

EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA E DA TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO, APÓS BAIXOS GRAUS DE DEFORMAÇÃO A FRIO, EM DOIS AÇOS FERRÍTICOS COM BAIXO TEOR DE CARBONO

Liana Maria Ferezim Guimarães de Lima^a
Nelson Batista de Lima^a
Ângelo Fernando Padilha^b

^a Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN), Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 Cid. Universitária São Paulo SP CEP05508-000 lmfquima@ipen.br
^b Escola Politécnica da USP-Engenharia Metalúrgica e de Materiais

RESUMO

Foram estudadas as evoluções da microestrutura, da microtextura e da mesotextura durante o recozimento a 760°C após laminação de acabamento (9% de redução em espessura) de dois aços baixo carbono de grão não orientado: um deles contendo 2% em peso de silício e o outro, um aço convencional ABNT 1006. As técnicas experimentais utilizadas foram: microscopia eletrônica de varredura (para estudos da microestrutura) e difração de elétrons retroespalhados (para estudos da microtextura e da mesotextura). Os resultados mostram que a microestrutura de grãos grosseiros, obtida após recozimento para ambos os aços, é produzida por mecanismo de recristalização que avança da superfície para o interior da chapa. Para o aço com 2% de silício, o início deste processo é retardado pela presença do silício que impede o movimento das discordâncias, enquanto que para o aço ABNT 1006, o crescimento exagerado de grão é retardado pela competição entre recuperação e recristalização.

Palavras-chave: *Aços elétricos de grão não orientado, Baixos graus de deformação, Textura, Recristalização, EBSD.*

INTRODUÇÃO

Os aços baixo carbono apresentam, dentre todos os materiais metálicos produzidos comercialmente, os valores mais elevados de tonelagem produzida e de faturamento⁽¹⁾. Embora grande parte de sua produção seja usada em aplicações simples, sua tecnologia de processamento e suas propriedades têm passado por um contínuo processo de aperfeiçoamento e evolução.

No caso dos aços baixo carbono para fins eletromagnéticos, utilizados em motores elétricos, deseja-se uma microestrutura de grãos grosseiros e favoravelmente orientados para diminuir as perdas e aumentar a eficiência do motor.

Os motores elétricos são máquinas, nas quais, o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa, mas mudando continuamente de direção. Esses aços são conhecidos como *aços elétricos de grão não-orientado*. A nomenclatura, entretanto, é errônea, pois, na verdade, esses aços também apresentam textura⁽²⁾. De acordo com a anisotropia de propriedades magnéticas em função das diferentes direções cristalográficas, a textura final e ideal desejada é, neste caso, a $\{100\}\langle 0vw \rangle$, ou seja, todos os grãos com planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa e direções $\langle 100 \rangle$ dispostas aleatoriamente em todas as direções no plano da chapa. Entretanto, os aços hoje disponíveis não possuem esta textura, pois não foi descoberto um processo comercial que produza a textura ideal.

Um grande problema que se apresenta é a ausência de modelamento da evolução das texturas de recristalização durante o recozimento de metais submetidos à baixa deformação. Em 1997, Doherty et al.⁽³⁾ publicaram um interessante artigo de revisão sobre recristalização de metais recozidos, entretanto, sem mencionar metais pouco deformados. Além disto, os modelos apresentados na literatura referem-se a materiais com estrutura cristalina CFC, como o alumínio^(4, 5), ou a aços utilizados para estampagem profunda^(6, 7), ou a aços elétricos de grão orientado para os quais se estuda a recristalização secundária na tentativa de se entender o desenvolvimento da orientação Goss^(8, 9, 10), ou ainda, a outros materiais com estrutura CCC para os quais tenta-se desenvolver modelos para a textura de recristalização⁽¹¹⁾.

Adicionalmente, a distinção entre recristalização e crescimento de grão é apenas, aparentemente, um problema trivial. Embora muito se tenha avançado teórica e experimentalmente no entendimento dos dois fenômenos nos últimos 100 anos, alguns pontos controversos ainda carecem de esclarecimento, principalmente se o material é recozido após leve deformação a frio, como é o caso dos aços elétricos de grão não-orientado. Há muitas evidências experimentais em favor da ocorrência de crescimento anormal de grão ou recristalização secundária^(12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19), mas não são consensuais. Existem trabalhos recentes^(20, 21) que preferem interpretar o fenômeno como recristalização. Portanto, qualquer tipo de evidência experimental a favor ou contra quaisquer das duas correntes de opinião (crescimento anormal de grão ou recristalização primária) é oportuna e necessária.

Por outro lado, a principal dificuldade para se estudar a eventual orientação preferencial e as relações de orientação (textura, microtextura e mesotextura) de

grãos exageradamente grandes, sejam eles provenientes de recristalização ou de crescimento de grão (recristalização secundária), foi, até recentemente, experimental. A difração de elétrons retroespalhados (“Electron Back Scatter Diffraction”; EBSD), no microscópio eletrônico de varredura foi aperfeiçoada na última década^(22, 23, 24, 25, 26) e se localiza entre os dois extremos: análise de dezenas de milhares de grãos por difração de raios X ou de nêutrons e a análise de dezenas de grãos por microscopia eletrônica de transmissão. Com auxílio de EBSD é possível não só determinar a orientação de cada grão individualmente (microtextura), como também a diferença de orientação entre cada grão e seus vizinhos (mesotextura).

Neste trabalho estudou-se o mecanismo responsável pelo aparecimento de granulação grosseira, assim como a textura resultante e as relações de orientação entre os grãos, de aços baixo carbono para a fabricação de motores elétricos.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os materiais pesquisados neste trabalho são duas composições de aços ferríticos com baixo teor de carbono, praticamente isentos de precipitados. Uma delas é um aço comum (ABNT 1006), enquanto que a outra contém cerca de 2% em peso de silício. As composições químicas, em % em peso, são: **Aço 2% Si** (C = 0,0036%; Si = 2,030%; Mn = 0,124%; P = 0,006%; S = 0,009%; Al = 0,137%; Cu = 0,018%; Cr = 0,090%; Ni = 0,034%; Mo = 0,012% e Fe = 97,54%) e **Aço ABNT 1006** (C = 0,0039%; Si = 0,050%; Mn = 0,190%; P = 0,015%; S = 0,012%; Al = 0,047%; Cu = 0,013%; Cr = 0,023%; Ni = 0,015%; Mo = 0,050% e Fe = 99,63%).

Inicialmente, foram realizados os processamentos termomecânicos dos materiais. Os aços foram fornecidos por uma indústria siderúrgica na forma de bobina laminada a quente com espessura de 2 mm e largura de 1200 mm. A bobina, no estado como recebido, foi primeiramente decapada em solução aquosa 13% de ácido clorídrico, a 85°C, em processo semicontínuo. Após decapagem, a bobina foi cortada em rolos de 300 mm de largura. Um rolo da região central foi selecionado e, então, laminado a frio em um laminador quádruplo reversível até, aproximadamente, 65% de redução em espessura (espessura final = 0,70 mm). Após laminação a frio, os materiais sofreram tratamento térmico de recozimento a 640°C por oito horas em forno industrial do tipo caixa, com alta convecção, em atmosfera com 95% de nitrogênio e 5% de hidrogênio na empresa Brasmetal Waelzholz S/A. Finalmente,

em laboratório no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, estes materiais foram laminados a frio até 9% de redução em espessura (chamado estado encruado). Após a deformação a frio de 9%, as amostras dos dois materiais foram tratadas termicamente por 5, 10 e 30 minutos a 760°C em banho de sal (cloreto de bário). Além destes estados gerados pelos tratamentos térmicos descritos acima, tem-se o estado final, chamado estado recozido, gerado pelo tratamento térmico a que foram submetidas as amostras de aços elétricos na empresa SEW Eurodrive S/A. Este tratamento térmico final de recozimento foi realizado a 760°C por seis horas, em forno industrial tipo caixa, sob atmosfera com 90% de nitrogênio e 10% de hidrogênio e seu objetivo é a descarbonetação dos aços e o posterior crescimento de grão.

As análises de microtextura e mesotextura foram realizadas por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) com um sistema de aquisição e identificação de padrões desenvolvidos pela TexSEM Laboratories Inc., acoplado ao microscópio de varredura modelo XL-30 Philips, operando com tensão de aceleração de 20kV.

RESULTADOS OBTIDOS POR DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS PARA O AÇO 2% Si

As análises realizadas por difração de elétrons retroespalhados foram realizadas nas três secções da chapa: normal (na superfície de laminação), longitudinal e transversal. Apresenta-se, aqui, somente os dados para a secção transversal por serem representativos e suficientes para a análise. Foram determinados mapas de grãos, sendo que cada cor representa a orientação cristalográfica do grão em relação à direção normal à superfície. Foram também determinados os mapas de contorno de grão, sendo que as cores, neste caso, definem a faixa de ângulos de desorientação entre os grãos. Além disso, foram construídos os histogramas de sítio de coincidência de rede ("Coincidence Site Lattice"-CSL) para verificar a relação de orientações especiais entre grãos e os histogramas de relação de orientação entre grãos ("Misorientation Distribution"), para verificar se a relação de orientação está ao acaso, isto é, segue a distribuição de Mackenzie^(27, 28), ou, se há relação de orientação preferencial entre grãos.

Na Figura 1 (a), (b), (c), (d) e (e) são apresentados os mapas de grãos de aço 2% Si nos diversos estados, para a secção **transversal** com relação à direção de laminação.

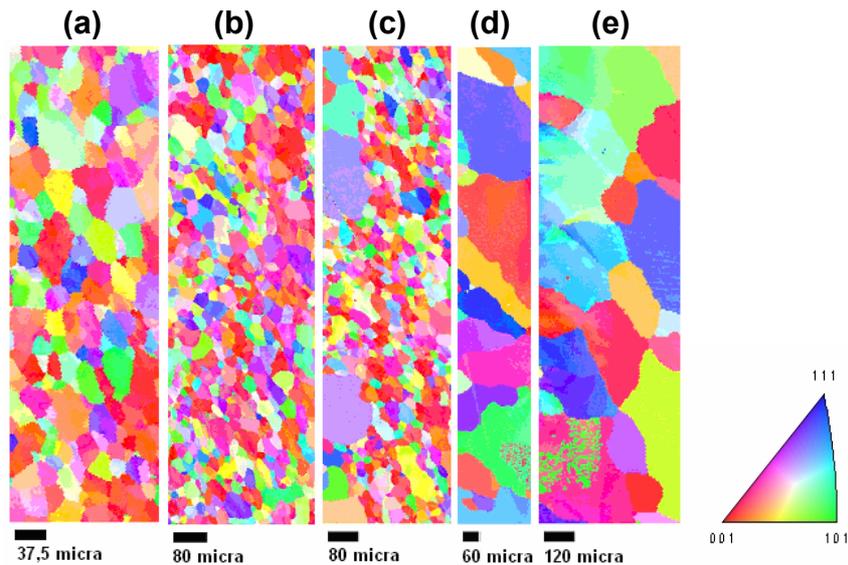


Figura 1 - Mapas de orientação de grãos para as amostras de aço 2% Si, secção **transversal**, nas condições: (a) encruada; tratada termicamente por (b) 5 minutos, (c) 10 minutos, (d) 30 minutos; (e) recozida na SEW. À direita encontra-se o código de cores definindo as orientações de cada grão. A superfície da amostra encontra-se no lado esquerdo dos mapas. Note que as imagens foram obtidas com aumentos diferentes entre si.

Nas Figuras 2 (a), (b), (c), (d) e (e) são apresentados os mapas de relação de orientação entre grãos, obtidos por "orientation imaging microscopy - OIM", de aço 2% Si nos diversos estados, secção **transversal**.

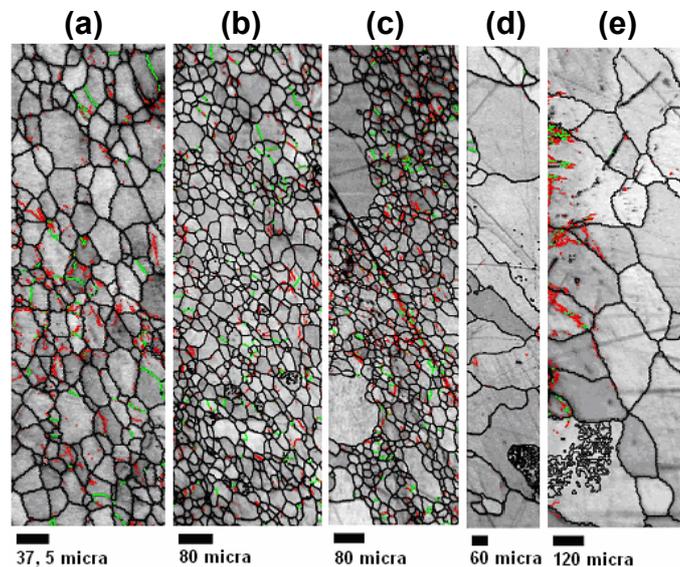


Figura 2 - Mapas de relação de orientação entre grãos, obtidos por "OIM", para as amostras de aço 2% Si, secção **transversal**, nas condições: (a) encruada; tratada termicamente por (b) 5 minutos, (c) 10 minutos, (d) 30 minutos; (e) recozida na SEW. Os contornos vermelhos correspondem a contornos com relação de orientação entre 1° e 5° , os contornos verdes correspondem a contornos com relação de orientação entre 5° e 10° e os contornos pretos correspondem a contornos com relação de orientação maior que 10° . A superfície da amostra encontra-se no lado esquerdo dos mapas. Note que as imagens foram obtidas com aumentos diferentes entre si.

Nos mapas de orientação de grãos obtidos por EBSD (Figura 1) observa-se a variação da microestrutura em função do tempo de recozimento. As amostras encruada e recozida por 5 minutos apresentam praticamente a mesma microestrutura.

Os mapas de relação de orientação entre grãos, obtidos por "Orientation Imaging Microscopy - OIM", (Figura 2), por sua vez, evidenciam variações microestruturais importantes. O principal evento na amostra encruada é a formação de discordâncias dentro dos grãos. A técnica de EBSD não é sensível para determinar a presença de discordâncias isoladamente. A densidade e o arranjo destas discordâncias dependem da orientação de cada grão. De Boer e Wieting⁽²⁹⁾ sugerem que discordâncias em grãos orientados próximos a $\{001\}/DN$ têm distribuição mais homogênea, enquanto grãos com orientação próximas a $\{111\}/DN$ apresentam formação de células de discordâncias. A recuperação leva à pequena diminuição da densidade de discordâncias e principalmente à formação de subcontornos. Segundo De Boer e Wieting⁽²⁹⁾, estes subcontornos são freqüentemente encontrados em grãos que possuem orientações referentes à fibra $\langle 111 \rangle$, dividindo-os em vários subgrãos com relação de orientação em torno de 1° a 2° . Estas relações de orientação podem ser detectadas por EBSD. A amostra encruada apresenta baixa densidade de subcontornos. Após o tratamento térmico de 5 minutos, percebe-se uma alta densidade destes subcontornos.

Este fato é verificado na Figura 2b, onde se observa a formação de uma alta densidade de contornos de baixo ângulo após o tratamento por 5 minutos. O recozimento por 5 minutos não foi suficiente para causar recristalização do material, mas favoreceu a recuperação e o conseqüente aparecimento destes subcontornos. A densidade de subcontornos diminui da superfície para o centro da amostra. Além disto, é verificado que grãos vizinhos também apresentam diferenças de densidade. Os contornos de alto ângulo circundados por grande densidade de contornos de baixo ângulo, geram as condições para ocorrer migração de contorno de grão induzida por deformação ("strain induced grain boundary migration" - SIBM). Na Figura 2c, referente à amostra tratada termicamente por 10 minutos, observou-se que o crescimento dos grãos ocorre da superfície para o centro da amostra, confirmando o esperado para este mecanismo⁽³⁰⁾. Este crescimento não é isotrópico, isto é, não há uma frente de crescimento comum a todos os grãos. Observou-se, entretanto, que alguns grãos, provavelmente, com orientação mais favorável em

relação a seu vizinho predominam no crescimento. Após o crescimento dos grãos, estes se apresentam heterogêneos na forma e no tamanho.

Foram analisados, também, os histogramas de sítio de coincidência de rede e os histogramas de relação de orientação entre grãos. Observou-se que as orientações de contorno $\Sigma 3$ e $\Sigma 13b$, isto é, $60^\circ \langle 111 \rangle$ e $27,79^\circ \langle 111 \rangle$, respectivamente, são as orientações mais freqüentes. Isto sugere que estas relações de orientação são relações estáveis e que quando os contornos com estas orientações se encontram, o movimento do contorno de grão é dificultado, fazendo com que outros contornos sejam consumidos primeiramente. Se este fenômeno ocorrer baseado na teoria do crescimento orientado⁽³¹⁾, os contornos destes núcleos crescem com relação de orientação com a matriz deformada de $40^\circ \langle 111 \rangle$. Estes contornos se encontram formando CSL tipo $\Sigma 3$. Supondo a teoria da nucleação orientada⁽³¹⁾, o fenômeno seria o mesmo, isto é, os núcleos possuem orientações pré-definidas pela matriz deformada, dependendo do sítio onde ocorre a nucleação, ocasionando o crescimento preferencial destes núcleos. Neste caso, não se poderia afirmar qual seria a relação de orientação final entre estes núcleos, desconhecendo-se o sítio em que ocorre a nucleação preferencial e o tipo de orientação.

Além disto, segundo Hutchinson⁽⁶⁾, existem diferentes modos de nucleação, que são descritos a seguir: i) A nucleação pode se dar no interior dos grãos pelo crescimento dos subgrãos. Na seqüência, para formar contorno de grão de alto ângulo, que tem alta mobilidade, é necessário que a densidade dos subcontornos e a relação de orientação entre subgrãos seja alta, isto é, a energia armazenada do grão deformado, no qual ocorre nucleação, deve ser alta. A energia armazenada decresce seguindo a ordem de orientações do estado deformado, ou seja, ($\{111\} \langle uvw \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$ e $\{001\} \langle 110 \rangle$). Isto significa que a recristalização deveria começar em grãos orientados $\{111\} \langle uvw \rangle$, enquanto que a nucleação em grãos orientados $\{001\} \langle 110 \rangle$ deveria ocorrer em uma freqüência menor. Além disto, esses grãos podem ser consumidos pelo crescimento de outros grãos antes de começar a nucleação. O crescimento de grãos nucleados, por esse tipo de nucleação, favorece o aumento da componente de textura com alta energia armazenada no estado deformado, às expensas daquelas com baixa energia armazenada. Nesse caso, existe favorecimento na ocorrência de grãos pertencentes à fibra- γ na textura de recristalização; ii) Outro mecanismo que pode ocorrer é a nucleação no contorno de

alto ângulo. Se o contorno de grão se localiza entre grãos de diferentes energias armazenadas, há uma força de deslocamento que resulta no movimento do contorno para dentro do grão com a mais alta energia armazenada, chamada de migração de contornos induzida pela deformação (SIBM). SIBM produz um comportamento de recristalização oposta quando comparada com o mecanismo mencionado acima. Nesse caso, a nucleação começa com orientações de baixa energia armazenada como aquelas entre $\{001\}\langle 110 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$. Devido a alta redução de laminação a frio, a densidade do contorno de grão é alta de modo que existe um considerável número de grãos recristalizados por SIBM; iii) O terceiro mecanismo a ser considerado, é a nucleação adjacente a partículas de segunda fase. Altas deformações em torno dos precipitados levam à nucleação preferencial nestas regiões, independente da orientação da matriz deformada. Nestes casos, a textura de recristalização é fraca.

Estes mecanismos operam competitivamente, de modo que, a princípio, os grãos que nucleiam primeiro têm mais tempo para crescer e dominariam a textura de recristalização. Apesar disto, nenhum dos três mecanismos é suprimido. Conseqüentemente, apesar dos processos de nucleação ocorrerem em tempos distintos, a dependência temporal da nucleação tem pouca importância, uma vez que a mobilidade do contorno de grão é lenta devido a efeitos de travamento ao movimento do contorno. Este efeito pode ser causado pelo manganês ou carbono em solução sólida^(32, 33) e, neste caso, também pelo silício. Desta forma, os núcleos que iniciaram a nucleação primária, não vão necessariamente crescer primeiro, consumindo outros sítios de nucleação com orientações menos favoráveis.

A análise dos histogramas de sítios de coincidência de rede, além de indicar que as relações são preferencialmente $\Sigma 3$ e $\Sigma 13b$, revela, também, que a frequência de ocorrência destes contornos especiais, quando comparados com a relação de orientação entre os grãos, se torna mais parecida quanto maior é o tempo de tratamento térmico⁽³⁴⁾. Por estes resultados observa-se que as relações de orientações estáveis, que impedem a continuidade do crescimento do grão na temperatura utilizada, são os contornos especiais $\Sigma 3$ e $\Sigma 13b$.

Quanto à distribuição de relação de orientação entre os grãos, observa-se que o material nos diferentes estados não apresenta distribuição ao acaso. Este efeito torna-se mais acentuado à medida que ocorre o crescimento do grão, destacando-se

a ocorrência da relação de orientação 30° e 60° e não obedecendo a distribuição para relação de orientação ao acaso (distribuição de Mackenzie).

Finalmente, considerando que:

i) O mecanismo SIBM, prevê que o movimento do contorno de alto ângulo se desloca da região da microestrutura que possui menor densidade de defeitos para a região com maior densidade de defeitos; ii) A partir da superfície para o centro, o material apresenta maior densidade de defeitos; iii) O crescimento de grão ocorre da superfície para o centro;

infere-se que a nucleação de novos grãos ocorre na superfície do material, sendo estes núcleos, os principais responsáveis pelo crescimento dos grãos.

RESULTADOS OBTIDOS POR DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS PARA O AÇO ABNT 1006

Nas Figuras 3 (a), (b), (c), (d) e (e) são apresentados os mapas de orientação de grãos de aço ABNT1006 nos diversos estados, secção **transversal**.

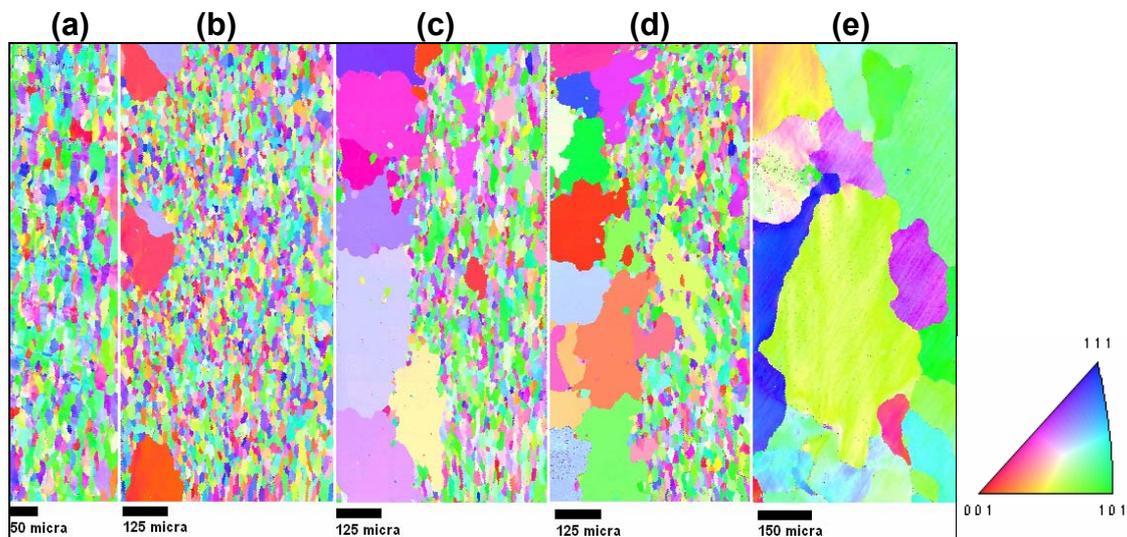


Figura 3 - Mapas de orientação de grãos para as amostras de aço ABNT 1006, secção **transversal**, nas condições: (a) encruada; tratada termicamente por (b) 5 minutos, (c) 10 minutos, (d) 30 minutos; (e) recozida na SEW. À direita encontra-se o código de cores definindo as orientações de cada grão. A superfície da amostra encontra-se no lado esquerdo dos mapas. Note que as imagens foram obtidas com aumentos diferentes entre si.

Nas Figuras 4 (a), (b), (c), (d) e (e) são apresentados os mapas de relação de orientação entre grãos, obtidos por "orientation imaging microscopy - OIM", de aço ABNT 1006 nos diversos estados, secção **transversal**.

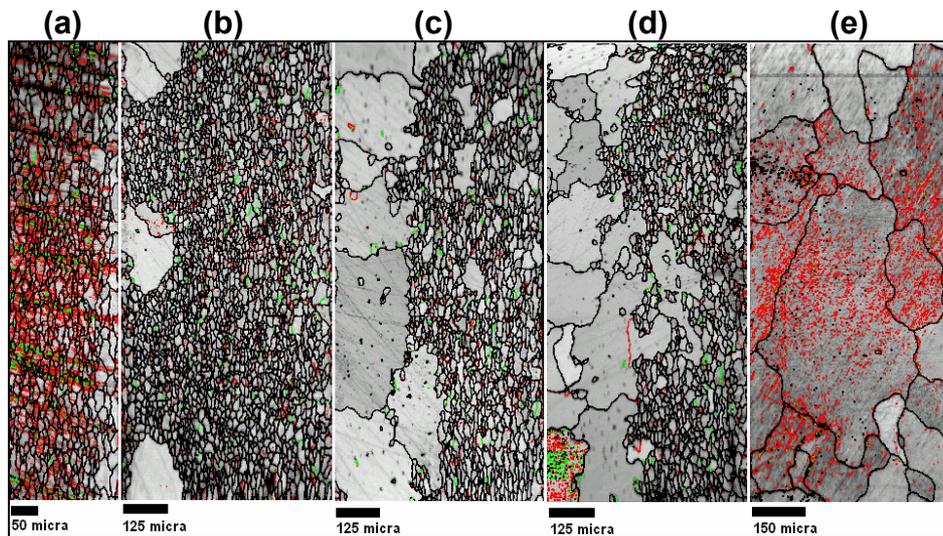


Figura 4 - Mapas de relação de orientação entre grãos, obtidos por "OIM", para as amostras de aço ABNT 1006, secção **transversal**, nas condições: (a) encruada; tratada termicamente por (b) 5 minutos, (c) 10 minutos, (d) 30 minutos; (e) recozida na SEW. Os contornos vermelhos correspondem a contornos com relação de orientação entre 1° e 5° , os contornos verdes correspondem a contornos com relação de orientação entre 5° e 10° e os contornos pretos correspondem a contornos com relação de orientação maior que 10° . A superfície da amostra encontra-se no lado esquerdo dos mapas. Note que as imagens foram obtidas com aumentos diferentes entre si.

Quanto à análise dos resultados obtidos para o aço ABNT 1006 foram verificadas algumas similaridades com o aço 2% Si, mas foram verificadas, também, algumas diferenças importantes.

Os grãos da amostra do aço ABNT 1006 na condição encruada se apresentam alongados, enquanto que os grãos do aço 2% Si no estado encruado se apresentam arredondados. Entretanto, ambos possuem tamanhos de grãos similares de aproximadamente $30\ \mu\text{m}$ ⁽³⁴⁾.

A amostra de aço ABNT 1006 no estado encruado apresenta distribuição de contornos de baixo ângulo da superfície para o centro com espessura de aproximadamente $200\ \mu\text{m}$. Este fato ocorre com o aço 2% Si após tratamento térmico por 5 minutos em banho de sal.

A recuperação no aço ABNT 1006 ocorre mais rapidamente que no aço 2% Si, uma vez que o silício reduz a mobilidade das discordâncias, impedindo, assim, a recuperação do material. Desta maneira, para o aço ABNT, as discordâncias se rearranjam formando contornos de baixo ângulo no estado encruado. Uma vez que as discordâncias se movem com mais facilidade, ocorre com maior frequência o aniquilamento destas, levando a uma menor densidade de discordâncias no

material, o que acarreta em um menor potencial termodinâmico para a recristalização e posterior crescimento de grão.

Após 5 minutos de tratamento térmico no aço ABNT 1006, ocorre a recristalização na região dos contornos de baixo ângulo e o crescimento dos grãos da superfície para o centro. Não se percebe diferenças maiores na microestrutura das amostras após 10 e 30 minutos de tratamento térmico. Percebe-se claramente na Figura 4, duas regiões de diferentes tamanhos de grãos, sendo a distribuição de tamanho de grão bimodal. Os grãos grandes estão restritos à faixa que sofreu deformação e os grãos pequenos estão na região não deformada apresentando microestrutura muito semelhante à amostra na condição encruada. Os grãos nucleiam na região deformada, crescem dentro desta região, tornando-se grandes e alongados na direção de laminação. Para o aço 2% Si, a nucleação e o crescimento também ocorre na região deformada, mas avança para a região não deformada após 30 minutos de tratamento térmico.

Foram analisados, também, os histogramas de sítio de coincidência de rede e os histogramas de relação de orientação entre grãos. Observou-se que para o aço ABNT 1006, a relação de orientação com maior frequência é $\Sigma 13b$, enquanto que no aço 2% Si, a relação de orientação que ocorre mais frequentemente é $\Sigma 3$. Este fato indica que os mecanismos que levam à nucleação dos grãos são parecidos nos dois aços, embora seja observado que os mecanismos que levam ao crescimento exagerado de grão sejam diferentes.

CONCLUSÕES

A laminação com baixa redução em espessura (9%) seguida de tratamento térmico de recozimento a 760°C ocasionaram a formação de grãos exageradamente grandes no aço contendo 2% em peso de silício e no aço ABNT 1006.

Após os recozimentos foi detectada maior incidência de subgrãos na superfície que no centro das amostras em ambos os aços, evidenciando a presença de gradientes de deformação ao longo da espessura.

O aparecimento de grãos exageradamente grandes ocorre, em ambos os aços, primeiro na superfície e depois no centro da amostra. Para o aço com silício este fenômeno ocorre após curto tempo de tratamento térmico, mas para o aço ABNT 1006 ocorre após longo tempo de tratamento térmico.

A relação de orientação estável entre os contornos de alto ângulo da microestrutura totalmente recristalizada é $\Sigma 3$ e $\Sigma 13b$ para ambos os aços, apenas a intensidade desses componentes depende da composição do aço. Isto é, para os aços com silício a relação preferencial é $\Sigma 3$ e para o aço ABNT 1006 é $\Sigma 13b$.

O silício atrasa o processo de formação de grãos exageradamente grandes depois da laminação de acabamento.

A técnica de EBSD mostrou-se adequada para determinar as orientações de regiões delimitadas por contornos de baixo ângulo.

O crescimento do grão é dependente da densidade de subcontornos.

O crescimento de grão da superfície para o centro da chapa ocorre por meio de recristalização.

REFERÊNCIAS

1. FERREIRA FILHO, A. Efeito da deformação a frio no aparecimento de grãos exageradamente grandes durante o recozimento de dois aços de baixo teor de carbono para estampagem. Dissertação de mestrado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 90 páginas, 2000.
2. LANDGRAF, F.J.G., TAKANOHASHI, R. & CAMPOS, M.F. de. Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientado. In: *Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização e crescimento de grão*. Ed. A. P. Tschiptschin et al., São Paulo, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 311 páginas, 2001.
3. DOHERTY, R.D.; HUGHES, D.A.; HUMPHREYS, F.J.; JONAS, J.J.; JENSEN, D.J.; KASSNER, M.E.; KING, W.E.; MCNELLEY, T.R.; MCQUEEN, H.J. & ROLLETT, A.D. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A*, vol. 238:(2), pp. 219-274, 1997.
4. HJELEN, J., ORSUND, R., NES, E. On the origin of recrystallization textures in aluminum. *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 39(7), pp. 1377-1404, 1991.
5. ENGLER, O.; VATNE, H.E.; NES, E. The roles of oriented nucleation and oriented growth on recrystallization textures in commercial purity aluminium. *Materials Science and Engineering A*, vol. 205:(1-2), pp. 187-198, 1996.
6. HUTCHINSON, W.B. Development and control of annealing textures in low-carbon steels. *International Materials Reviews*, vol. 29, pp. 25-42, 1984.
7. RÉGLÉ, H. & LANTERI, S. Mechanism of recrystallization texture formation in IF-steels. *Texture and Anisotropy of Polycrystals Materials Science Forum*, vol. 273-2, pp. 447-452, 1998.
8. HAYAKAWA, Y. & SZPUNAR, J.A. The role of grain boundary character distribution in secondary recrystallization of electrical steels. *Acta Materialia*, vol. 45(3), pp. 1285-1295, 1997.
9. ETTER, A.L., BAUDIN, T. & PENELLE, R. Influence of the Goss grain neighbourhood during secondary recrystallization of Fe-3%Si sheets. *Materials Science Forum*, vol. 408-4, pp. 1251-1256, 2002.
10. PARK, J.T. & SZPUNAR, J.A. Evolution of recrystallisation texture in nonoriented electrical steels. *Acta Materialia*, vol. 51, pp.3037-3051, 2003.

11. PARK, J.T., HAN, K.S., WOO, J.S., CHANG, S.K., RAJMOHAN, N. & SZPUNAR, J.A. Influence of primary annealing condition on texture development in grain oriented electrical steels. *Acta Materialia*, vol. 50, pp. 1825-1834, 2002.
12. ANTONIONE, C., DELLA GATTA, G., RIONTINO, G. & VENTURELLO, G. Grain-growth and secondary recrystallization in iron. *Journal of Materials Science*, vol. 8, pp. 1-10, 1973.
13. ANTONIONE, C., MARINO, F., RIONTINO, G. & TABASSO, M. C. Effect of slight deformations on grain-growth in iron. *Journal of Materials Science*, vol. 12, pp. 747-750, 1977.
14. RIONTINO, G., ANTONIONE, C., BATTEZZATI, L., MARINO, F. & TABASSO, M. C. Kinetics of abnormal grain growth in pure iron, *Journal of Materials Science*, vol. 14, pp. 86-90, 1979.
15. RANDLE, V. Microtexture investigation of the relationship between strain and anomalous grain growth, *Philosophical Magazine A*, vol. 67, pp. 1301-1313, 1993.
16. RANDLE, V. Strain-induced secondary recrystallization. In: M. Fuentes and J. Gil Sevillano (eds.) *Recrystallization '92*, Trans Tech Publications, pp. 189-194, Aedermannsdorf, Switzerland, 1993.
17. CHO, Y. K., ION, D. Y. & HENRY, M. The effects of deformation and pre-heat-treatment on abnormal grain growth in RENÉ 88 superalloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32A, pp. 3077-3090, 2001.
18. KOO, J. B., YOON, D. Y. & HENRY, M. F. The effect of small deformation on abnormal grain growth in bulk Cu. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33A, pp. 3803-3815, 2002.
19. CHEONG, S. W., HILINSKI, E. J. & ROLLETT, A. D. Grain growth in a low-loss cold-rolled motor-lamination steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34A, pp. 1321-1327, 2003.
20. HUMPHREYS, F.J. & HATHERLY, M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier Science Ltd., Oxford, 1996.
21. MURAKAMI, K., TARASIUK, J., REGLÉ, H. & BACROIX, B. Study of the texture formation during strain induced boundary migration in electrical steel sheets, *Materials Science Forum*, vol. 467-470, pp. 893-898, 2004.
22. DINGLEY, D.J. & RANDLE, V. Microtexture determination by electron back-scatter diffracton (review). *Journal of Materials Science*, vol. 27, pp. 4545-4566, 1992.
23. RANDLE, V. *Microtexture determination and its applications*. The Institute of Materials, London, 1992. (ISBN 0-901716359)
24. DINGLEY, D.J., BABA-KISHI, K.Z. & RANDLE, V. *Atlas of backscattering Kikuchi diffraction patterns*. Institute of Physics Publishing, Bristol and Philadelphia, 1995. (ISBN 0-7503-0212-7)
25. DINGLEY, D.J. & FIELD, D.P. Electron backscatter diffraction and orientation imaging microscopy. *Materials Science and Technology*, vol. 13, pp. 69-78, 1997.
26. PADILHA, A.F. Utilização da técnica de difração de elétrons retroespalhados na caracterização microestrutural dos materiais. *Boletim Técnico da Escola Politécnica da USP*, BT/PMT/9903, (ISSN 1413-2176), São Paulo, pp. 1-16, 2000.
27. MACKENZIE, J. K. & THOMSON, M. J. Some statistics associated with the random disorientation of cubes. *Biometrika*, vol. 44, pp. 205-210, 1957.
28. MACKENZIE, J. K. & THOMSON, M. J. Second paper on statistics associated with the random disorientation of cubes. *Biometrika*, vol. 45, pp. 229-240, 1958.
29. DE BOER, B. & WIETING, J. Formation of a near {001}<110> recrystallization texture in electrical steels. *Scripta Materialia*, vol. 37, pp. 753-760, 1997.

30. KOVÁČ, F., DZUBINSKÝ, M., SIDOR, Y. Columnar grain growth in non-oriented electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 269, pp. 333-340, 2004.
31. DOHERTY, R.D. Recrystallization and texture. *Progress in Materials Science*, vol. 42:(1-4), pp. 39-58, 1997.
32. PADILHA, A.F. & SICILIANO Jr., F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE MATERIAIS-ABM, São Paulo, 2ª edição, 1996.
33. HEO, N.H., KIM, S.B., CHOI, Y.S., CHO, S.S., CHAI, K.H. Interfacial segregation, nucleation and texture development in 3% silicon steel. *Acta Materialia*, vol. 15, pp. 4953-4964, 2003.
34. LIMA, L.M.F.G. Estudo da Evolução da Textura, da Microtextura e da Mesotextura de Recristalização, Após Baixos Graus de Deformação a Frio, em Dois Aços Ferríticos com Baixo Teor de Carbono. Tese de Doutorado. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP, São Paulo, 114 páginas, 2005.

EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE AND RECRYSTALLIZATION TEXTURE AFTER TEMPER ROLLING OR SKIN-PASS IN TWO LOW-CARBON FERRITIC STEELS

ABSTRACT

Changes in microstructure, microtexture and mesotexture of two low-carbon non-oriented electrical steels, a steel sheet containing 2 wt. % Si and a ABNT 1006 steel, were studied during annealing at 760°C after temper rolling (9% thickness reduction). The experimental techniques used were scanning electron microscopy (for microstructure) and electron back scattered diffraction (for micro- and mesotexture). The results showed that the coarse grained microstructure, obtained upon annealing the two steels, is produced by recrystallization mechanism that initiates at the surface and progresses through the sheet. In the silicon containing steel, the start of this process is delayed due to the presence of silicon which restricts the dislocation movement, and in the ABNT 1006 steel exaggerated grain growth is retarded by competition between recovery and recrystallization.

Key-words: Non-oriented electrical steels, Skin-pass, Texture, Recrystallization, EBSD.