

ANÁLISE DA EVOLUÇÃO DA TEXTURA NOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS TIPO 430 ESTABILIZADO COM NÍOBIO APÓS LAMINAÇÃO E RECOZIMENTO*

Camila Magalhães Gonçalves¹
 Aline Oliveira Vasconcelos Ferreira²
 Davi Silva Alves²
 Dagoberto Brandão Santos³

Resumo

O aço inoxidável ferrítico tipo 430 estabilizado com Nb, com e sem recozimento após laminação a quente, foi laminado a frio e submetido a recozimentos isotérmicos em temperaturas de 650°C, 700°C, 750°C e 800°C por 900 s para análise da evolução da textura de recristalização e do tamanho do grão via técnica de EBSD. Ocorreu o refino do grão após recristalização, resultando em um tamanho final de 12,2 µm. Observou-se um aumento da intensidade das componentes (111)[1 $\bar{2}$ 1] e (111)[0 $\bar{1}$ 1] da fibra γ e diminuição na intensidade da fibra α de deformação. A componente cubo girado, característica do aço laminado a quente, desaparece com a recristalização. As propriedades mecânicas desse aço, principalmente o comportamento em estampagem profunda, são diretamente afetadas por sua textura de recristalização.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis ferríticos; Textura cristalográfica; EBSD.

ANALYSIS OF THE TEXTURE EVOLUTION IN A FERRITIC STAINLESS STEEL TYPE 430 STABILIZED WITH NIOBIUM AFTER ROLLING AND ANNEALING

Abstract

Ferritic stainless steel type 430 stabilized with Nb, with and without annealing after hot rolled, was cold rolled and subjected to isothermal annealing at 650°C, 700°C, 750°C and 800°C for 900 s to analyze the evolution of the recrystallization texture and grain size through EBSD technique. There was an increase in intensity of the component (111)[1 $\bar{2}$ 1] and (111)[0 $\bar{1}$ 1] of γ fiber and the decrease in intensity of the deformation fiber α . The rotated cube component, feature of the hot rolled steel, decreased with annealing time. The results showed that occurred the grain refining after recrystallization, resulting in a final average size of 12,2 µm. The mechanical properties of these steels, especially the behavior in deep drawing, are directly affected by their recrystallization texture.

Keywords: Ferritic stainless steel; crystallography texture, EBSD.

¹ Mestra em Engenharia Metalúrgica, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, MG, Brasil; caca_magalhaes@msn.com.

² Graduandos em Engenharia Metalúrgica, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, MG, Brasil; davi.s.alves@outlook.com, alinevasconcelos_93@hotmail.com.

³ Professor Associado IV, Departamento de Engenharia e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, MG, Brasil; dsantos@demet.ufmg.br.

1 INTRODUÇÃO

A recristalização dos metais pode gerar uma orientação cristalográfica preferencial diferente ou não daquela gerada pela deformação plástica, da mesma forma que também pode haver ausência de uma textura preferencial. A textura cristalográfica é o termo utilizado quando a recristalização gera orientação preferencial [1]. Em geral, diz-se que a textura é formada por componentes. Uma componente é representada por uma orientação cristalina ideal próxima da qual as orientações de um razoável número de grãos se agrupam [2,3]. O comportamento mecânico de materiais policristalinos é afetado consideravelmente pela sua textura cristalográfica. A medição adequada da textura pode ser obtida atualmente pela técnica de difração de elétrons retroespalhados, EBSD [3].

O controle da microestrutura e da textura é essencial para melhorar as propriedades mecânicas e a conformabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos. Inúmeras pesquisas foram realizadas nas últimas décadas com o propósito de melhorar o desempenho desses aços, principalmente seu comportamento em estampagem profunda e a eliminação e redução da formação de estrias, visando melhor acabamento superficial após o processo de conformação [1,4,5].

A textura de recristalização típica dos aços inoxidáveis ferríticos apresenta componentes pertencentes às fibras α e γ . Essas dependem da microestrutura e da textura inicial de laminação a quente e a frio [3,6]. A textura de recristalização do aço inoxidável ferrítico com 11% de cromo e com 80% de deformação a frio foi estudada por Raabe em 1996 [7] e verificou-se que esta apresentou uma degradação da componente α e um aumento da intensidade da fibra γ . Há vários métodos de representar a textura de um metal ou liga. Recentemente, o uso do EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*) associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu a determinação da orientação individual de cada grão de modo muito rápido e eficaz. A quantidade de grãos com cada orientação é, assim, calculada por um processo automatizado [3,8].

A alta intensidade e uniformidade da fibra γ na textura de recristalização melhora o comportamento em estampagem do aço inoxidável ferrítico. A fibra γ pode ser obtida por vários métodos, entre eles, o controle do processamento termomecânico e da composição química [9]. No presente trabalho foi avaliada a evolução da textura, orientações dos grãos e a formação e uniformidade da fibra γ nas amostras laminadas a quente recozidas (LQR) e laminadas a quente e não recozidas (LQNR) desse aço.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas tiras com 4,5 mm (LQNR) e 4,3 mm (LQR) de espessura de um aço inoxidável ferrítico tipo 430 estabilizado com Nb com a seguinte composição química: 0,02% C, 0,20% Mn, 0,03% P, 0,32% Nb, 16,07% Cr, 0,18% Ni, 0,002% Al, 0,004% Ti, 0,0005% S e 0,024% N. A laminação a quente foi realizada na empresa em um laminador tipo Steckel em temperaturas entre 800°C a 1000°C. A laminação a frio foi realizada em laboratório com redução em espessura de 77,8% e 76,7% para as séries LQNR (Laminadas a Quente Não Recozidas) e LQR (Laminadas a Quente Recozidas), respectivamente. Tiras foram retiradas com 1,0 cm de largura e 1 mm de espessura para os recozimentos isotérmicos em um forno tipo mufla, usando as temperaturas de 650°C, 700°C, 750°C e 800°C por 900 s.

A microtextura foi examinada nos centros das amostras como fornecidas, laminadas a frio e recozidas no plano formado pelas direções de laminação, DL, e normal, DN. As componentes de textura, representadas pelas ODF (função de distribuição de orientações), correspondem à seção 45° com o ângulo de Euler φ_2 constante. O tamanho de grão foi medido pelo programa OIM versão 6.0 da TSL/EDAX e também por análise de imagem, i.e., medição da área de cada grão (no mínimo 200 grãos por amostra).

3 RESULTADOS

3.1 Textura Cristalográfica

Nas ODF das amostras em estado de fornecimento LQNR (Fig. 1), pode-se notar que na amostra LQNR predomina-se a fibra α , com a componente $(112)[1\bar{1}0]$ e também as componentes $(111)[1\bar{1}0]$, $(111)[1\bar{2}1]$ e $(111)[0\bar{1}1]$ (fibra γ), enquanto na amostra LQR predominam-se somente as componentes pertencentes à fibra γ . A presença da fibra α é característica do material deformado, enquanto a presença da fibra γ é característica do material recozido [7].

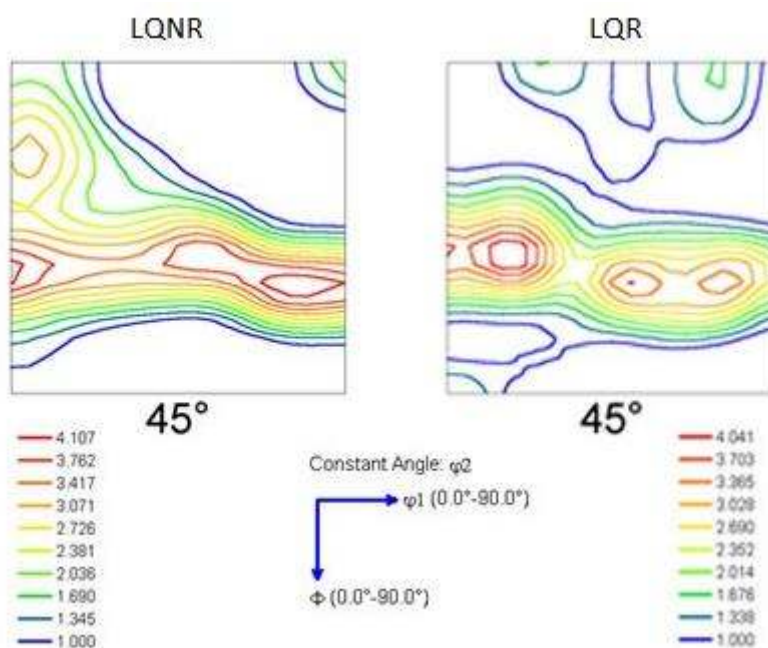


Figura 1: ODF das amostras como fornecidas.

No mapa de orientação dos grãos (Fig. 2) pode-se observar que na amostra LQNR predomina a orientação da fibra (101) (que inclui a componente Goss $\{110\}$), designada pela cor verde. Ela aparece devido à forte deformação por cisalhamento sofrida pelo material [6]. Na amostra LQR há predominância da orientação de fibra γ $\{111\}$, designada pela cor azul nos mapas de orientação. A amostra LQNR apresenta menor intensidade de orientação da componente (111) quando comparada à LQR.

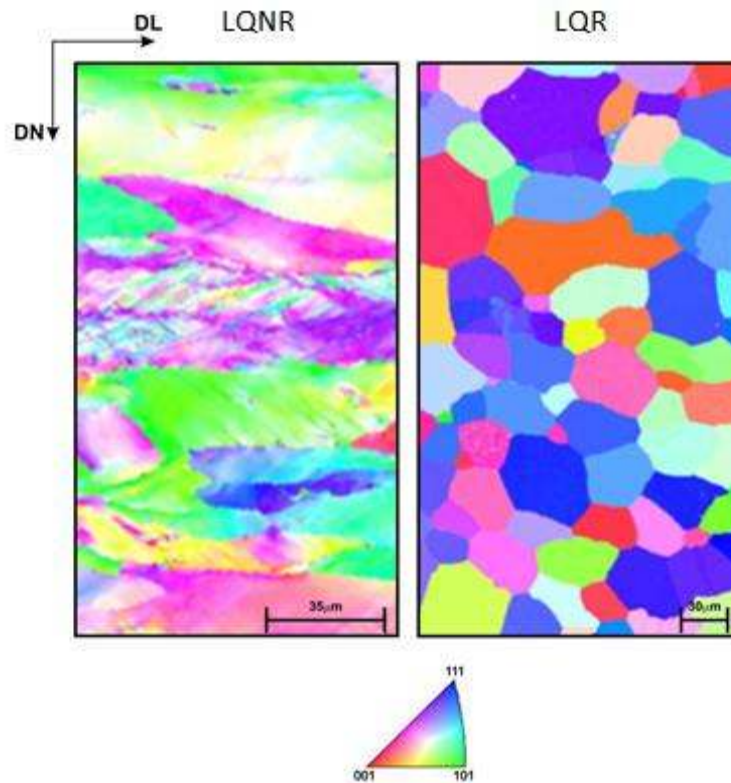


Figura 2: Mapa de orientação dos grãos das duas séries de amostras como fornecidas.

Em ambas ODF das amostras laminadas a frio LQNR e LQR (Fig. 3), há alta intensidade da fibra α . Na amostra LQNR observa-se alta intensidade das componentes $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ e na amostra LQR das componentes $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(114)[\bar{1}\bar{1}0]$.

Ressalta-se a presença de componentes pertencentes à fibra γ com uma fraca intensidade da componente $(111)[0\bar{1}1]$ na amostra LQNR e alta intensidade da componente $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ e, com menor intensidade, as componentes $(111)[0\bar{1}1]$ e $(111)[\bar{1}\bar{2}3]$ na amostra LQR.

Tanto na amostra LQNR quanto na amostra LQR há a presença da componente cubo girado $(001)[\bar{1}\bar{1}\bar{0}]$, com maior intensidade na primeira do que na segunda.

No mapa de orientação dos grãos (Fig. 4) pode-se observar a predominância de grãos com orientação das componentes pertencentes à fibra α , representada pela cor azul claro. Os grãos com orientação cubo girado são representados pela cor vermelha e estão presentes de forma mais intensa na amostra LQNR do que na LQR. Há poucos grãos com orientação pertencente à fibra γ , que são representados pelas cores roxa e azul escuro.

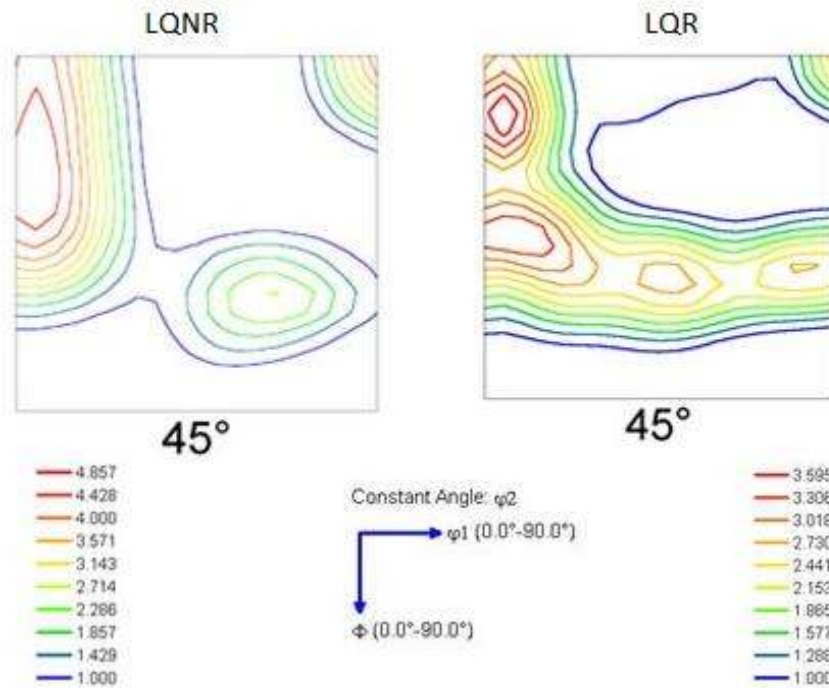


Figura 3: ODF das amostras laminadas a frio.

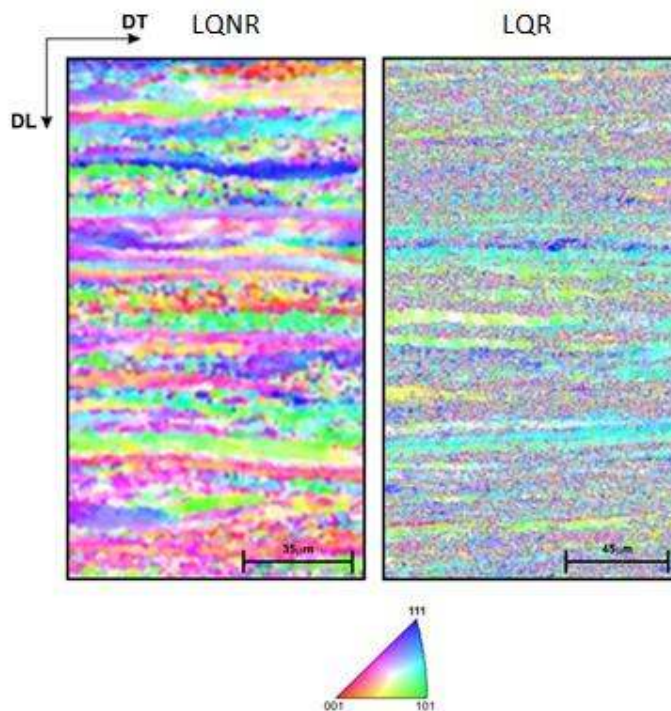


Figura 4: Mapas de orientação para as amostras laminadas a frio.

A evolução da textura com a temperatura de recozimento revelou uma diminuição das componentes pertencentes à fibra α e aumento das componentes pertencentes à fibra γ , tanto nas amostras LQNR (Fig. 5) quanto nas amostras LQR (Fig. 6). As amostras que representam o início do processo de recristalização (recozidas a 650°C por 900 s) apresentaram textura caracterizada pela presença da componente (112)[1 $\bar{1}$ 0] pertencente à fibra α e fraca intensidade da componente (111)[0 $\bar{1}$ 1] pertencente à fibra γ , enquanto as amostras recozidas a 750°C e 800°C que já se encontram completamente recristalizadas, apresentam alta intensidade da fibra γ .

Nas amostras LQNR (Fig.7) o aumento da temperatura leva à maior heterogeneidade de orientação, ou seja, os mapas de qualidade aparecem mais coloridos sugerindo a não uniformidade das orientações. Já nas amostras LQR (Fig. 8) não ocorre modificações significativas na uniformidade das orientações dos grãos com a elevação temperatura.

Nas diferentes temperaturas de recozimento, as amostras LQR apresentam fibra γ sutilmente mais uniforme do que as amostras LQNR. A formação de fibra γ não uniforme caracteriza a origem da textura como sendo por nucleação orientada enquanto que a formação de fibra γ uniforme caracteriza a origem da textura pela combinação dos dois mecanismos: nucleação orientada e crescimento orientado [9].

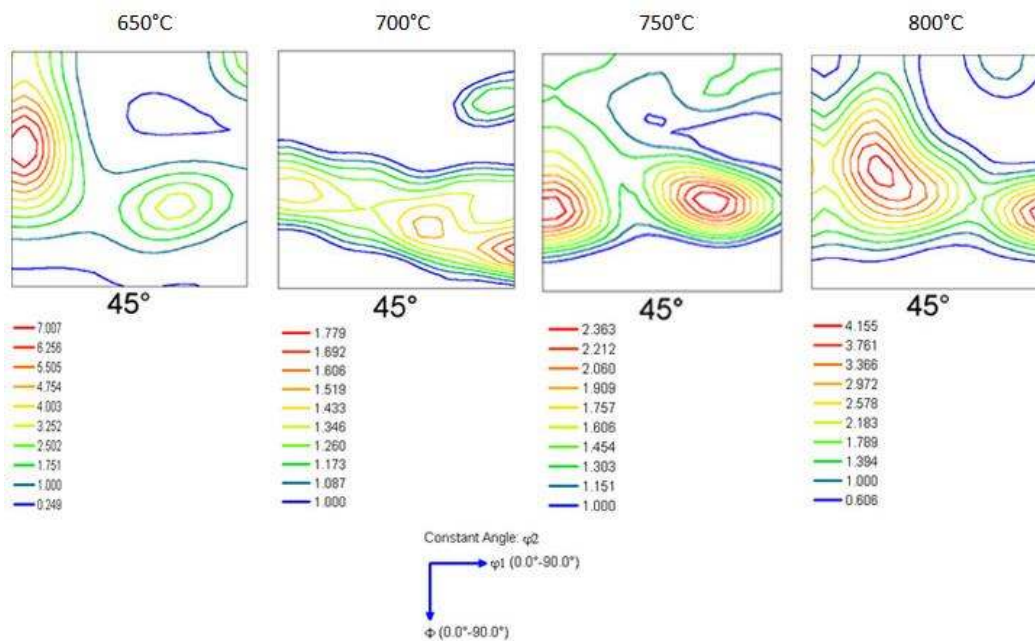


Figura 5: ODF das amostras LQNR recozidas por 900 s.

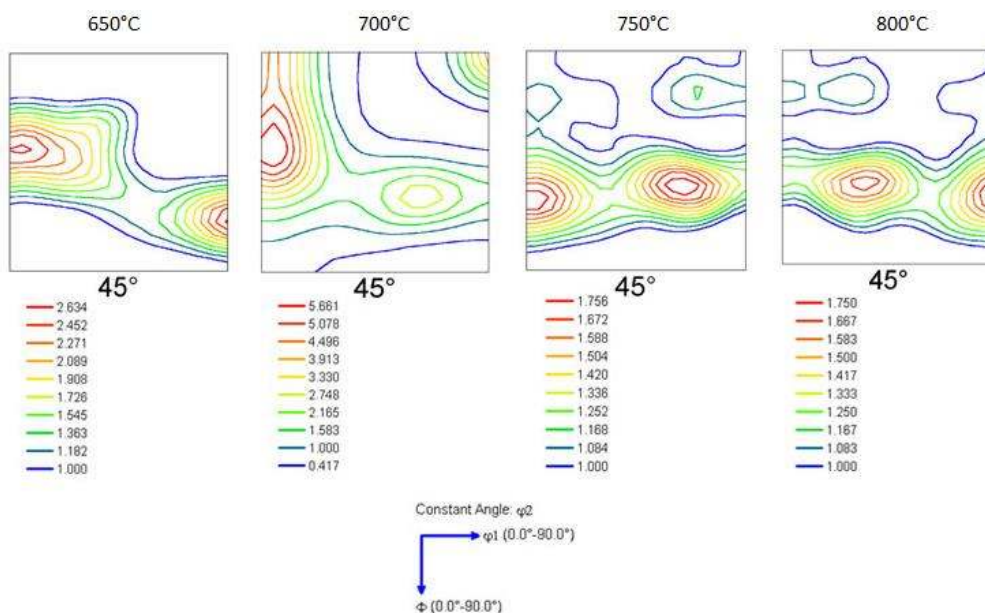


Figura 6: ODF das amostras LQR recozidas por 900 s.

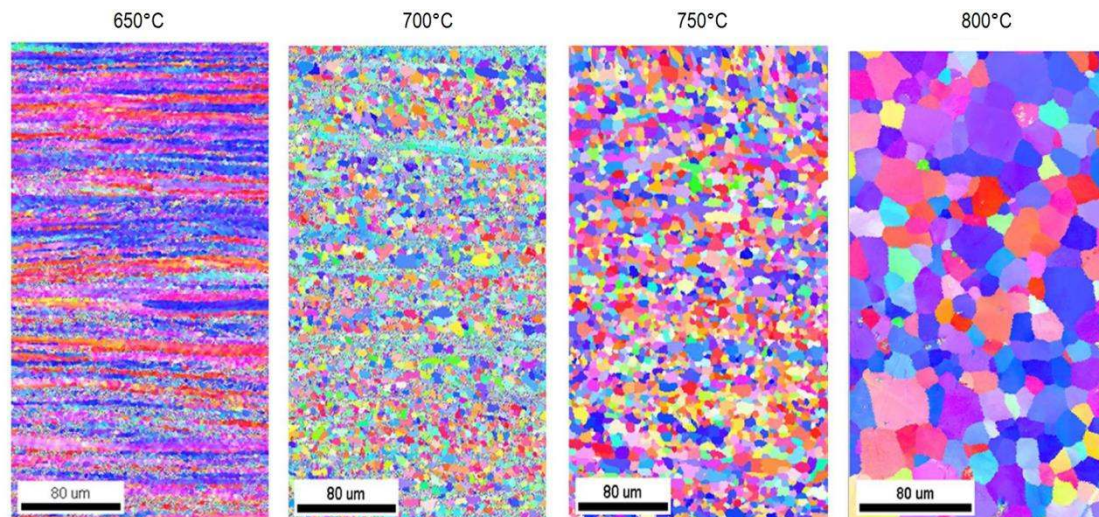


Figura 7: Mapas de orientação para as amostras LQNR recozidas por 900 s.

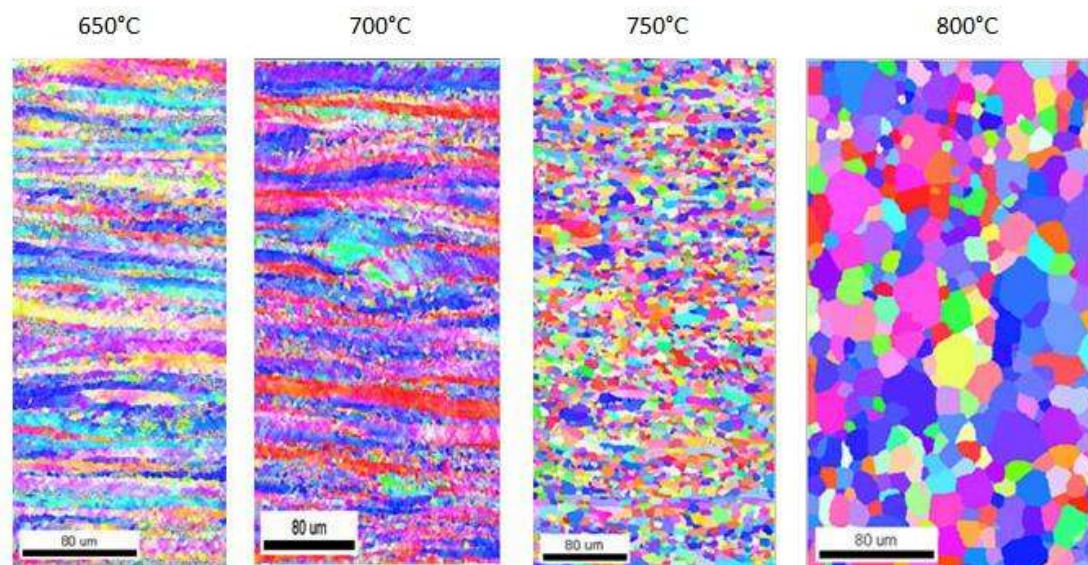


Figura 8: Mapas de orientação para as amostras LQR recozidas por 900 s.

3.2 Tamanho de Grão

Pode-se observar na distribuição de frequência do tamanho de grão (μm) nas amostras recozidas às temperaturas de 650°C, 700°C, 750°C e 800°C, respectivamente, durante 900 s (Fig. 9), que 60% ou mais dos grãos apresentam diâmetro inferior a 5 μm , indicando o refinamento dos grãos em todos os recozimentos. Também nota-se que o aumento da temperatura resulta no aumento do tamanho de grão, em que a fração de grãos que apresentam diâmetro inferior a 5 μm diminui com aumento da temperatura. A figura 10 mostra a evolução do tamanho médio dos grãos em função da temperatura.

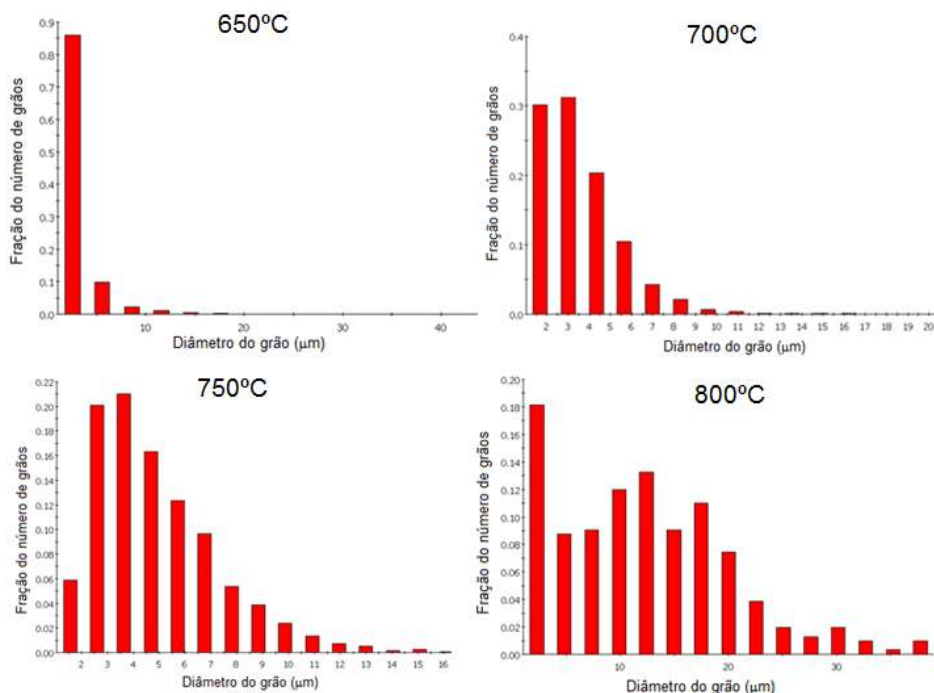


Figura 9: Tamanho do grão temperatura.

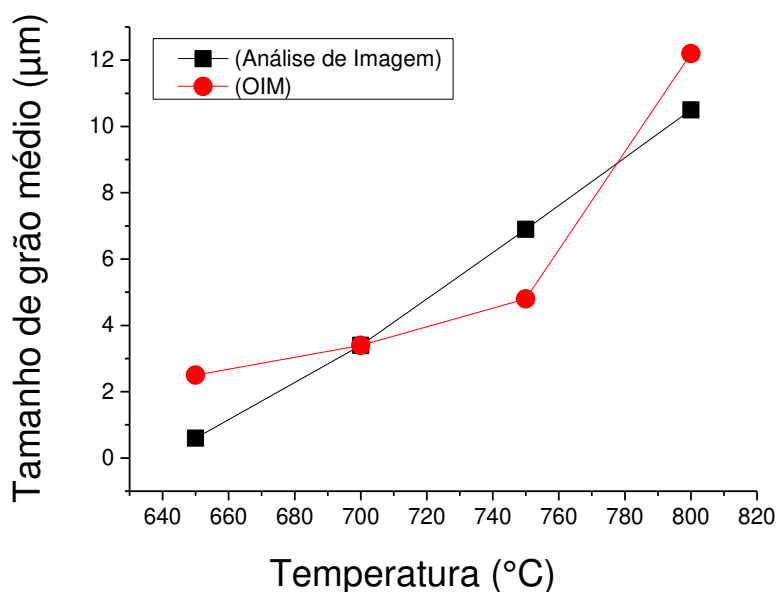


Figura 10: Evolução do tamanho médio dos grãos em função da temperatura.

4 DISCUSSÃO

Na evolução da textura com a temperatura de recozimento, observou-se a diminuição progressiva da fibra de deformação α e aumento da fibra γ , o que era esperado e almejado, pois as orientações pertencentes à fibra γ garantem ao aço melhor comportamento em estampagem profunda, ou seja, melhor conformabilidade e menor tendência a formar estrias durante o processo [9,10].

A componente cubo girado, característica da laminação a quente, está presente nas amostras como fornecidas e laminadas a frio com maior intensidade na série LQNR do que na LQR. Nas amostras laminadas a frio essa componente é mais intensa que

nas amostras como fornecidas, o que sugere que ela foi retida e intensificada durante a laminação a frio, já que ela aparece no início do processo, embora com menor intensidade. Nota-se posteriormente que, à medida que o recozimento se prossegue, essa componente diminui até desaparecer [11]. A falta de uniformidade das orientações verificadas nos mapas de orientação evidencia que a origem da textura é via a combinação dos dois mecanismos: nucleação e crescimento orientados [9].

De acordo com Raabe e Lücke [12], a nucleação orientada nos aços inoxidáveis ferríticos estabilizados com Nb, ocorre, por exemplo, quando os contornos de alto ângulo ancoram-se nos precipitados de Nb e nucleiam com uma orientação preferencial (fibra γ), a qual permanece até o fim do processo de recristalização. Já no crescimento orientado o grão nucleia com outra orientação e, na medida em que ele cresce (na medida em que a recristalização progride), ele vai adquirindo uma nova orientação preferencial (fibra γ). Cada grão da microestrutura se comporta de uma maneira diferente durante a recristalização. Para definir se a origem da textura é via nucleação ou crescimento orientado seria interessante realizar levantamentos estatísticos da quantidade de grãos que comportam mediante os dois mecanismos e analisar o que predomina em cada situação.

De acordo com os mapas de orientação analisados, pode-se constatar que o recozimento após laminação a quente nas amostras LQR não assegura uma melhor uniformidade da fibra γ quando se compara com os mapas de orientação obtidos das amostras LQNR. Esse fato sugere que o recozimento após laminação a quente evidencia uma maior homogeneização da microestrutura e do tamanho do grão, não garantindo a uniformidade da textura de recristalização do aço inoxidável ferrítico. Assim, de acordo com o trabalho realizado, o tratamento de recozimento mencionado, objetivando resultados para um bom comportamento em estampagem profunda, tendo em vista a diminuição da fibra α e o aumento da fibra γ , não se mostrou eficaz.

A quase linearidade das linhas, mostradas na figura 10, e o aumento gradual da distribuição do diâmetro dos grãos apresentado na figura 9 ocorre devido à nucleação e o crescimento do grão durante a recristalização. A força motriz para nucleação é energia armazenada após deformação plástica enquanto que para o crescimento do mesmo é a energia associada ao contorno do grão [1,8,13,14].

Verbeken [15] e colaboradores estudaram o efeito da quantidade de deformação a frio na formação da textura de recristalização dos aços ultra baixo carbono. A evolução da textura foi analisada, ao longo do aquecimento, em amostras submetidas a 70% e 95% de deformação. A textura de nucleação foi similar nos dois casos, caracterizada pela presença da fibra γ . Nas amostras deformadas por 70% a textura permaneceu praticamente constante durante o processo de recozimento, sugerindo ser por nucleação orientada, enquanto que nas amostras deformadas por 95% ocorreu a mudança de textura no final do processo de recristalização, caracterizada pelo aparecimento de outras componentes, sugerindo o processo de crescimento orientado [15].

No presente trabalho, foi analisado a evolução da textura ao longo da temperatura de recozimento para as duas séries de amostras (LQNR e LQR) submetidas ao mesmo grau de deformação. Nas duas situações a textura de nucleação foi similar, caracterizada pela presença da fibra γ . Analisando as ODFs das figuras 5 e 6, observa-se que nas amostras LQNR ocorre o aparecimento da componente $(112)[1\bar{2}0]$, sugerindo adicionalmente, o mecanismo de crescimento orientado. Já

nas amostras LQR, não há o aparecimento dessa componente, sugerindo que o mecanismo dominante no processo é por nucleação orientada.

5 CONCLUSÕES

- Durante a recristalização ocorreu aumento da intensidade da fibra γ e diminuição da intensidade da fibra α de deformação. A orientação dos grãos das amostras se torna mais heterogênea à medida que a temperatura de recozimento nas amostras da série não recozida aumenta.
- Nas duas condições, LQNR e LQR, a textura de nucleação foi similar, caracterizada pela presença da fibra γ . Nas amostras LQNR ocorre o aparecimento da componente $(112)[\bar{1}\bar{2}0]$, sugerindo adicionalmente o mecanismo de crescimento orientado. Já nas amostras LQR, não há o aparecimento dessa componente, sugerindo que o processo é por nucleação orientada.
- O recozimento após laminação a quente assegura maior homogeneização da microestrutura e do tamanho do grão, mas não garantiu maior uniformidade da fibra γ .
- A estrutura dos grãos ferríticos foi refinada via trabalho mecânico e recozimento. O aço passou de um tamanho de grão inicial de 24 μm na condição de laminado a quente para um tamanho de grão final de 12 μm .

Agradecimentos

Os autores agradecem a CAPES-PROEX, FAPEMIG e ao CNPq pelas bolsas de iniciação científica e de mestrado disponibilizadas aos alunos e apoio financeiro. Também agradecem à empresa Aperam South America SA pelo fornecimento das amostras do aço inoxidável ferrítico.

REFERÊNCIAS

- 1 PADILHA, A.F.; SICILIANO JR, F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3ª edição. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005, p. 12-45.
- 2 DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica. 2ª ed. Rio de Janeiro, Guanabara dois. 1981. p. 419-450.
- 3 VIANA, C.S.C. Textura Cristalográfica. 2002. Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro. 2002. 35 p.
- 4 HAITAO, Y.; HONGYUN, B.; XIN, L.; ZHOU, X. Effect of two-step cold rolling and annealing on texture, grain boundary character distribution and r-value of Nb+Ti stabilized ferritic stainless steel. *Materials Characterization*, 2009;60(1):65-68.
- 5 ABBACHIAN R.; ABBACHIAN, I.; REED-HILL, R.E. *Physical Metallurgy Principles*. Cengage Learning, Stanford, USA, 2009. 769 p.
- 6 RAABE, D.; LUCKE, K. Textures of Ferritic Stainless Steel. *Materials Science and Technology*. 1993;9(4):302-312
- 7 RAABE, D. Rolling and Annealing Textures of a Ferritic Stainless Steel With 11 Mass % Cr Content. ICOTOM – 11, Xian, China, p. 330–335, 1996.
- 8 KRAUSS, G. *Steels: Processing, Structure and Performance*. 1ª ed. Ohio, ASM International, 2005. 602 p.
- 9 GAO, F.; LIU, Z.; LIU, H.; GUODONG, W.; Texture evolution and formability under different hot rolling conditions in ultra purified 17% Cr ferritic stainless steels. *Materials Characterization*. 2013;75(1):93-100

- 10 YAZAWA, Y.; OZAKI, Y.; KATO, Y.; FURUKIMI, O. Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by {111} recrystallization texture control. JSAE Rev. 2003;24:483-8.
- 11 SIQUEIRA, R.P. Efeitos de orientação na recristalização do aço inoxidável ferrítico AISI 430 com grãos grosseiros e estabilizado ao nióbio. 2010. 168 pp. Tese: Doutorado em Ciências na Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos – Universidade de São Paulo, Lorena.
- 12 RAABE, D.; LÜCKE, K. Selective particle drag during primary recrystallization of Fe-Cr alloys. ScriptaMetallurgica et Materialia, 1992;26:19-24.
- 13 FILHO, A.F.; HERRERA, C.; LIMA, N.B.; PLAUT, R.L.; PADILHA, A.F. Evolução da textura cristalográfica de chapas de aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430 durante a laminação a frio, recozimento e estampagem. Revista da Escola de Minas. 2008.61(2):151-158.
- 14 HUH, M.-Y.; ENGLER, O. Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17% Cr ferritic stainless steel sheet. Materials Science and Engineering A308. 2001;308:74-87.
- 15 VERBEKEN, K.; KESTENS, L.; JONAS, J.J. Microtextural study of orientation change during nucleation and growth in a cold rolled ULC steel. ScriptaMaterialia, v. 48, p. 1457-1462, 2003.