

RECRISTALIZAÇÃO DE BOBINA QUENTE DE AÇO ELÉTRICO SUBMETIDA A PEQUENAS DEFORMAÇÕES A FRIO¹

Nicolau Apoena Castro²
Fernando Jose Gomes Landgraf³
Taeko Yonamine⁴

Resumo

Chapas laminadas a quente com 0.3% e 0.6% de silício foram submetidas a pequenas deformações e recozimento. Observou-se que o comportamento da recristalização das chapas é alterado pela concentração de Si. Análises de textura identificaram forte gradiente de textura nas chapas laminadas a quente e a evolução da textura após recristalização é favorável à ocorrência de migração de contornos pré-existentes, ou seja, sem a formação de novas orientações. Análises de microdureza não identificaram gradiente de encruamento na espessura das chapas deformadas, mas análises em EBSD pelo método IQ (image quality) podem estar relacionadas ao acúmulo de deformação na superfície das chapas.

Palavras-chave: Aço elétrico semiprocessado; Gradiente de textura; Laminação de encruamento; Gradiente de deformação.

RECRYSTALLIZATION OF ELECTRIC STEEL SHEETS HOT BANDS SUBMITTED TO LOW STRAINING

Abstract

Hot rolled steel sheets with 0.3%wt and 0.6%wt silicon were submitted to low strains and annealing. The recrystallization behavior was affected by silicon content. Hot rolled texture analysis shows a strong texture gradient and the texture after recrystallization can be explained by strain induced boundary migration. No microhardness gradient was found, but a higher level of surface strain can be inferred by EBSD image quality (IQ).

Key words: Electric steel sheets; Texture gradient; Temper rolling; Skin pass; Strain gradient.

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

² EPUSP - Departamento de Metalurgia e Materiais, IPT - Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos.

³ EPUSP - Departamento de Metalurgia e Materiais

⁴ INMETRO - Divisão de Metrologia de Materiais

1 INTRODUÇÃO

O processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados envolve laminação de encruamento e recozimento de chapas laminadas a frio com espessura em torno de 0.5 mm. Esse processo é responsável por grande aumento de tamanho de grão e melhoria das propriedades magnéticas do material. O mesmo processo foi utilizado nesse trabalho, com o objetivo de obter bobina quente com tamanho de grão maior que 100 μm e estudar a deformação plástica e os mecanismos de recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações.

Em trabalhos anteriores, Haratani e Hutchinson⁽¹⁾ observaram que a laminação a frio de bobina quente (BQ) com grande tamanho de grão favorece a nucleação de grãos com orientação Goss ((110)[001]) durante a recristalização. O processo realizado nesse trabalho pode ser interessante para aumentar tamanho de grão da BQ e, conseqüentemente obter textura favorável em aços elétricos de grão não orientado, utilizados para a fabricação de núcleo de motores elétricos.

Existe também um interesse em entender melhor os mecanismos envolvidos na recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações (até 10% de alongamento). Não existe um consenso em relação ao mecanismo de início de recristalização. Mehl e colaboradores⁽²⁾ sugerem que existe recristalização primária, que pode ocorrer por Migração de Contorno Induzida por Deformação (MCID). Outros^(3,4) defendem o crescimento anormal induzido por deformação. Na primeira hipótese, grãos com menores densidades de discordância são potenciais núcleos de recristalização. Neste caso, grãos com baixo fator de Taylor tendem a apresentar menor densidade de discordância após deformação⁽⁵⁾ e devem migrar em direção aos grãos mais deformados. Rollet e colaboradores⁽⁶⁾ observaram que orientações (110)[001] tendem a aumentar de intensidade após recristalização, enquanto que grãos (100)[011] tendem a diminuir. Como as duas orientações apresentam baixos fatores de Taylor, o que ocorre na prática é diferente da previsão do modelo, considerando-se laminação planar para o cálculo do fator de Taylor. É possível que a consideração de laminação planar seja imprecisa, pois a laminação de encruamento pode apresentar deformação cisalhante na superfície da chapa, modificando o campo de tensões e, conseqüentemente, o cálculo do fator de Taylor. Castro⁽⁷⁾ observou que grãos com orientação (111)[uvw] apresentam correlação entre microdureza e fator de Taylor. Orientações com maior fator de Taylor apresentam maior encruamento, porém as diferenças de dureza deixam de existir após recuperação do material, eliminando o potencial termodinâmico para recristalização primária. Esse trabalho será importante para o melhor entendimento dos mecanismos envolvidos na recristalização de chapas submetidas a pequenas deformações.

A laminação de encruamento, também chamada de “skin pass” é outro objeto de estudo desse trabalho. Como o próprio nome sugere, pode existir um acúmulo de deformação na superfície da chapa. Em trabalhos anteriores⁽⁸⁾ foi possível identificar uma tendência de início de recristalização na superfície da chapa laminada, indicando que o potencial termodinâmico é maior nessas regiões. Em outro trabalho⁽⁹⁾ não foi identificada heterogeneidade de deformação por microdureza, porém observou-se por EBSD uma tendência de acúmulo de espalhamento (orientation spread) na superfície da chapa submetida à deformação real de 0,02. De Lima⁽¹⁰⁾ observou acúmulo de contornos de baixo ângulo na superfície de chapas submetidas a laminação de encruamento, indicando que a deformação se concentra na superfície. A heterogeneidade de deformação de bobina quente submetida à laminação de encruamento também será estudada nesse trabalho.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas chapas laminadas a quente com 2.4 mm de espessura e teores de silício de 0,3% e 0,6%. As bobinas quentes foram submetidas a deformações reais de 0.02 e 0.05 e recozidas a 760°C por 2h, 8h e 32h, em forno com atmosfera de N₂. A amostra foi tratada termicamente por 32 horas, com resfriamentos intermediários para análises em 2 horas e 8 horas. A nomenclatura utilizada está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1: identificação das amostras

| identificação | descrição |
|---------------|---|
| BQ-A0 | Bobina quente como recebida – C = 60 ppm, Si = 0.3%, Al = 0,2% |
| BQ-AX-Yh | BQ-A0 + temper rolling (e=0.0X) + recozimento a 760°C por Y horas |
| BQ-B0 | Bobina quente como recebida – C = 60 ppm, Si = 0.6%, Al = 0,2% |
| BQ-BX-Yh | BQ-B0 + temper rolling (e=0.0X) + recozimento a 760°C por Y horas |

Foram preparadas seções longitudinais das amostras para análise em microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta-200, equipado com sistema de EBSD da TSL. Utilizou-se software TSL OIM versão 4.6 para análise dos resultados.

Determinou-se o perfil de dureza das chapas deformadas, utilizando-se microdurômetro Fischerscope sob carga de 100 mN. Foram feitas indentações nas seções longitudinais polidas das chapas, em diferentes distâncias em relação à superfície.

Seções paralelas a superfície (DL-DT) das amostras foram analisadas em difratômetro de raios-X Shimadzu DRX-6000, equipado com goniômetro de textura, radiação de Cu-K α . As ODFs foram calculadas pelo software Standard ODF versão 1.20, desenvolvido por Hirofumi Inoue, a partir das figuras de pólo (110), (200), (211) e (310).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As imagens obtidas por microscopia óptica estão apresentadas nas Figuras 1 a 14.

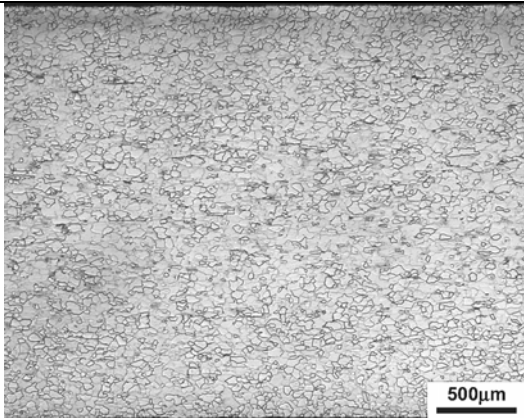


Figura 1: imagem da BQ-A0, como recebida.
Tamanho de grão = $20\ \mu\text{m} \pm 5$

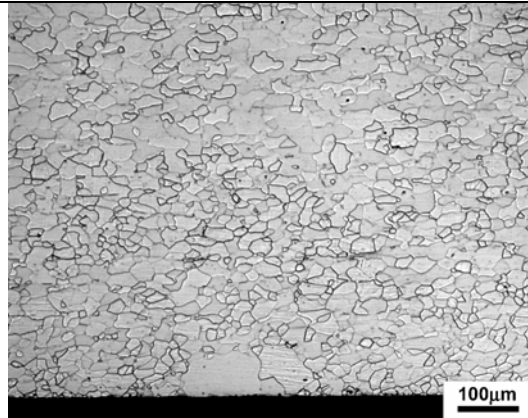


Figura 2: imagem da BQ-A2-2h

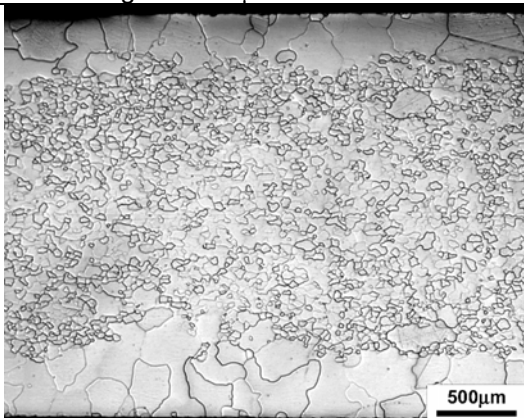


Figura 3: imagem da BQ-A2-8h

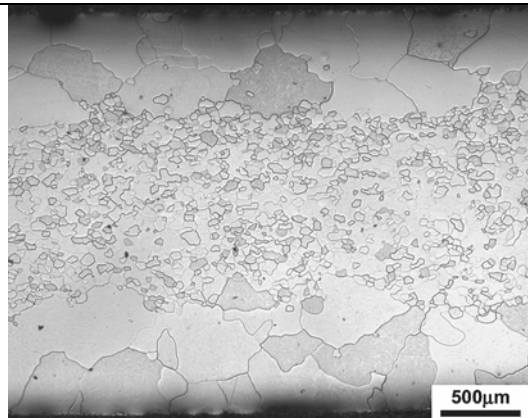


Figura 4: imagem da BQ-A2-32h

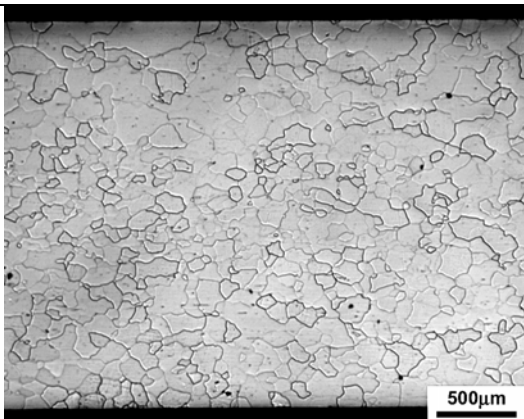


Figura 5: imagem da BQ-A5-2h

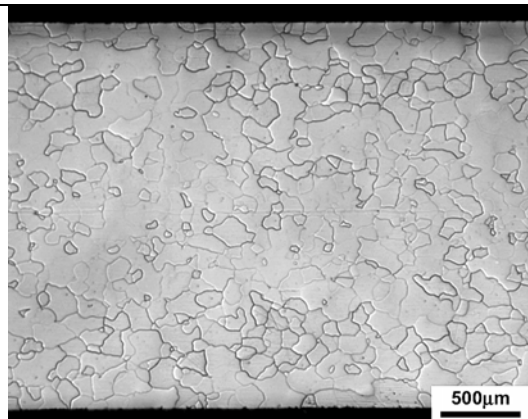


Figura 6: imagem da BQ-A5-8h

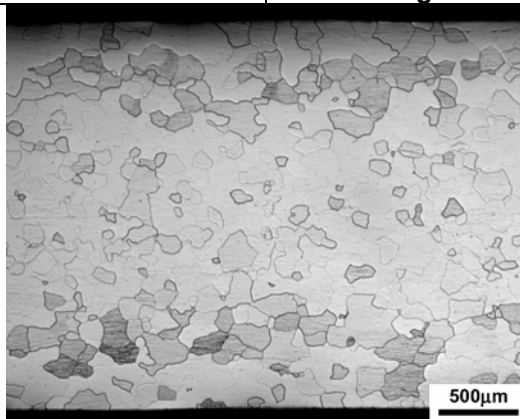


Figura 7: imagem da BQ-A5 – 32h – TG = $200\ \mu\text{m} \pm 30$

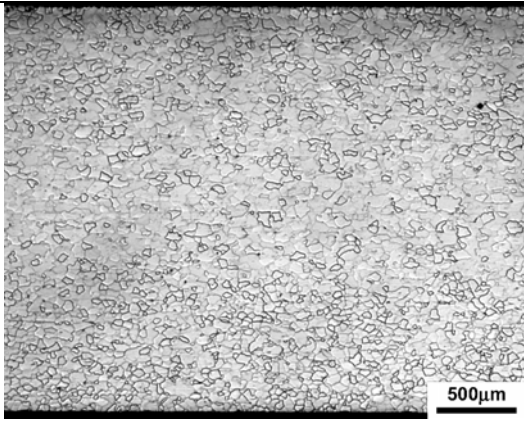


Figura 8: imagem da BQ-B0 como recebida – TG = $20 \mu\text{m} \pm 5$

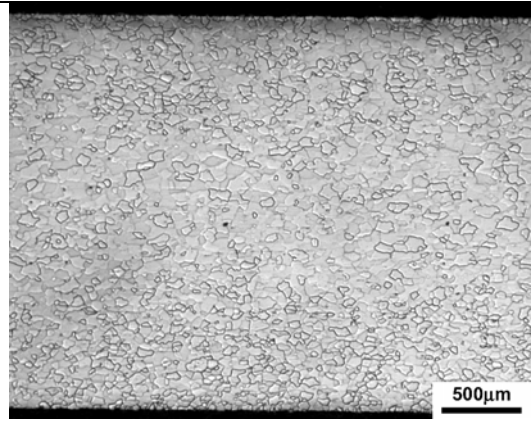


Figura 9: imagem da BQ-B2-2h

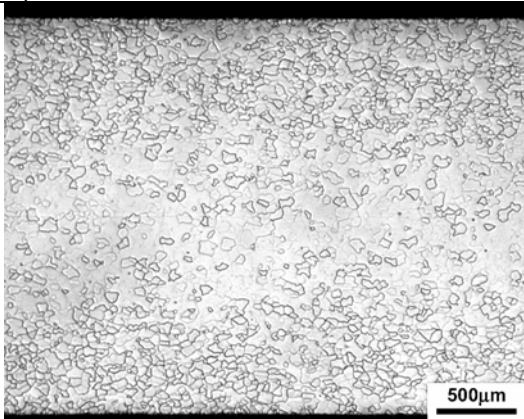


Figura 10: imagem da BQ-B2-8h

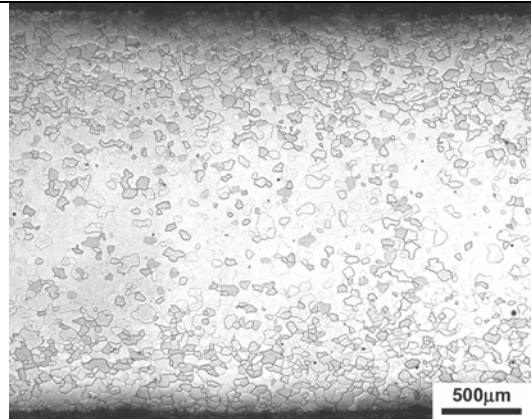


Figura 11: imagem da BQ-B2-32h

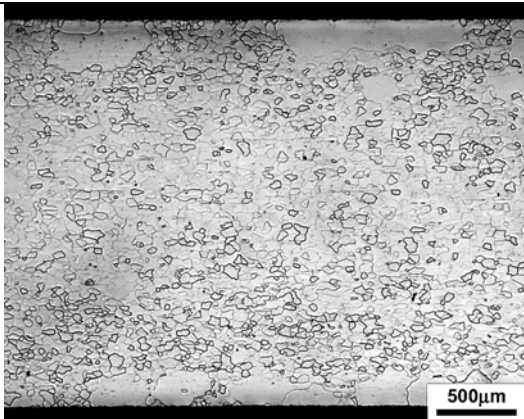


Figura 12: imagem da BQ-B5-2h

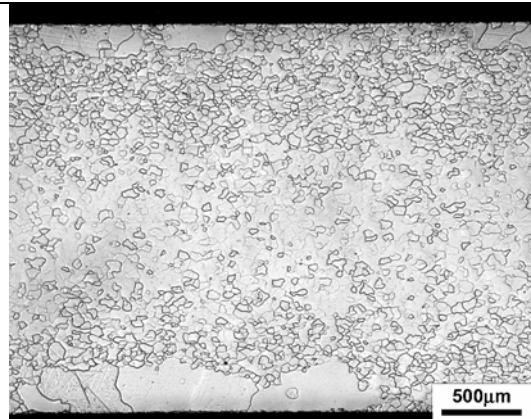


Figura 13: imagem da BQ-B5-8h

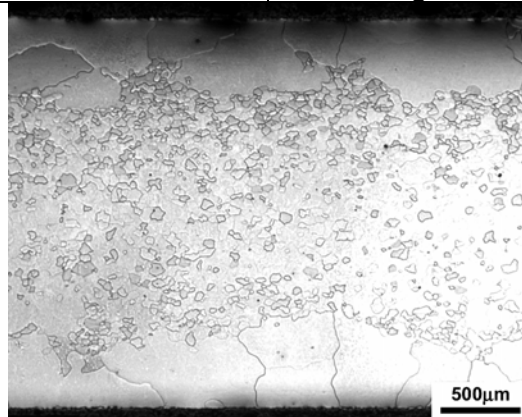
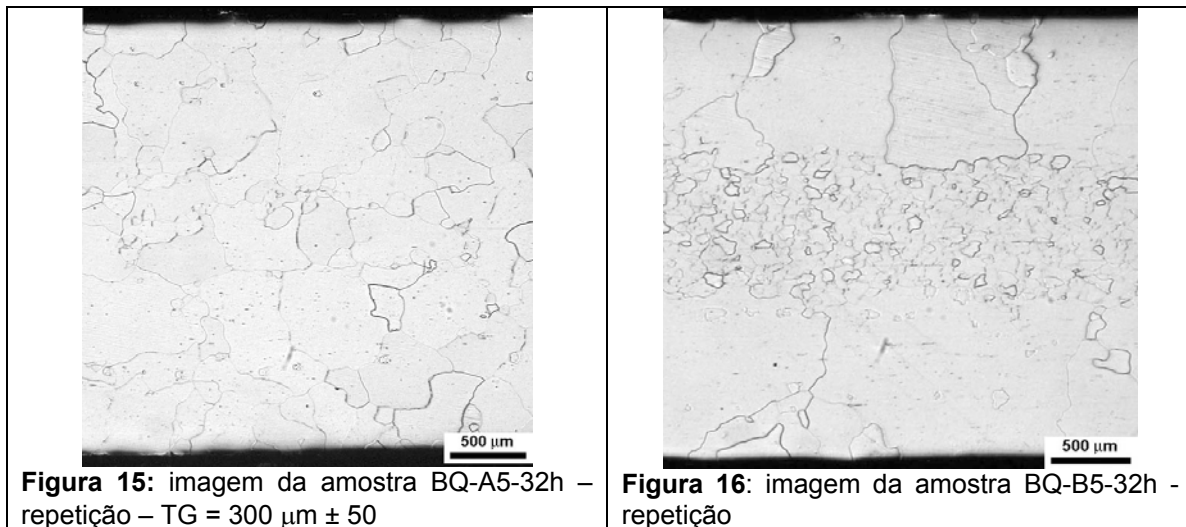


Figura 14: imagem da BQ-B5-32h

De acordo com a análise microestrutural, parece existir uma influência do teor de Si na recristalização das amostras deformadas. Deformações reais de 0.05 levaram a recristalização total da BQ-A após 2 horas de recozimento, enquanto que para a BQ-B, 32 horas não foram suficientes para finalizar a recristalização. Outra diferença a se destacar é em relação ao início da recristalização. Para a BQ-A5 houve formação de núcleos em todo o material, enquanto que para a BQ-B5 a nucleação concentrou-se na superfície da chapa. Para explicar esse comportamento, duas hipóteses são apresentadas. A primeira hipótese baseia-se em uma correlação entre o teor de Si e a taxa de nucleação. Para maiores teores (BQ-B), a taxa de nucleação parece maior. As recristalizações da BQ-A2 e da BQ-B2 também apresentaram comportamentos distintos. Após 32 horas de recozimento a recristalização da BQ-A2 só foi ativada nas proximidades da superfície, enquanto que na BQ-B2 não houve recristalização. Tal fato fortalece a hipótese de que o Si diminui a taxa de nucleação da recristalização. A segunda hipótese consiste na influência do Si na distribuição da deformação. Parece que existe maior potencial termodinâmico (densidade de discordâncias) para recristalização nas proximidades da superfície da chapa (Figuras 4 e 14). É possível que exista gradiente de deformação entre superfície e centro da chapa e que esse gradiente seja maior para a liga com maior teor de Si.

Para confirmar os resultados, foram reparadas as amostras BQ-A5-32h e BQ-B5-32h (tanto laminação quanto recozimento). É importante destacar que no procedimento anterior o recozimento foi interrompido. Nesse novo ciclo que será apresentado a seguir, não houve interrupções no tratamento térmico e a temperatura foi mantida a 760°C por 32 horas. As análises microestruturais serão apresentadas a seguir.



A diferença entre o comportamento da recristalização das amostras BQ-A5-32h e BQ-B5-32h voltou a ocorrer. Algumas diferenças significativas podem ser causadas pelo diferente tratamento térmico ao quais as novas amostras foram submetidas. Comparando-se as figuras 15 e 7, nota-se que o tamanho de grão recristalizado é maior para a amostra recozida sem interrupções. Outra diferença significativa, em relação à amostra BQ-B5-32h (Figura 16) é que a frente de recristalização avançou mais em relação à submetida a recozimentos interrompidos (Figura 14). Tal fato pode ser explicado pela competição entre recristalização e recuperação. Como a recuperação é mais favorável que a recristalização em baixas

temperaturas, o recozimento interrompido pode ter privilegiado a recuperação, reduzindo o potencial termodinâmico para o avanço da recristalização.

Foram realizadas análises de microdureza com o objetivo de identificar gradiente de encruamento entre superfície e centro. O perfil de dureza foi medido na seção longitudinal das chapas, aplicando-se indentações a 5 μm da superfície até a metade da espessura. Os resultados estão apresentados na Figura 17.

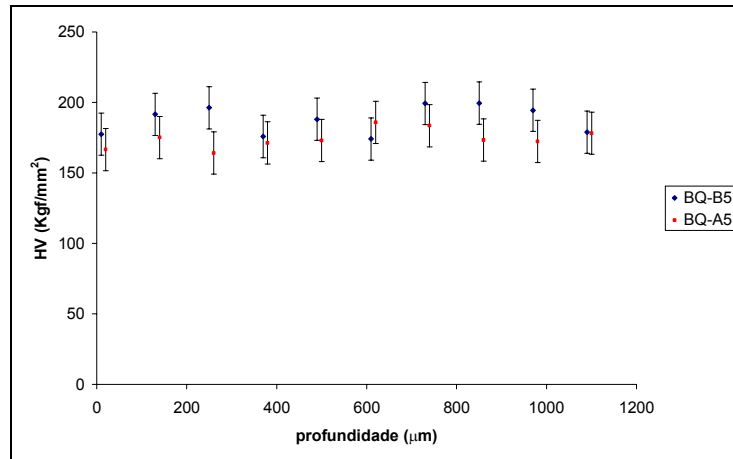
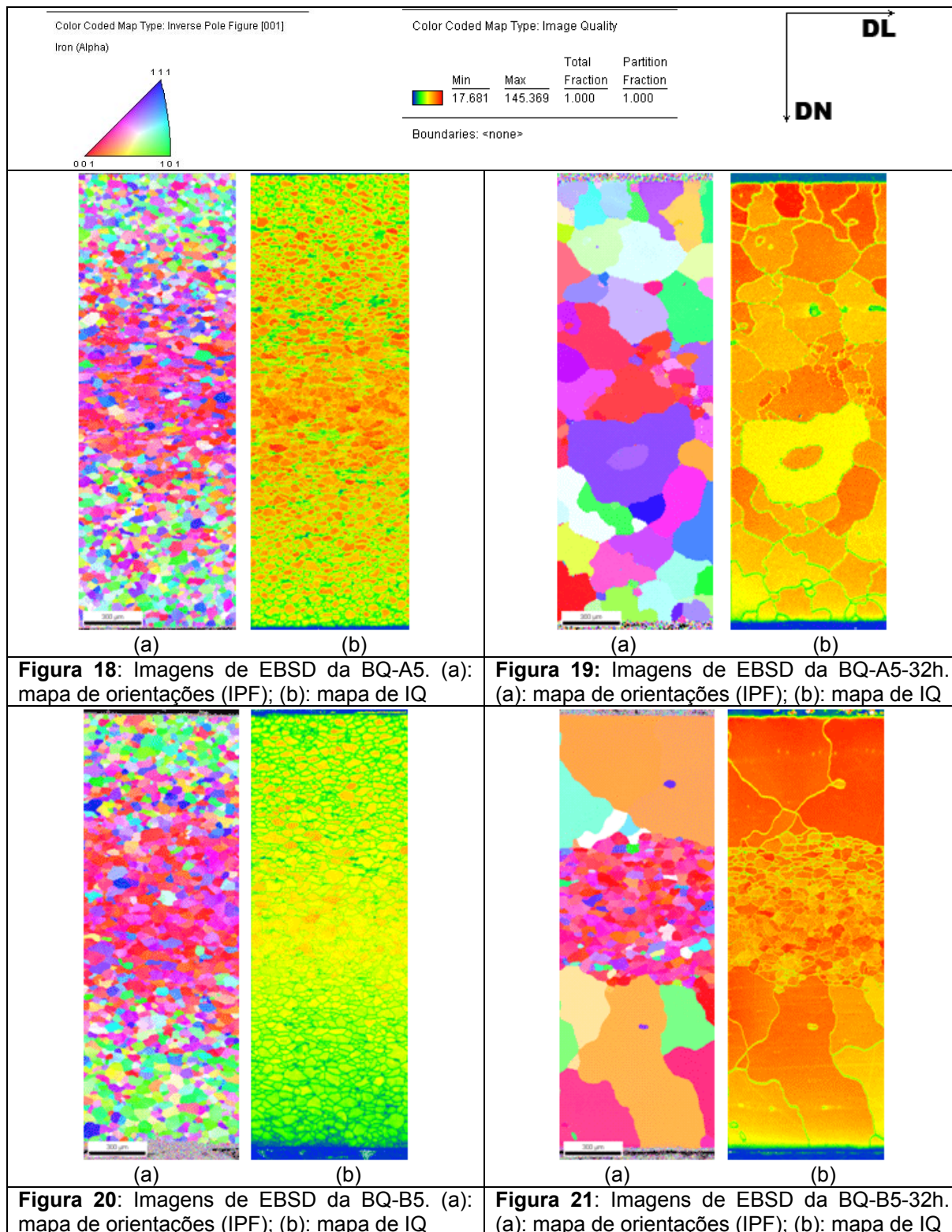


Figura 17: Perfil de dureza das BQs deformadas ($\epsilon = 0.05$)

Os resultados indicam que não existe gradiente de dureza entre superfície e centro da BQ deformada ou a análise não é sensível o suficiente para identificá-la. Observa-se que a BQ-A5 apresenta dureza menor do que a BQ-B5, indicando que a análise tem sensibilidade para detectar endurecimento por solução sólida devido a diferentes teores de Si (0.3% na BQ-A e 0.6% na BQ-B).

Análises em EBSD foram realizadas nas seções longitudinais (DL-DN) das amostras. Mapas de figuras de pólo inversa e IQ estão apresentadas nas Figuras 18 a 21.



A análise das amostras BQ-A5 e BQ-B5 mostra que existe um gradiente de textura na espessura das chapas. O centro da chapa apresenta forte textura $\{100\}\langle 011\rangle$ também chamada de cubo rodado. Os mapas de IQ mostram um forte gradiente na espessura das chapas deformadas. IQ baixos na superfície podem indicar maior encruamento dessas regiões. As Figuras 22 e 23 apresentam o perfil de IQ em função da distância em relação à superfície superior da chapa. As

amostras deformadas apresentam maiores IQs no centro da chapa. É provável que as amostras deformadas apresentem maior deformação na superfície, identificada pela redução do IQ na superfície das chapas com 0.3% e 0.6% de Si. As amostras recozidas mostram que os grãos recristalizados apresentaram IQs maiores em relação às amostras deformadas, porém não existe diferença de IQ entre a área recristalizada e os grãos não recristalizados, indicando que a diferença de encruamento entre os grãos é reduzida e o potencial termodinâmico para a recristalização primária é pequeno. Provavelmente após 32 horas de recozimento, o avanço da frente esteja mais relacionado com redução de energia de contorno de grão.

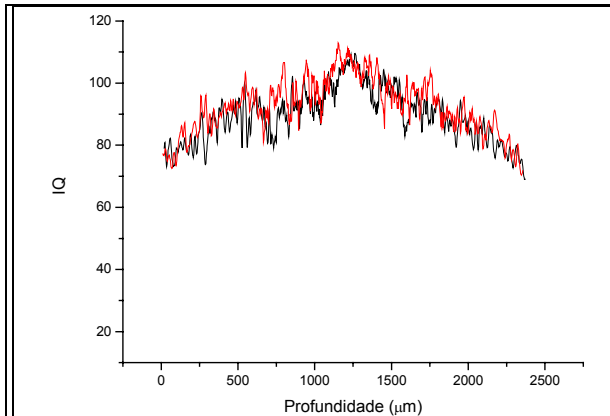


Figura 22: IQ x profundidade da amostra BQ-A5. As curvas vermelha e preta indicam duas regiões distintas da mesma amostra.

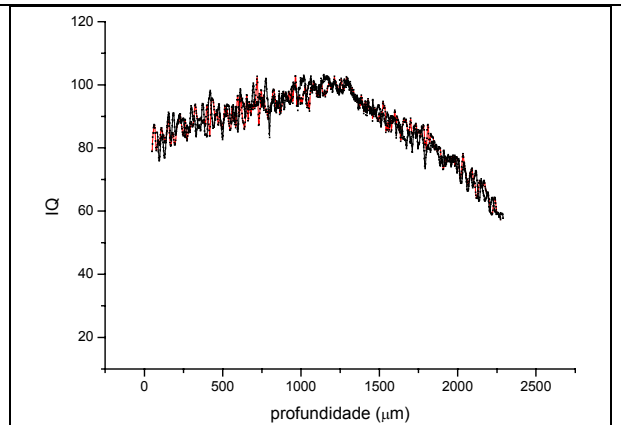
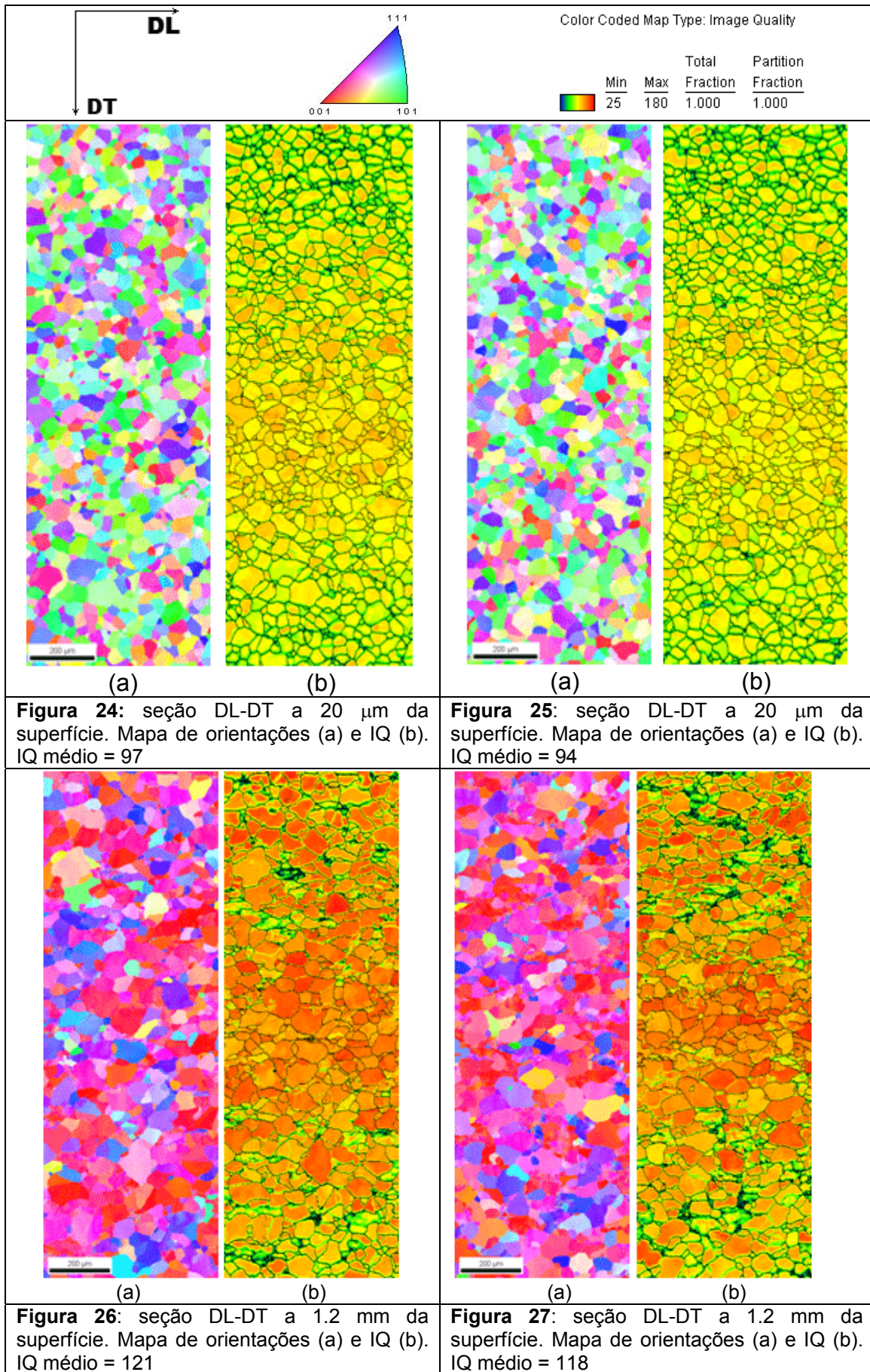


Figura 23: IQ x profundidade da amostra BQ-B5.

A tendência da superfície apresentar IQ mais baixo pode estar relacionada a desfocalização. Como os ajustes de foco foram realizados na região central da área analisada, é possível que a qualidade de imagem seja reduzida com o deslocamento vertical (DN) da amostra. Para eliminar essa variável foram preparadas seções paralelas à superfície (DL-DT) para análise em EBSD. Foram realizados polimentos a 20 µm e a 1.2 mm da superfície, correspondendo à região sub-superficial e central da chapa. Os resultados estão apresentados nas Figuras 24 a 27.



Novamente foi identificada considerável diferença entre IQ das regiões próximas a superfície (Figuras 24 e 25) e centrais (Figuras 26 e 27). O IQ médio das regiões sub-superficiais ficou em torno de 100, enquanto para as regiões centrais é 120. Esse resultado fortalece a hipótese de maior deformação da superfície da chapa. Outro resultado a ser destacado é o efeito da desfocalização na redução do IQ. Neste caso nota-se gradiente de IQ na direção DT, como se pode ver nas Figuras 24b a 27b. No entanto, esse efeito não compromete a hipótese de maior deformação da superfície, pois a desfocalização ocorre tanto para as análises sub-superficiais, quanto para as regiões centrais da chapa.

Foram realizadas análises de textura em difratômetro de raios-X. As ODFs estão apresentadas nas Figuras 28 a 31.

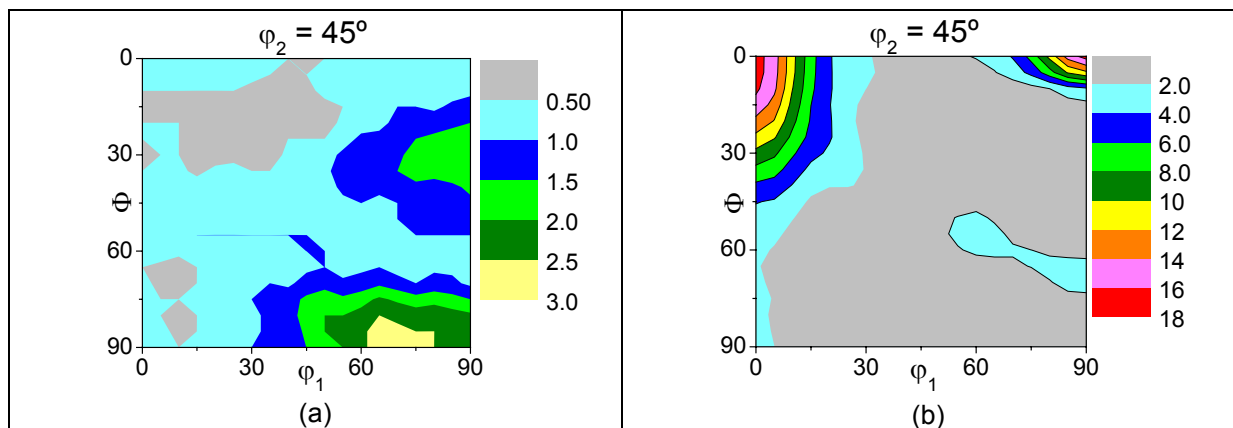


Figura 28: ODF da BQ-A5. (a) é a superfície da chapa; (b) é o centro da chapa.

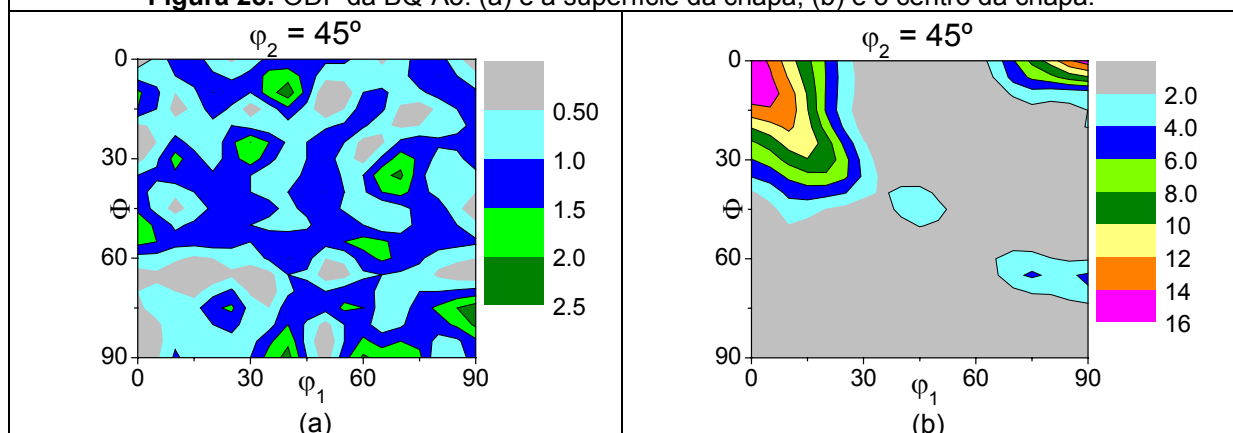


Figura 29: ODF da BQ-A5-32h. (a) é a superfície da chapa; (b) é o centro da chapa.

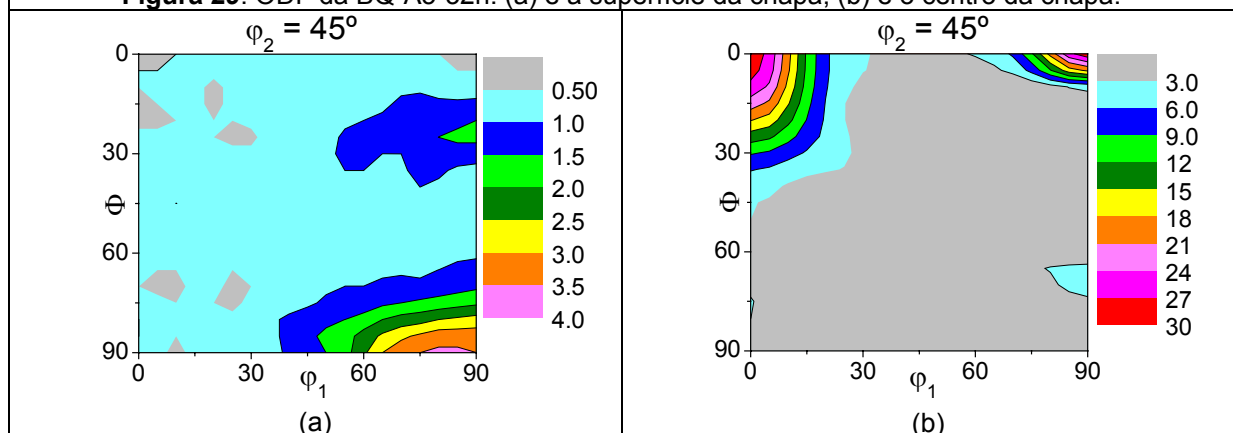


Figura 30: ODF da BQ-B5. (a) é a superfície da chapa; (b) é o centro da chapa.

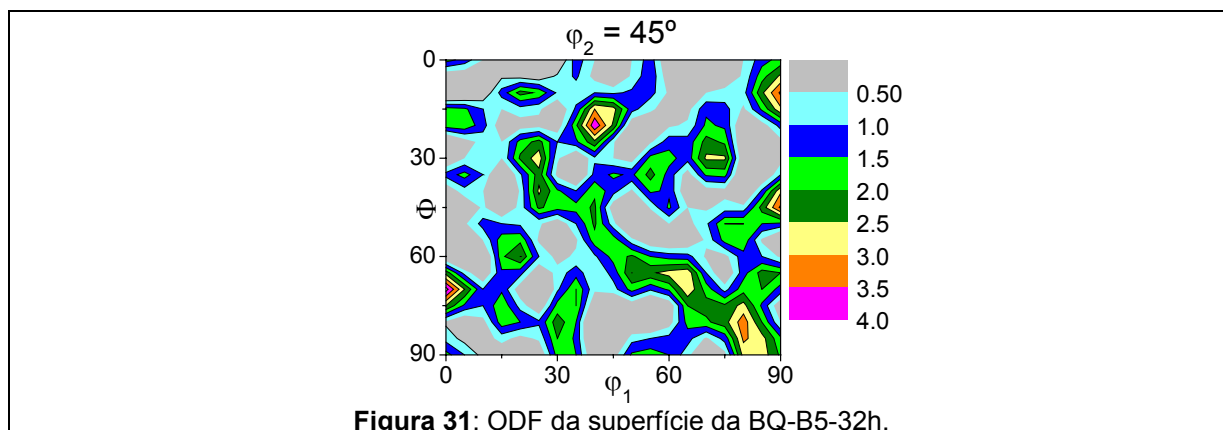


Figura 31: ODF da superfície da BQ-B5-32h.

As análises de textura por difração de raios-X confirmaram a existência de gradiente de textura entre superfície e centro das chapas laminadas a quente. Regiões próximas a superfície apresentam componentes próximas a Goss com intensidade 4 vezes o aleatório. O centro da chapa apresenta textura predominantemente cubo rodado com intensidade relativa maior do que 18. Tal fato pode estar relacionado com gradiente térmico no final da laminação a quente. É provável que nos últimos passes ocorra laminação de grãos ferríticos próximos à superfície e grãos austeníticos no centro. Como ocorre perda de calor por radiação e por contato com os cilindros, é provável que a temperatura na superfície da BQ esteja abaixo da temperatura AR_3 (início da transformação austenita-ferrita) no final da laminação a quente. De acordo com Ray e Jonas⁽¹¹⁾ a textura de recristalização da austenita é predominantemente $\{100\}\langle 001\rangle$, dando origem a ferrita $\{100\}\langle 011\rangle$ após resfriamento. Tschiptschin e outros⁽¹²⁾ observaram textura semelhante em BQ de aço elétrico produzida pela Acesita.

É possível observar também gradiente de textura na espessura da BQ-A5-32h, indicando que a evolução da textura durante o recozimento tem forte relação com a textura inicial. A superfície da chapa apresentou textura fraca com intensidade máxima (2.5 vezes o aleatório) próximas a Goss, $(110)[\bar{1}11]$ e $(100)[001]$, como pode-se ver na Figura 29a. O centro da chapa (figura 30b) apresentou textura muito semelhante ao centro da BQ-A5, antes do recozimento (figura 28b), indicando que não houve surgimento de componentes de textura novos. Este resultado é favorável à ocorrência de migração de contorno de grão induzida por deformação, sem a nucleação de orientações novas. A amostra BQ-B5-32h recristalizou somente próximo a superfície e a evolução da textura dos grãos recristalizados apresentou comportamento semelhante a superfície da BQ-A5-32h, como se pode ver na Figura 31.

4 CONCLUSÕES

- Análises de microdureza não detectaram gradiente de deformação nas chapas deformadas, mas análises de EBSD pelo método IQ foram favoráveis ao acúmulo de deformação na superfície;
- Observou-se redução do IQ com desfocalização, dificultando a correlação entre IQ e deformação nas seções DL-DN das chapas deformadas.
- Amostra com maior teor de Si apresentou menor taxa de nucleação, provocando atraso da recristalização e maior tamanho de grão da fração recristalizada;

- Observou-se gradiente de textura na espessura das bobinas quentes analisadas. A superfície apresentou componentes próximas a Goss, e no centro, forte componente cubo rodado.
- Foi observado forte componente cubo rodado no centro das chapas recristalizadas, indicando que não houve surgimento de novos grãos, e sim migração de contornos pré-existentes;
- Deformação real de 0.05 seguido de recozimento foi eficiente para aumentar o tamanho de grão da BQ-A (0,3% Si) de 20 μm para 300 μm .

Agradecimento

Agradecimentos ao Inmetro pelo uso do MEV.

REFERÊNCIAS

- 1 HARATANI, T, HUTCHINSON, W.B., DILLAMORE, I.L. BATE, P. Contribution Of Shear Banding To Origin Of Goss Texture In Silicon Iron. *Metal Science* 18, P. 57-65, 1984
- 2 STANLEY, J. K.; MEHL, R. F. Recrystallization of Silicon Ferrite in Terms of Rate of Nucleation and Rate of Growth. *Metals Technology*, tech. publication, n. 1438, p. 1-12, 1942
- 3 ANTONIONE, C.; DELLA GATTA, G.; RIONTINO, G.; VENTURELLO, G. Grain growth and secondary recrystallization in Iron. *J. of Materials Science*, 8, p. 1-10 1973
- 4 RANDLE, V. Strain-induced Secondary recrystallization. *Materials Science Forum*, v. 113-115, p. 189-194 1993
- 5 SHIMAZU, T.; SHIOZAKI, M.; KAWASAKI, K. Effect of Temper Rolling on Texture Formation of Semi-processed Non-oriented Steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 133, p. 147-149, 1994
- 6 CHEONG, S.W., HILINSKI, E.J., ROLLETT, A.D. Grain growth in a low-loss cold-rolled motor-lamination steel. *Met Mat. Trans. A* v. 34A, p.1321-1327, 2003.
- 7 CASTRO, S.F.; GALLEGO, J. LANDGRAF, F.J.G.; KESTENBACH, H.-J. Orientation dependence of stored energy of cold work in semi-processed electrical steels after temper rolling. *Materials Science and Engineering A427*, p. 301-305, 2006.
- 8 CASTRO, N. A. ; TSCHIPTSCHIN, A. P. ; LANDGRAF, F. J. G. . O gradiente de dureza nos aços elétricos semiprocessados. In: CBECIMAT, 2004, PORTO ALEGRE. Anais XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2004. p. 1-11.
- 9 CASTRO, N. A; LANDGRAF, F. J. G; Plaut, R. L.; Yonamine, T. radiente de deformação e textura em chapas de aço submetidas a laminação de encruamento. In: 61º Congresso Anual da ABM, 2006, Rio de Janeiro. CDROM do 61º Congresso anual da ABM, 2006. p. 2664-2674.
- 10 LIMA, L. M. F. G. Estudo da evolução da textura, da microestrutura e da mesotextura de recristalização, após baixos graus de deformação a frio, em dois aços ferríticos com baixos teor de carbono. 2005. 114. Tese (doutorado em ciências na área de tecnologia nuclear – materiais). Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.
- 11 RAY, R. K.; JONAS, J. J. Transformation textures in steels. *Int. Mat. Rev.*, v. 35, n. 1, p. 1-36, 1990.
- 12 TSCHIPTSCHIN, A.P. ; SANTOS, C.P.; CUNHA, M.A.; LIMA, N.B. – “Influência da taxa de deformação na textura de um aço silício de grão não-orientado” - Anais do 55º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – CDROM – pág. 1461 a 1469, 2000.