

INCUBAÇÃO DA RECRISTALIZAÇÃO EM CHAPAS DE AÇO SUBMETIDAS A PEQUENAS DEFORMAÇÕES¹

*Edgar Gomes de Araujo²
Fernando José Gomes Landgraf³
Nicolau Aponema Castro⁴*

Resumo

O trabalho presente estuda o crescimento de grão em materiais metálicos submetidos a pequenas deformações e posteriormente recozidos, fenômeno também conhecido como recristalização secundária ou crescimento anormal de grão. Os mecanismos que regem este processo ainda não são consenso na literatura. Análises microestruturais utilizando aço AISI 1006 foram realizadas sob a influência do grau de deformação, da etapa prévia de descarbonetação e temperatura de recozimento. A evolução da textura durante o processo de crescimento de grão foi observada sob estes mesmos parâmetros. Os resultados obtidos confirmam a existência da inibição do crescimento normal de grão por deformação e o efeito do carbono na composição como retardador da recristalização.

Palavras-chave: Crescimento anormal de grão; Recristalização secundária; Textura de recristalização; Descarbonetação.

INCUBATION OF THE RECRYSTALLIZATION IN STEEL SHEETS SUBMITTED THE SMALL DEFORMATIONS

Abstract

The present work studies the growth of grain in metallic materials submitted the small deformation and annealing, the phenomenon also known as secondary recrystallization or abnormal growth of grain. The mechanisms that conduct this process not yet are consensus in literature. Microstructural analyses using steel AISI 1006 had been carried through under the influence of the deformation degree, of the previous stage of decarburization and temperature of annealing. The evolution of the texture during the process of grain growth was observed under these same parameters. The results confirm the existence of the inhibition of the normal growth of grain for deformation and the effect of carbon in the composition as delaying of the recrystallization.

Keywords: Abnormal grain growth; Secondary recrystallization; Texture of recrystallization; Decarburization.

¹ *Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.*

² *Graduando (Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – Departamento de Metalurgia e Materiais)*

³ *Professor Doutor (Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – Departamento de Metalurgia e Materiais)*

⁴ *Doutorando (Instituto de Pesquisas Tecnológicas – Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos)*

1 INTRODUÇÃO

Uma das principais variáveis de controle no processamento dos materiais metálicos é o tamanho de grão. O tamanho de grão tem influência em muitas propriedades mecânicas do material, por exemplo, resistência à fadiga, limite de escoamento, tenacidade, entre outros. De um modo geral, o tamanho de grão reduzido beneficia as propriedades mecânicas dos metais. A obtenção de um tamanho de grão reduzido nem sempre é desejado, um caso onde esta afirmação é válida são nos aços elétricos. Estes aços são aplicados na construção dos núcleos ferromagnéticos utilizados em máquinas elétricas, como por exemplo, motores e transformadores.

Um parâmetro importante nos aços elétricos é a perda histerética, seu efeito dispersivo está relacionado com a nucleação e movimentação dos domínios magnéticos que ocorre no interior dos grãos quando o campo sobre o material sofre variação de intensidade e alternância de sentido.

Tal perda está relacionada com os seguintes parâmetros do material: (a) Composição do aço; (b) Tamanho de grão; (c) Inclusões e (d) Textura cristalográfica.

Tamanho de grão em aços elétricos: O tamanho de grão nos aços para fins elétricos influencia no desempenho do material. Como há uma interação (ancoramento) entre as paredes de domínio magnético e os contornos de grão, um campo resultante de domínios remanescentes, chamado de campo coercivo (H_c), permanece durante a alternância do campo magnético. O campo coercivo tem sentido contrário ao campo aplicado, e desta maneira causa uma perda, denominada perda histerética. Experimentalmente tal perda histerética mantém uma relação inversa com o tamanho médio de grão.

Textura em aços elétricos: A anisotropia é a variação de propriedades em função de orientação espacial do material, tal fenômeno é comum em diversos materiais. No caso de cristais de Fe (ferro) há uma anisotropia associada às propriedades magnéticas. As direções $\langle 100 \rangle$ são as que possuem magnetização mais fácil (menor perda), seguidas pelas direções $\langle 110 \rangle$.

No caso de transformadores, o campo circula sobre o plano da chapa e em uma única direção, assim a solução ideal é que todos os grãos tenham suas direções $\langle 100 \rangle$ no plano da chapa e alinhados. Uma textura com essas características é a componente Goss $\{110\}\langle 001 \rangle$.¹

A textura para motores é diferente, pois o campo magnético é girante. Assim a direção $\langle 001 \rangle$ dos grãos tem que se distribuir em todas as direções do plano da chapa. Essa textura é caracterizada como $\{001\}\langle uv0 \rangle$.¹

Na indústria de aços elétricos para motores, são realizados processos para obter o crescimento do tamanho médio de grão até um valor adequado.

Para aperfeiçoar ainda mais este tipo de material, processos de controle de textura devem ser implementados, pois como visto, a obtenção de uma textura cristalográfica correta, neste caso a $\{001\}\langle uv0 \rangle$, traz benefício à propriedade magnética.

A recristalização leva, muitas vezes, a uma evolução de textura. Assim, busca-se através desta conciliar o crescimento de grão com a evolução para textura adequada. É neste contexto que se insere o trabalho, buscando um melhor esclarecimento sobre os mecanismos de crescimento de tamanho de grão por deformação e recozimento.

2 AUMENTO DO TAMANHO DE GRÃO

Processos que necessitam promover aumento do tamanho grão, neste caso em chapas, podem adotar uma das seguintes opções para obter o crescimento de grão:

- i. Crescimento normal de grão;
- ii. Aumento do tamanho de grão por pequena deformação e recozimento;

Na opção pelo item i, o material sem deformação é colocado num forno de recozimento e permanece até que o tamanho de grão atinja o valor desejado. Caso a opção seja pelo item ii, o material passa por uma etapa denominada laminação de encruamento ou “skin pass”. Esta etapa consiste em aplicar sobre a chapa uma laminação de baixa deformação, normalmente os valores estão entre 2% e 10%. Dando seqüência ao procedimento, a etapa subsequente é o recozimento e é durante esta, que o aumento do tamanho de grão por pequena deformação e recozimento ocorre.

A diferença cinética entre as duas opções foram analisadas, por Antonione e colaboradores,² as amostras sem deformação demoram entre 10 e 100 vezes mais em relação às amostras submetidas à laminação de encruamento. É por este motivo que os processos industriais, como os utilizados em aços elétricos, adotam esta etapa de laminação.

Neste trabalho serão analisados os modelos de mecanismos para o aumento do tamanho de grão por pequena deformação e recozimento, dividindo-os em três categorias:

- i. Recristalização primária;
- ii. MCID (Migração de Contorno Induzida por Deformação);
- iii. Recristalização secundária induzida por deformação;

De acordo com Padilha e Siciliano Júnior,³ o mecanismo de MCID é tratado como uma das fontes de núcleos na recristalização primária. Porém neste trabalho o MCID será tratado a parte, pois no MCID, assim como no mecanismo de recristalização secundária induzida por deformação, o crescimento ocorre sobre um grão pré-existente. Isto é importante do ponto de vista da análise da evolução de textura.

2.1 Hipótese de Recristalização Primária

Na recristalização primária as estruturas resultantes da deformação, e posterior recuperação, são a base da nucleação, ou seja, mecanismos reestruturam as subestruturas de discordâncias formando contornos de alto ângulo. Assim, segundo alguns autores,^{4,5} na recristalização primária há a criação de novos grãos (contornos de alto ângulo). Estes novos núcleos tendem a surgir preferencialmente em locais de altas concentrações de defeitos, como no caso das chamadas heterogeneidades de deformações.

No caso do crescimento do tamanho de grão em materiais submetidos à baixa deformação, isto seria resultado de um baixo número de núcleos gerados. Este fato é

conhecido há muito tempo, o tamanho de grão na recristalização primária apresenta uma relação inversa à deformação aplicada.

Mecanismos de nucleação para contornos de alto ângulo, propostos na literatura,⁶ envolvem crescimento e rotação de subgrãos.

A análise da evolução da textura, neste caso, consiste em determinar o processo de formação de novos grãos. Ou seja, quais subgrãos são mais propícios para evoluir para possíveis núcleos (com contornos de alto ângulo) e quais desses terão uma força motriz resultante favorável ao crescimento. Outro mecanismo de seleção dos possíveis núcleos são as diferenças de mobilidade entre os contornos. Os subgrãos que adquirirem contornos de alta mobilidade poderão ter vantagens sobre os outros.

Assim a textura resultante da recristalização primária é consequência desses possíveis mecanismos de seleção.

2.2 Hipótese de MCID

O mecanismo chamado de MCID (Migração de Contorno Induzida por Deformação) foi proposto por Beck e Sperry.⁵ O estudo foi baseado no recozimento de alumínio com deformações de até 40%.

O mecanismo do MCID tem sua base sobre a existência de gradiente de deformação entre grão. Este fato pode ser explicado se adotar o modelo de Taylor para deformações plásticas.

Supondo que há diferença na densidade de discordâncias entre dois grãos vizinhos, então isso representa uma força motriz para a migração em direção sobre o grão com maior densidade de defeitos. Deve-se considerar, também, a existência de uma força motriz contrária ao início da migração do contorno. Este potencial é devido à curvatura, desfavorável, criada sobre o contorno quando este migra sobre o grão vizinho. Deste modo tem-se um raio crítico da curvatura do contorno, que é calculado em relação à redução de energia no volume migrado e ao aumento de energia decorrente ao aumento de superfície.

De acordo com Beck e Sperry:⁵ “O MCID é muito semelhante a recristalização, mas difere desta pelo fato que no MCID, aparentemente, os núcleos se originam de grãos deformados já presente na estrutura. Portanto, a migração de contornos de grãos induzida por deformação pode ser considerada como recristalização sem a formação de novos núcleos.”

Para compreender a evolução da textura, deve-se conhecer qual o mecanismo de seleção para o MCID. O modelo de deformação plástica de Taylor tem significativa importância, pois através dele podem-se prever quais orientações tendem a concentrar menos encruamento. Deste modo as orientações com menor fator de Taylor tenderiam a crescer, fortalecendo sua textura, sobre orientações com fatores maiores.

2.3 Hipótese de Recristalização Secundária Induzida por Deformação

A hipótese baseia-se na interação entre discordâncias, e suas subestruturas, com os contornos de grão. De acordo com os autores, “A presença de subestruturas poligonizadas é, provavelmente, a responsável pelo estágio inicial da inibição do crescimento observado em espécies deformadas em torno de 5%. Neste estágio, a malha de subcontornos poligonizados atua como um fator de contenção para a força

motriz do crescimento de grão, reduzindo a mobilidade dos contornos de grão primários; nessas condições certo período de tempo (tempo de incubação) é requerido para o desenvolvimento particular de alguns grãos, que posteriormente poderão ser núcleos num processo de recristalização secundária, e crescerem bem mais que os outros, os grãos menores.”⁷

Estudos sobre a cinética do processo foram feitos em ferro com alto grau de pureza.⁸ Foi constatada a existência de um tempo de incubação, este é o tempo decorrido entre o início do recozimento e o início do crescimento exagerado de grão. Há também, uma relação inversa entre o tempo de incubação e a deformação aplicada. Estas afirmações podem ser observadas na Figura 1.

Observações importantes podem ser feitas sobre a Figura 2. Durante a etapa, a incubação, há uma defasagem do crescimento de grão nas amostras deformadas em relação às não deformadas. Os autores associam este fato a um efeito bloqueador das discordâncias.

Este é o ponto chave para hipótese da recristalização secundária induzida por deformação, o encruamento gerado pela deformação (discordâncias e subestruturas) interage com os contornos de grãos, causando o travamento do mesmo.⁷

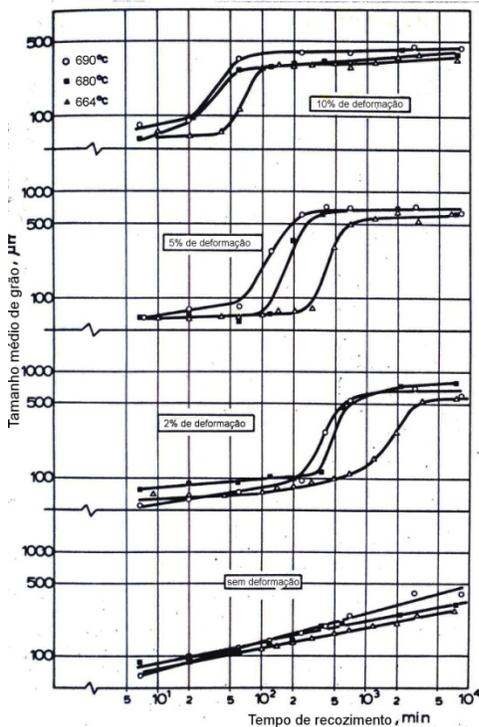


Figura 1. Tamanho médio de grão de amostras de ferro de alta pureza deformadas e não deformadas em função de tempo de recozimento em tratamento isotérmico nas temperaturas de 664, 680 e 690°C.

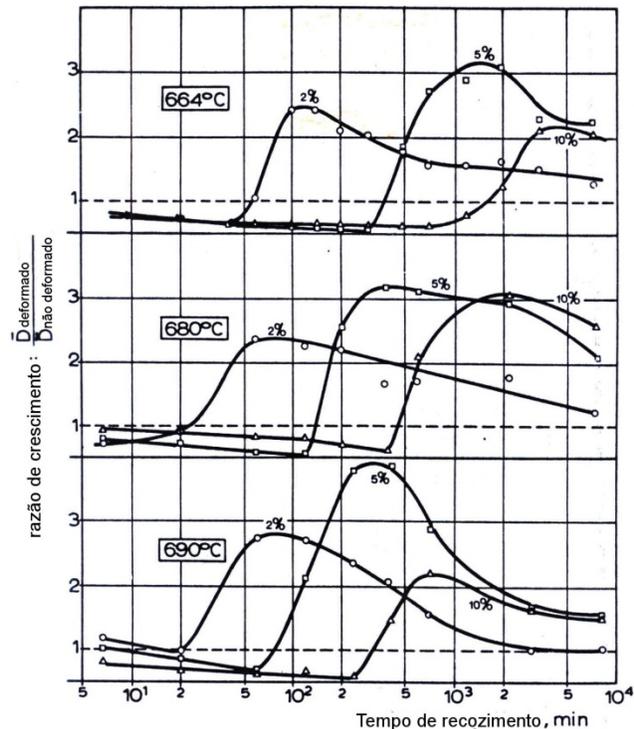


Figura 2. Relação entre a evolução de tamanho grão de amostras deformadas e não deformadas durante recozimentos isotérmicos nas temperaturas de 664, 680, 690°C.

Durante o período de incubação, a alta temperatura ativa mecanismos de recuperação e reestruturação das discordâncias que “liberaram” alguns contornos, que então, podem crescer livremente sobre o resto da estrutura imobilizada.

A força motriz para este mecanismo é a redução de energia de superfície, a deformação atua apenas como elemento bloqueador de mobilidade dos contornos.⁹

Outro trabalho defensor desta hipótese⁴ chama o fenômeno de SISR (Strain Induced Secondary Recrystallisation). De acordo com a autora: “é importante distinguir entre SISR e a recristalização primária: a diferença essencial entre eles é que no SISR não há novos grãos nucleados”.

Um ponto de aparente incoerência nessa hipótese é a relação entre tempo de incubação e deformação aplicada. Se a interação das discordâncias com os contornos causa redução de mobilidade, porque o aumento de deformação reduz o tempo de incubação?

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A parte experimental do trabalho consiste em analisar o crescimento de grão em chapas de aço submetidas a baixas deformações e subsequente recozimento, em relação à microestrutura, evolução de textura, efeito da descarbonetação prévia, efeito da temperatura de recozimento e efeito da deformação. Para a análise, foram realizadas micrografias em microscópio óptico, medidas de tamanho de grão, imagens em microscópio eletrônico de varredura equipado com EBSD e análise de textura por difração de raios-X. As amostras foram codificadas com o seguinte critério:

RS YYY

R -> significa o tipo de recozimento

A – sem recozimento

B – recozido em forno a vácuo por 2h em 700°C

E – recozido em forno a vácuo por 2h em 760°C

S -> significa a etapa de descarbonetação

C – a amostra não foi descarbonetada

D – a amostra foi descarbonetada

YYY -> representa o grau de deformação antes do recozimento

000 – sem deformação

006 – 6% de deformação

010 – 10% de deformação

O material escolhido para elaboração prática deste trabalho foi retirado de uma bobina de chapa de aço AISI 1006 com espessura de 0,63mm fornecido pela Brasmetal.

Metade das amostras, depois de cortadas da bobina, foi submetida a uma etapa de descarbonetação em forno mufla a 760°C por 2 horas, com atmosfera controlada com umidade em 22°C de ponto de orvalho. As deformações foram realizadas através de um laminador Stanat Duo.

As análises de textura foram realizadas através de um difratômetro Shimadzu XRD-6000 com lente policapilar, e equipado com goniômetro. Os mapas de textura foram obtidos por MEV FEI Quanta 200 com acessório EBSD da TSL. As medidas de tamanho de grão foram feitas de acordo com a norma ASTM E-112.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Tamanhos médios de grão das amostras AC000 e AD000 são: 9,5µm e 16,4µm. As amostras que foram submetidas à etapa de descarbonetação apresentaram aumento do tamanho médio de grão de 73%. Os resultados do crescimento de anormal induzido em amostras da série BCxxx, pode ser observado na Figura 3.

Podem-se notar alguns grãos que estão em crescimento anormal nas amostras BC006 e BC010. E que esses grãos se originam de regiões muito próximas à superfície. Isto se deve a um provável gradiente de deformação, mais intensa em regiões próximas a superfície, causado por um efeito cisalhante do rolo de laminação sobre o material.

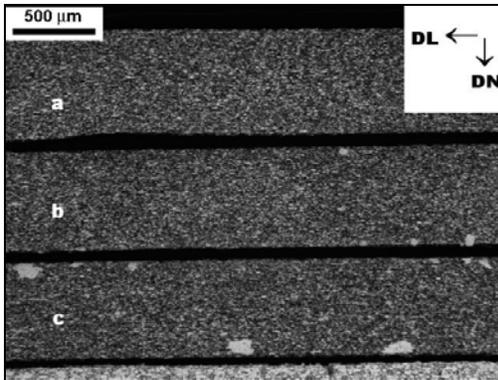


Figura 3. Série BCxxx. Legenda: a) BC000 – 0%; b) BC006 – 6% e c) BC010 – 10%.

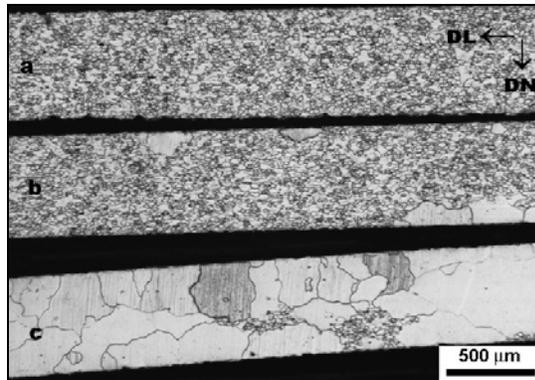


Figura 4. Série BDxxx. Legenda: a) BD000 – 0%; b) BD006 – 6% e c) BD010 – 10%.

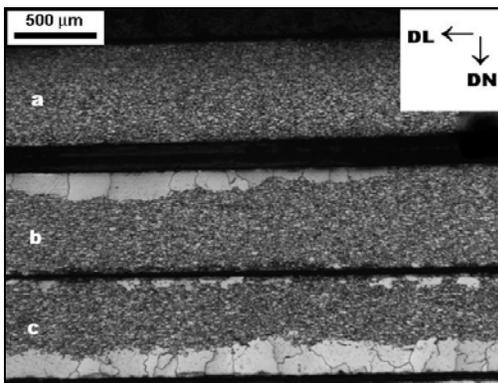


Figura 5. Comparação da série de amostras ECxxx. Legenda: a) EC000 – 0%; b) EC006 – 6% e c) EC010 – 10%.

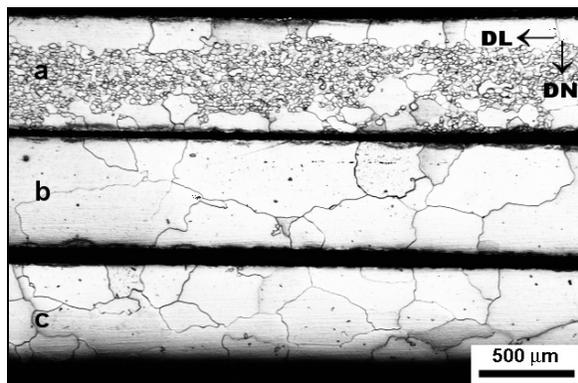


Figura 6. Comparação da série de amostras EDxxx. Legenda: a) ED000 – 0%; b) ED006 – 6% e c) ED010 – 10%.

As amostras que foram descarbonetadas e submetidas ao recozimento em 700°C por 2 horas, (série BDxxx) são apresentadas na Figura 4 para comparação.

Na comparação, pode-se notar que a amostra BD000 não apresentou crescimento de grão por deformação e recozimento. Na BD006, a deformação de 6%, induziu o surgimento de grãos em crescimento anormal próximo a superfície. A chapa (c) da Figura 4, BD010, recristalizou quase por completo a amostra. Porém, há regiões (“clusters”) sobre as quais não houve recristalização.

Neste caso, assim como na série BCxxx, há uma relação entre deformação e tempo de incubação, resultando em frações recristalizadas maiores para deformações maiores, dado um tempo de recozimento, conforme constatado pela literatura^{9 8 4 2}.

Comparando as duas séries, BCxxx e BDxxx, que foram submetidas ao mesmo recozimento, fica claro a influência da etapa de descarbonetação sobre a série BDxxx. Esta série apresentou uma fração recristalizada maior, resultado de um tempo de incubação menor. De qualquer modo, o fato está relacionado com a quantidade de

carbono, portanto, as amostras com maior teor de carbono devem ter a mobilidade de contornos e discordâncias reduzidos em função de “solute drag” e ancoramento por precipitados.

A seguir, será mostrado uma comparação da série ECxxx (sem descarbonetação, recozimento a 760°C por 2 horas) na Figura 5.

Na comparação de série ECxxx, pode-se notar novamente a relação entre deformação e fração recristalizada, e em relação a série BCxxx (recozimento em temperatura menor) observa-se que o aumento da temperatura resulta numa fração recristalizada maior nas amostras deformadas. A razão para isto deve estar no ganho de mobilidade dos contornos e discordâncias, devido ao incremento de temperatura. Todos esses resultados estão compatíveis com a literatura^{9 7 8 2 10}.

A amostra EC000 aparentou apresentar alguns grãos em crescimento anormal. De acordo com a literatura^{3 4} outras variáveis, além da deformação, podem resultar em crescimento anormal de grão, como por exemplo: precipitados, “solute drag”, tensões residuais, entre outros.

Amostras da série EDxxx, descarbonetadas e recozidas a 760°C por 2 horas, são mostradas na Figura 6 para comparação.

Na comparação de série EDxxx, na Figura 6, observa-se que a amostra (c) ED000, que não foi deformada, apresentou crescimento anormal de forma acentuada. As amostras ED006 (b) e ED010 (c) foram completamente recristalizadas. Nota-se que a amostra mais deformada, ED010, tem uma maior densidade de grãos recristalizados, ou seja, uma maior nucleação por volume em função de uma maior deformação.

Foram realizadas medidas de tamanho de grão da fração não recristalizada nas amostras que a apresentaram. A Tabela 1 mostra o resultado dessas medidas.

A evolução do tamanho de grão médio na fração não recristalizada pode ser melhor analisada na Figura 7.

Tabela 1. Tamanho médio de grão na fração não recristalizada das amostras.

Amostra	TG médio (µm)	Desvio
AC000 - 0%	9.5	0.8
AD000 - 0%	16.4	1.8
BC000 - 0%	9.9	1.2
BC006 - 6%	9.4	0.9
BC010 - 10%	9.9	1.2
BD000 - 0%	16.4	1.8
BD006 - 6%	17.9	1.9
BD010 - 10%	16.7	1.6
EC000 - 0%	12.9	1.0
EC006 - 6%	11.0	1.1
EC010 - 10%	10.3	1.2
ED000 - 0%	-	-
ED006 - 6%	-	-
ED010 - 10%	-	-

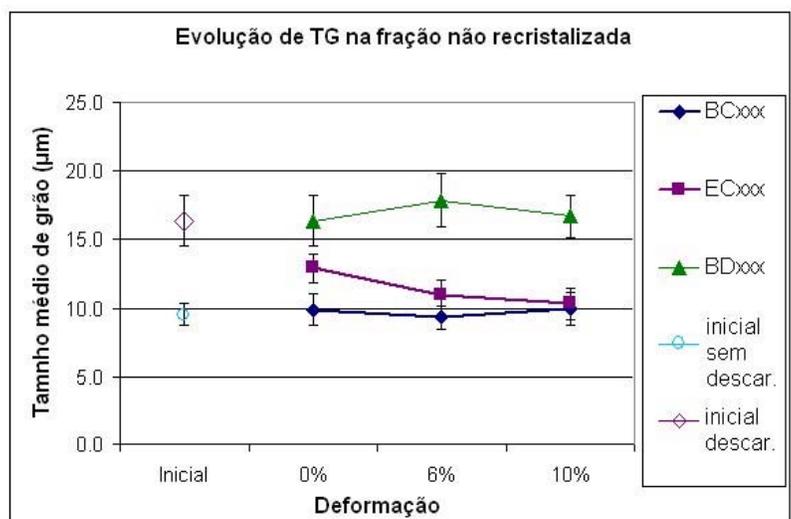


Figura 7. Gráfico da evolução do tamanho de grão na fração não recristalizada das séries BCxxx, ECxxx e BDxxx.

Analisado a evolução do tamanho de grão médio da fração não recristalizada, observa-se que as séries BCxxx e BDxxx, ambas recozidas a 700°C por 2 horas, não sofreram variação significativa do tamanho médio de grão, mesmo em relação às amostras de controle AC000 e AD000 (sem recozimento).

Porém a série ECxxx, aparentemente, apresenta uma relação inversa entre crescimento normal de grão e a deformação. Ou seja, a amostra sem deformação (EC000) durante o recozimento a 760°C obteve um crescimento de grão de 36% em relação ao tamanho inicial, o que não ocorreu nas amostras com deformação. A amostra deformada em 6% cresceu 9% e a com 10% cresceu apenas 8%. Este fato parece indicar uma relação entre a deformação e a inibição do crescimento normal, ou seja, a presença de deformação (discordâncias e suas subestruturas) causa redução da mobilidade dos contornos de grão, situação já abordada na literatura^{9 7 8 4 2}. Assim, este comportamento apóia a hipótese de crescimento anormal induzido por deformação, pelo menos a 760°C.

Imagens obtidas por MEV equipado com EBSD serão exibidas a seguir, juntamente com os outros recursos de análise. Apenas as séries ECxxx e EDxxx (recozimento a 760°C por 2 horas, sem e com descarbonetação) foram analisadas por esta técnica, pois apresentaram boas frações recristalizadas.

Para obter um resultado em relação à energia acumulada (densidade de deformação) foi utilizada outra técnica de análise denominada, "orientation spread". Esta técnica quantifica a média dos desvios de cada ponto de um grão em relação a sua orientação média. Portanto quanto maior o valor do "orientation spread", maior a deformação acumulada naquele grão.

A Figura 8 mostra o "orientation spread" calculado para série ECxxx. No item (C), amostra EC010, fica claro que o grão em crescimento anormal possui um "orientation spread" praticamente igual a zero, o que significa que está livre de encruamento. Devido ao contraste de densidade de discordâncias entre este grão e o resto da estrutura ainda não recristalizada, pode-se afirmar que deve existir uma força motriz favorável ao crescimento deste mesmo grão.

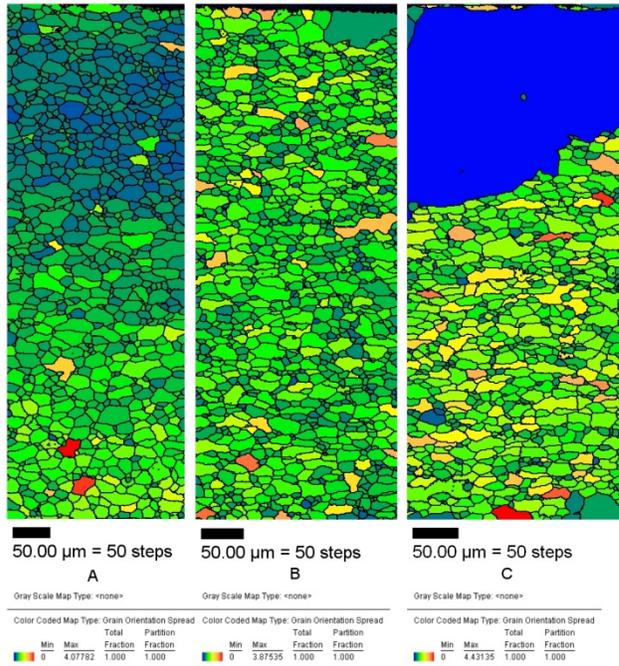


Figura 8. Mapa de grãos da série ECxx com “orientation spread”. Legenda: A) EC000; B) EC006 e C) EC010.

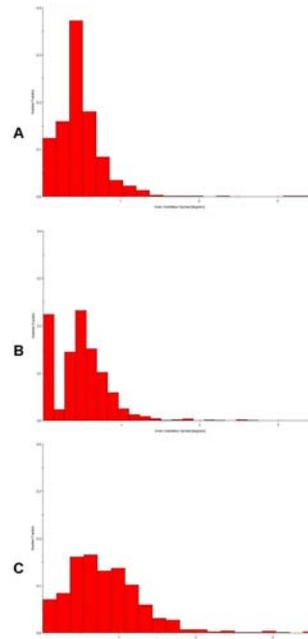


Figura 9. Gráficos de “grain orientation spread”. Legenda: A) EC000; B) EC006 e C) EC010.

Na Figura 9, foram gerados gráficos de “grain orientation spread”, ou seja, um histograma com distribuição do “orientation spread” médio de cada grão. Observa-se que esta série, ECxxx, reteve parte da deformação plástica, já que teve baixa fração recristalizada. Isto é confirmado através do comportamento dos gráficos, com o aumento da deformação a distribuição do “grain orientation spread” se desloca para direita, o que significa uma elevação da fração de grãos com maiores encruamentos.

A análise da evolução da textura começa com a observação da textura das amostras de controle, AC000 e AD000, mostradas na Figura 10 e Figura 11 respectivamente. Na textura da amostra AC000 observa-se a presença forte da fibra- γ na textura de centro, e na superfície há a presença de cubo na face em $\{001\}\langle 110 \rangle$ e, também, forte fibra- γ . A textura mostrada é típica de aços baixo carbono laminados, coincidindo com a literatura¹¹.

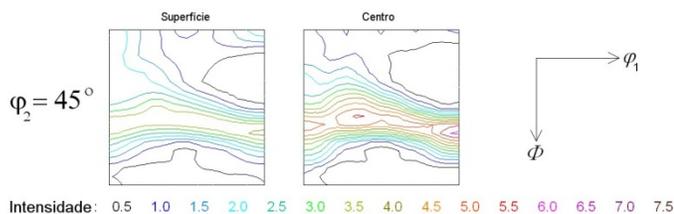


Figura 10. Mapa de textura (ODF) da amostra AC000.

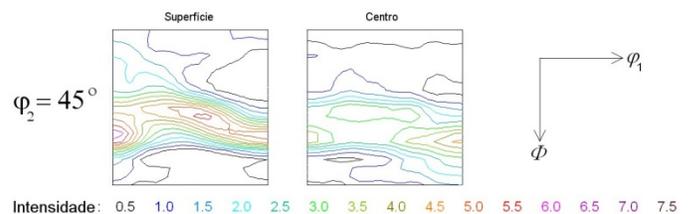


Figura 11. Mapa de textura (ODF) da amostra AD000.

A amostra AD000 foi submetida a um tratamento de descarbonetação, como resultado houve crescimento normal de grão. Pode-se observar uma alteração da textura em

relação à amostra AC000, esta evolução ocorre notadamente no interior da amostra (centro). Há uma dispersão em torno da fibra- γ e fortalecimento do componente $\{332\}\langle 113\rangle$ (migrando em direção a Goss). Tal evolução de textura pode ser resultado de mecanismo de seleção de contornos devido a variações de mobilidade.

A Figura 12, Figura 14 e Figura 16 a seguir, mostram as texturas da série BCxxx.

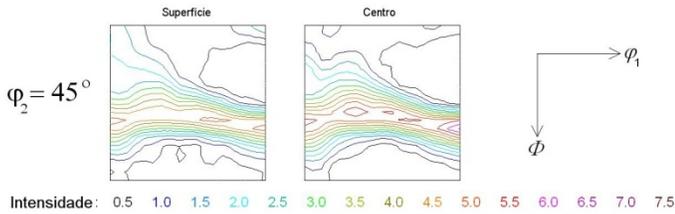


Figura 12. Mapa de textura (ODF) da amostra BC000.

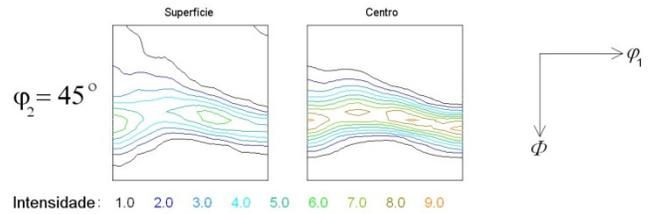


Figura 13. Mapa de textura (ODF) da amostra BD000.

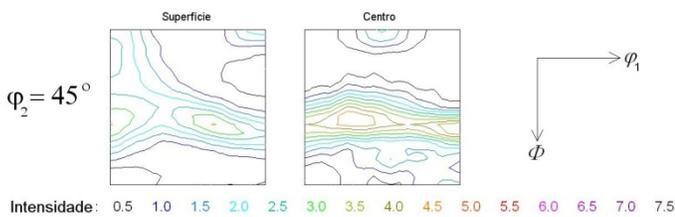


Figura 14. Mapa de textura (ODF) da amostra BC006.

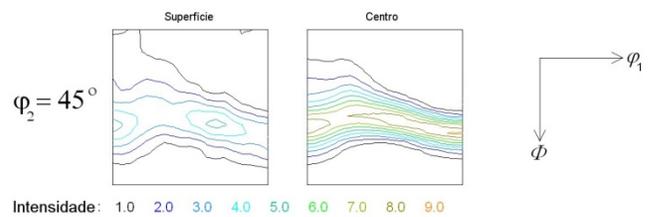


Figura 15. Mapa de textura (ODF) da amostra BD006.

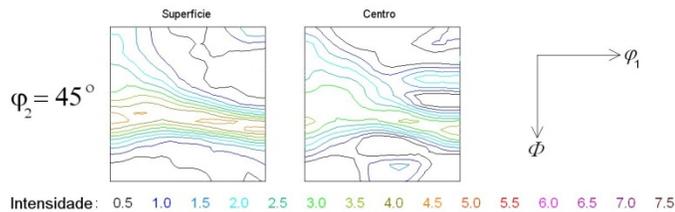


Figura 16. Mapa de textura (ODF) da amostra BC010.

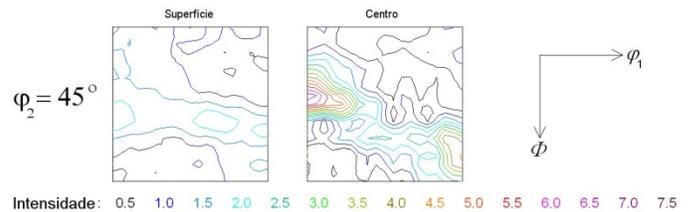


Figura 17. Mapa de textura (ODF) da amostra BD010.

A textura de superfície praticamente não se alterou com o aumento de deformação na série BCxxx. Deve-se lembrar que não houve recristalização significativa nessas amostras, e assim não deveria haver grande evolução na textura. Tais alterações devem ser consequência de efeitos de preparação.

As texturas da série BDxxx são mostradas na Figura 13, Figura 15 e Figura 17.

As amostras BD000 e BD006 não apresentaram recristalização relevante, e portanto, não apresentaram evolução de textura. Porém, como na BD010 houve uma recristalização praticamente completa foi constatada uma evolução de textura. A superfície manteve a fibra- γ , porém com intensidade reduzida. No centro foi observada a evolução, a fibra- γ sofreu desmembramento em duas componentes fortes: $\{112\}\langle 110\rangle$ e $\{221\}\langle 110\rangle$.

Mapas de textura da série ECxxx são exibidos na Figura 18, Figura 20 e Figura 22.

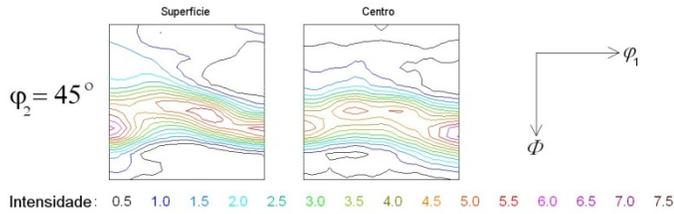


Figura 18. Mapa de textura (ODF) da amostra EC000.

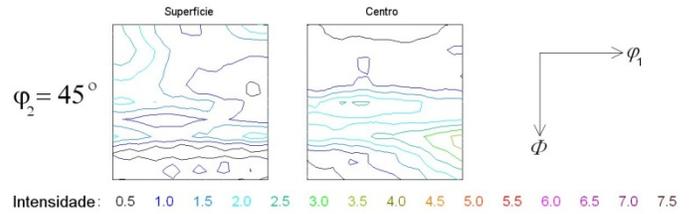


Figura 19. Mapa de textura (ODF) da amostra ED000

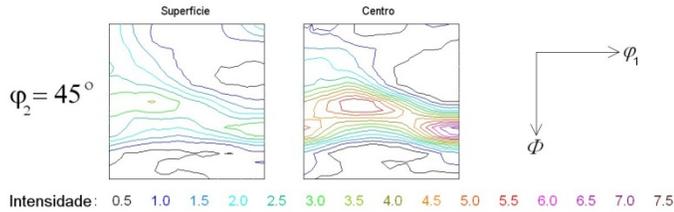


Figura 20. Mapa de textura (ODF) da amostra EC006.

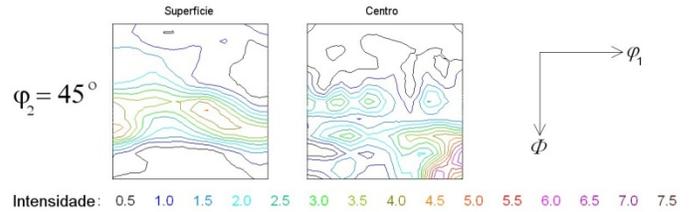


Figura 21. Mapa de textura (ODF) da amostra ED006.

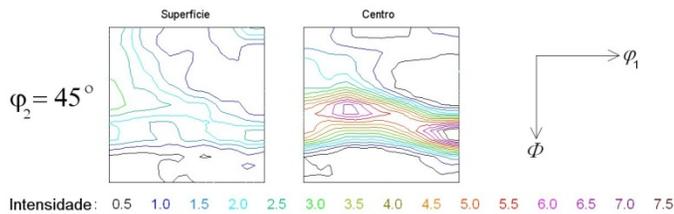


Figura 22. Mapa de textura (ODF) da amostra EC010.

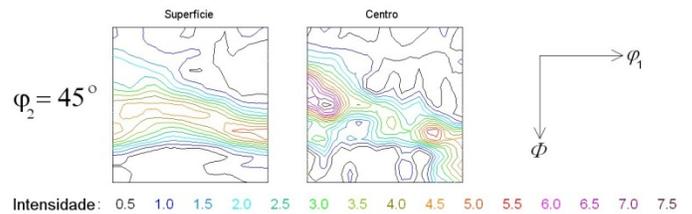


Figura 23. Mapa de textura (ODF) da amostra ED010.

Na série ECxxx praticamente não houve evolução na textura, o padrão de textura se manteve sob recozimento, com e sem deformação. As amostras EC006 e EC010 tiveram as intensidades de textura na superfície reduzidas, mas não teve os componentes alterados. Na textura de centro a fibra- γ se manteve forte e com as posições dos picos sem alterações significativas.

Como as amostras apresentaram recristalização preferencial em uma das superfícies, a difração de raios-X pode ter sido realizada nas superfícies com pouca recristalização, e assim, resultou nesta baixa alteração da textura. Em relação à textura de centro o motivo foi que o crescimento de grão por deformação e recozimento não ocorreu sobre as regiões centrais.

Na Figura 19, Figura 21 e Figura 23 a seguir, são mostradas as texturas da série EDxxx. Esta série, EDxxx, teve crescimento exagerado de grão em todas as amostras, inclusive na sem deformação. A ED006 e ED010 foram recristalizadas por completo, e a ED000 foi recristalizada parcialmente.

O comportamento da textura na superfície da amostra ED000 foi distinto dos outros visto neste trabalho. Não foi encontrada referência para este comportamento.

Na amostra ED006 a textura de superfície manteve a fibra- γ , porém com a posição do pico $\{332\}\langle 113 \rangle$ deslocada para uma posição $\{111\}\langle 011 \rangle$. No centro houve uma significativa evolução de textura devido a recristalização. A fibra- γ sofreu dissolução e os picos mais intensos de textura se deslocaram para dois picos ao redor da componente Goss. Outros picos de menor intensidade foram formados nas regiões superiores e inferiores a fibra- γ .

No caso da amostra ED010, a superfície não sofreu significativa evolução de textura. Porém, no centro houve a dissolução da fibra- γ , formando picos em $\{112\}\langle 110\rangle$ e $\{331\}\langle 012\rangle$.

5 CONCLUSÃO

Devido a parte experimental do trabalho algumas conclusões podem ser feitas:

- O efeito do carbono na composição demonstrou retardar o crescimento de grão por deformação e recozimento. O efeito deve estar relacionado com o “solute drag” e ancoramento por precipitados.
- A introdução de deformação atuou como redutor da mobilidade de contornos nas amostras não descarbonetadas e recozidas a 760°C. Nas amostras recozidas 700°C não foi possível constatar o efeito.
- A técnica de “grain orientation spread” feita por EBSD, nas amostras não descarbonetadas e recozidas a 760°C, indicou que há uma diferença de energia acumulada na deformação entre os grãos recristalizados e o restante da amostra não recristalizada.
- Através de dados estatísticos de “grain orientation spread”, pode-se dizer que parte da energia acumulada na deformação encontrava-se presente nas frações não recristalizadas, pelo menos nas amostras não descarbonetadas e recozidas a 760°C. O trabalho não pode ser conclusivo a respeito de qual o mecanismo é responsável pelo crescimento de grão por pequena deformação e recozimento. Porém alguns fatos podem contribuir para o esclarecimento:
 - Há sim um efeito ancorador da deformação sobre os contornos, pelo menos na amostra não descarbonetada e recozida a 760°C, o que reforça a hipótese de recristalização induzida por deformação. Porém a força motriz para a migração de contornos parece ter relação com uma diferença de energia de deformação acumulada, como visto pelas análises do EBSD.
 - Quanto à hipótese de recristalização primária nada pode ser avaliado, mas continua sendo uma hipótese válida.

Agradecimentos

Ao IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas) e ao INMETRO - Divisão de Metrologia de Materiais.

REFERÊNCIAS

- 1 LANDGRAF, J.F.G; TAKANOHASHI, R.; CAMPOS, M. F. Tamanho de grão e textura dos aços elétricos de grão não-orientados, **Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão**, p 211-246 (2003).
- 2 RIONTINO, G; ANTONIONE, C.; BATEZZATI, L. e MARINO, F. “Kinetics of abnormal grain growth in pure iron”, Istituto di Chimica Generale ed Inorganica, Facoltà di Farmacia, Università di Torino, Italy, **Journal of Materials Science** vol. 14, p. 86-90 (1979).

- 3 PADILHA, A.F., SICILIANO, F.Jr., Encruamento, Recristalização e Crescimento de Grão e Textura, **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, 3 ed. (2004).
- 4 RANDLE, V. Strain Induced Secondary recrystallization, **Materials Science forum** Vol. 113-115 p 189-194 (1993).
- 5 BECK, P. A; SPERRY, P. R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum. **Jornal of Applied,Physics**, vol. 21, p 150-152 (1950).
- 6 FALLEIROS, I. G. S; CAMPOS, M. F. Nucleação da recristalização. **Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão**, p 55-70 (2003).
- 7 ANTONIONE, C. et al. Grain Growth and Secondary Recrystallization, **Journal of Materials Science** vol.8, Chapman and Hall Ltd. P.1-10 (1973).
- 8 ANTONIONE, C.; BATTEZATI, L.; LUCCI, A.;RIONTINO, G.;TABASSO, M.C. A statistical investigation of normal and abnormal grain growth in iron, **Journal of Materials Science** 15, p 1730-1735 (1980).
- 9 ATONIONE, C. et al. Effect of slight deformations on grain growth on iron. **Journal of Materials Science** vol. 12, Chapman and Hall Ltd. p. 747-750 (1977).
- 10 LANDGRAF, J.F.G; HERNALSTEENS, C. Crescimento de grão induzido por deformação em aço baixo carbono. **Contribuição técnica do 50º. Congresso Anual da ABM** [s.n.], S. Pedro. (1995).
- 11 CASTRO, N. A; LANDGRAF, F. J. G; PLAUT, R. L; YONAMINE, T. Gradiente de deformação e textura em chapas de aço submetidas a laminação de encruamento. **Contribuição técnica do 61º Congresso Anual da ABM** (2006).
- 12 CASTRO, N. A; LANDGRAF, F. J. G; YONAMINE, T; ARAÚJO, E. G. Efeito da preparação da amostra em ODF obtida por difração de raio-X. **Contribuição técnica do III Workshop sobre textura e relações de orientação** (2006).