amostras com ataque químico, em aços de baixo carbono submetidos a intensa deformação plástica, como “linhas de escorregamento” [10]. Entretanto, o Metals Handbook [15] e outros autores [3] definem como “linhas de escorregamento” (“slip lines”) os traços visíveis de planos de escorregamento em superfícies que foram polidas antes da deformação. O movimento relativo do material em lados opostos de um plano de escorregamento causa o aparecimento de um degrau superficial. Essas linhas podem ser retas, indicando escorregamento em um único plano, ou onduladas, indicando escorregamento em dois ou mais planos interceptantes, tais como os causados por repetidos escorregamentos com desvio de uma discordância em hélice [15].

A questão da nomenclatura está associada a uma característica microestrutural importante: as “linhas de deformação” vistas no microscópio óptico indicam ou não a posição de planos de escorregamento? Conforme visto acima, as “linhas de escorregamento” sim, estão associadas a esses planos, mas as PADDs não, como sugere a Figura 9, reproduzida de Hansen .et al [7]. As PADDs e as microbandas eventualmente localizam-se paralelamente aos planos de escorregamento, mas não necessariamente.

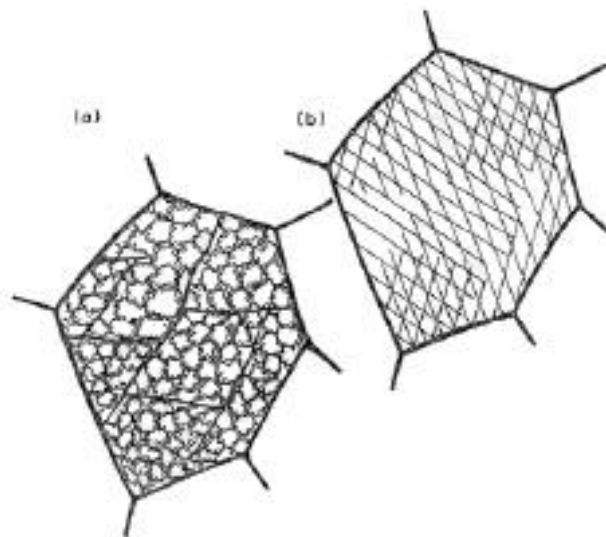


Figura 9 – Esquemática das microestruturas. (a) Grão contendo células equiaxiais agrupadas em blocos de células delineados por paredes de alta densidade de discordâncias (PADDs). (b) Padrão de “linhas de escorregamento” na superfície do grão com a microestrutura mostrada em (a).[6].

G. Winther [9] afirma que as microbandas e as PADDs tipicamente formam ângulos de 45 e 90° em relação à direção de laminação e seção longitudinal, respectivamente. As linhas de deformação observadas nas amostras de aço do presente trabalho localizam-se nas mesmas direções.

Com baixas deformações, nem todos os grãos mostram linhas de deformação, como se observa na figura 4. O aumento da deformação aumenta o número de grãos onde as linhas de deformação são observáveis.

O aumento da deformação provoca uma mudança do ângulo das linhas de deformação com a direção de laminação, de aproximadamente 45° com deformação real de 0,18 para ângulos menores até a maior deformação real aqui investigada, de 0,69. Hansen et al [7] notam que com altas deformações as PADDs/microbandas tornam-se paralelas à superfície.

Essas evidências sugerem que as “linhas de deformação” estão associadas às PADDs/microbandas observadas por microscopia de transmissão. Entretanto, não foi possível estabelecer a relação entre microbandas e blocos de células e as regiões “mais altas” e “mais baixas” da observação no microscópio de força atômica.

Voltando à questão das nomenclaturas, Hansen [3] sugere que as microbandas têm as mesmas características das bandas de deformação e das bandas de transição. Também para Doherty [12] e Padilha et al [13], bandas de deformação e de transição são sinônimos. Apesar de Hansen ter usado a expressão “bandas de transição” em 1990 [3], ela tem sido pouco usada na literatura internacional na década de 90, sempre substituída pela expressão “microbandas” [3-9, 16,17] aplicada ao conceito acima descrito

Essas definições conflitam com as do Metals Handbook [15] e Gorelik [14], para quem as bandas de deformação são partes de um grão que tiveram rotações em diferentes direções durante a deformação, produzindo bandas com diferentes orientações dentro de um cristal, enquanto que as bandas de transição (ou as microbandas, para Gorelik) são as fronteira entre duas bandas de deformação, uma região de mudança contínua de orientação. O Metals Handbook [15] chama de microbandas uma outra evidência microestrutural, aquelas bandas longas e retas de escorregamento altamente concentrado, estendidas no plano de escorregamento de grãos individuais. Essas evidências são chamadas por Hansen e colaboradores de “microbandas de segunda geração” [7]. Elas possuem geralmente de 0,1 a 0,2 μm de espessura, atravessando todo o grão e correspondem às bandas de escorregamento vistas em uma superfície polida. As microbandas são geralmente observadas em deformações maiores que 0,1 [15].

A questão mais importante para essa linha de pesquisa ainda exigirá investigações mais amplas. A relação entre essas evidências microestruturais e a alteração da textura com a deformação plástica ainda não está bem estabelecida. N. Hansen afirma que a mudança da textura está associada à formação de bandas de cisalhamento, e que o efeito das microbandas é mínimo [18]. Seu efeito na recristalização é ainda mais complexo, o que pode ser exemplificado pelo fato de que, nas amostras cuja microestrutura deformada foi aqui investigada, o tamanho de grão recristalizado é praticamente igual ao tamanho de grão antes da deformação.

## Conclusões

1. A análise da textura mostra o fortalecimento das componentes {111} e {100} com a laminação a frio.
2. As micrografias mostram a ocorrência de “linhas de deformação” a 45° da direção de laminação na seção longitudinal, paralelas à superfície na seção transversal e perpendiculares à direção de laminação na seção paralela à superfície.
3. Apesar da existência de evidências que correlacionam as “linhas de deformação” com as microbandas citadas na literatura, somente com a observação por microscopia de transmissão será possível diferenciar as regiões de microbandas e de blocos de células.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à Fapesp (processos 95/5651-0 e 97/4877-0) e a Vicente Isabel dos Santos pela ajuda na preparação das amostras.

## Referências Bibliográficas

- [1] Shimanaka, H.; Matsumura, K; Irie, T.; Nakamura, H. A New Non-Oriented Si-Steel with Texture of {100}. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1980, v. 19, p. 63-64.
- [2] Takashima, M. ; Obara, T.; Kan, T. - Texture Improvement in High-permeability Nonoriented Electrical Steel by Antimony Addition”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1993, v. 2, p. 249-254.
- [3] Hansen, N. - *Materials Science and Technology*, Nov 1990, vol. 6, p. 1039-1047
- [4] Hughes, D. A. and Hansen, N. - *Materials Science and Technology*, Jun 1991, vol. 7, 544-553.
- [5] Kuhlmann-Wilsdorf, D. and Hansen, N. - *Scripta Metalurgica et Materialia*, 1991, vol. 25, p. 1557-1562.
- [6] Bay, B.; Hansen, N.; Hughes, D. A. and Kuhlmann-Wilsdorf, D. - *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, vol. 40, n° 2, p. 205-219.
- [7] Hansen, N. and Jensen, D. J. - *Acta Metallurgica et Materialia*, 1992, vol. 40, n°. 12, p. 3265-3275.
- [8] Driver, J. H.; Jensen, D. J. and Hansen, N. - *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 42, n° 9, p. 3105-3114.
- [9] Winther, G. - *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1996, vol. 25, p. 265-272.
- [10] Colpaert, H. - *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*, Jul 1951, p.180-197.
- [11] Barret, C.S. *Structure of metals*. McGraw-Hill NY, 2<sup>nd</sup> Ed., 1952, p.372, p.453
- [12] Doherty, R. D. – Nucleation. In.: *Recrystallization of Metallic Materials*, ( Editor F. Haessner ), Dr. Riederer-Verlag GmbH, Stuttgart, 1978, cap. 3, p. 23-61.
- [13] Padilha, A. F. Siciliano Jr, F.. - *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*, ABM, 1995.
- [14] Gorelik, S. S. - *Recrystallization in Metals and alloys*, MIR, Moscou, 1981.
- [15] *Metals Handbook - Metallography and Microstructures*, ASM, vol. 9, 9<sup>o</sup> ed., p. 684-699.
- [16] Rizhi, W. and Lei, T. C. - *Materials Science and Technology*, Aug 1993, vol. 9, p. 698-703.

- [17] Thuillier, S. and Rauch, E. F. - Acta Metallurgica et Materialia, 1994, vol. 42, n° 6, p. 1973-1983.
- [18] Hansen, N. - comunicação pessoal, junho de 1998.
- [19] Digital Instruments – Multimode SPM Instruction Manual, Version 4.22, 1996.

## **MICROSTRUCTURAL EVALUATION AFTER COLD ROLLING IN ELECTRICAL STEELS**

### **Abstract**

The texture of electrical steels has a strong influence on the values and anisotropy of its magnetic properties. It is known that the texture after cold rolling influences the texture after final annealing in electrical steels. So, the comprehension of the characteristics of deformed microstructures is very important to the texture control.

This work aims at the analysis of the crystallographic texture and the microstructure of steels with carbon under 0,02% and silicon plus aluminum content around 0.5%, after cold rolling with true deformation from 0 to 0.69, using optical scanning and atomic force microscopy. The main microstructural evidence are the parallel lines that occur inside the grains. The adequate name of those lines and their correlation with the microbands observed by transmission microscopy in fcc materials are discussed.

key words: electrical steels, cold rolling, microbands