

CINÉTICA E EVOLUÇÃO DA TEXTURA EM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430 ESTABILIZADO COM NIÓBIO, LAMINADO A FRIO E SUBMETIDO A RECOZIMENTOS ISOTÉRMICOS*

Camila Magalhães Gonçalves¹
Francislaynne Lages Dias²
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, 700, 750 e 800°C por tempos variando entre 10 e 86400 s. A quantificação da fração recristalizada foi realizada pelo modelo de JMAK e pela microdureza ao longo do recozimento. A evolução da textura foi analisada via técnica de EBSD. Ocorreu o refino de grão após a recristalização, resultando em um tamanho médio de 8 μm . A temperatura de recristalização aconteceu a 750°C e esta teve maior efeito na recristalização que o tempo. Os expoentes de Avrami se situaram entre 0.8 e 1.2, significando nucleação em contorno de grão. A taxa de nucleação e de crescimento do grão diminuiu continuamente com o tempo. Em relação à textura, observou-se um aumento da intensidade das componentes (111)[$\bar{1}\bar{2}1$] e (111)[$0\bar{1}1$] da fibra γ e diminuição na intensidade da fibra α de deformação. Um modelo de cinética de recristalização do aço tipo 430 estabilizado com nióbio que leva em conta os processos de nucleação e crescimento foi obtido.

Palavras-chave: Aço inoxidável ferrítico; Laminação a frio; Recristalização; EBSD.

KINETIC AND DEVELOPMENT OF STAINLESS STEEL TEXTURE FERRITIC AISI 430 STABILIZED WITH NIOBIUM, COLD ROLLED AND SUBMITTED TO ANNEALING ISOTHERMAL

Abstract

The ferritic stainless steel type 430 stabilized with Nb, with and without annealing after hot rolling, was cold rolled and isothermal annealing at temperatures of 650, 700, 750 and 800°C for times ranging between 10 to 86400 s. The quantification of the recrystallized fraction was performed by the model of JMAK and by the microhardness along the annealing. The evolution of the texture was analyzed via EBSD technique. The grain refining occurred after recrystallization, resulting in a final average size of 8 μm . The recrystallization temperature occurred at 750°C and this effect was higher than the recrystallization time. The Avrami exponent was between 0.8 to 1.2. The nucleation rate and grain growth decreased continuously with time. In texture analysis, there was an increase in intensity of the components (111)[$\bar{1}\bar{2}1$] and (111)[$0\bar{1}1$] of γ fiber and decrease in intensity of the α fiber. A recrystallization kinetics model of the steel type 430 stabilized with Nb, which takes into account the nucleation and growth processes was obtained.

Keywords: Ferritic stainless steel; Cold rolling; Recrystallization; EBSD.

¹ Mestranda em Engenharia Metalúrgica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Graduandos em Engenharia Metalúrgica, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, MG, Brasil.

³ Professor Associado IV, Departamento de Engenharia e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

O alto teor de cromo e a adição de elementos de liga como nióbio (Nb) e titânio (Ti) conferem aos aços inoxidáveis ferríticos uma alta resistência à corrosão e boa resistência mecânica. O aço tipo AISI 430 estabilizado com Nb possui melhor soldabilidade e formabilidade devido à formação dos carbonitretos de Nb distribuídos de maneira homogênea na matriz ferrítica [1]. Porém, quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos, os aços ferríticos apresentam maior limite de escoamento, baixo coeficiente de encruamento e menor ductilidade, possuindo menores níveis de conformabilidade [1,2].

A presença de partículas grosseiras de tamanho médio superior a 1 μm favorece a nucleação durante a recristalização [1], ou seja, após o início da recristalização, os mecanismos de rearranjo de discordâncias são facilitados, formando regiões livres de defeitos, associadas aos contornos de alto ângulo com alta mobilidade e capazes de migrar rapidamente sobre a matriz encruada ou recuperada. Parte da energia despendida na laminação a frio é armazenada no material na forma de defeitos cristalinos [3]. Esses defeitos localizam-se próximo a essas partículas, o que aumenta o potencial de recristalização local. Regiões que possuem grande quantidade de defeitos cristalinos são as regiões de heterogeneidade de deformação (bandas de cisalhamento e de deformação), favoráveis à ocorrência de nucleação [4]. A nucleação também é favorecida pela anisotropia, ou seja, pela orientação preferencial dos grãos. A formação de textura pronunciada ocorre devido às condições de processamento do material, tais como laminação a quente, a frio e recozimento [5].

O comportamento mecânico de materiais policristalinos é afetado consideravelmente pela sua textura cristalográfica. A medição adequada da textura pode ser obtida pela técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) [6]. Por sua vez, o fenômeno da recristalização é quantificado por curvas do tipo sigmoideal, representando a fração recristalizada versus o tempo. A cinética de recristalização pode também ser analisada por meio da temperatura, obtendo o mesmo comportamento quando se varia o tempo de recozimento [7].

O controle da microestrutura e da textura cristalográfica 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 as propriedades mecânicas desses aços, principalmente seu comportamento em estampagem profunda e a eliminação e redução da formação de estrias, objetivando, assim, melhorar o acabamento superficial após o processo de conformação.

Neste trabalho foram avaliadas a microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 430 estabilizado com Nb e, a partir da laminação a frio e dos tratamentos térmicos de recozimentos isotérmicos, as condições de recristalização e a evolução da textura cristalográfica. Uma avaliação microscópica dos processos de restauração foi estudada para se estabelecer uma relação entre as texturas cristalográficas e a evolução microestrutural visando a comparação das condições iniciais do aço, ou seja, amostras provenientes da bobina laminada a quente com e sem recozimento intermediário.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas amostras do aço inoxidável ferrítico AISI 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. Foram trabalhadas duas séries de amostras como fornecidas, a primeira laminada a quente (espessura de 4,5 mm) e a segunda laminada a quente e recozida (espessura de 4,3mm).

As amostras foram laminadas a frio até uma redução de 80% da espessura. A laminação a frio foi composta por 12 passes para as amostras como fornecidas não recozidas e por 14 passes para as recozidas. O perfil térmico foi realizado a fim de se obter o tempo de aquecimento das amostras. Os recozimentos isotérmicos foram realizados nas temperaturas de 650, 700, 750 e 800°C e tempos variando entre 10 a 86400 s, tabelas 1 e 2. Foram analisadas também as amostras como fornecidas e encruadas das duas condições, totalizando 61 amostras.

Tabela 1: Esquema dos Tratamentos Térmicos de Recozimento para a Condição Não Recozida

Temperatura (°C)	Tempo de Recozimento (s)							
650	300	900	1800	3600	7200	10800	14400	86400
700	10	100	300	900	1800	3600	7200	14400
750	10	50	100	300	900	1800	3600	7200
800	10	100	300	400	550	700	900	

Tabela 2: Esquema dos Tratamentos Térmicos de Recozimento para a Condição Recozida

Temperatura (°C)	Tempo de Recozimento (s)							
650	300	900	1800	3600	7200	10800	14400	86400
700	10	100	300	900	1800	3600	7200	14400
750	10	100	300	900	1800	3600	7200	
800	10	100	300	400	550	700	900	

Após o recozimento as tiras foram cortadas embutidas a quente para a análise da seção longitudinal longa. Para a caracterização microestrutural, via microscopia óptica e eletrônica de varredura, as amostras foram lixadas e polidas. O ataque da superfície polida foi feito com reativo de Vilella. Já para a realização dos exames no EBSD utilizou-se o polimento com sílica coloidal em politriz automática.

O tamanho de grão foi medido determinando-se a área de cada um e, posteriormente, extraindo a raiz quadrado do valor médio. Foram medidos pelo menos 100 grãos por amostra. Foram realizados os testes de microdureza Vickers, com tempo de penetração de 10 s e carga de 2,94 N (300 gf). De forma indireta, após a medição dos valores médios de microdureza, foram construídas as curvas de fração amaciada em função do tempo de recozimento. Admitiu-se que a fração amaciada pode ser dada como a fração volumétrica recristalizada e a mesma foi calculada de acordo com a equação 1, onde HV_e é a microdureza do material encruado, HV_r do material completamente recristalizado e HV_x é a do material recozido a uma certa temperatura por um determinado tempo [8].

$$A = \frac{HV_e - HV_x}{HV_e - HV_r} \quad (1)$$

A cinética de recristalização via metalografia quantitativa foi realizada pelo modelo de JMAK (Eq.2). A fração recristalizada foi medida por contagem de pontos (Norma ASTM E:562-08 [9]). O cálculo de expoente de Avrami (n) foi obtido, pela linearização de X_v em função do tempo, $\ln[\ln(1/1-X_v)]$ versus $\ln t$. O coeficiente angular da reta fornece o valor de n, assim como o parâmetro B [10].

$$X_v = 1 - \exp(Bt^n) \quad (2)$$

A área interfacial estendida por unidade de volume S_{vex} é dada pela Eq. 3 em que S_v é a área interfacial por unidade de volume entre a região deformada e recristalizada e é dado por $S_v = 2/D$ e $S_{vex} = Ct^m$ [11].

$$S_{vex} = \frac{S_v}{1-X_v} \quad (3)$$

A taxa de crescimento é determinada pela Eq. 4, que estima uma taxa de migração média usando parâmetros estereológicos [11].

$$\bar{G} = \frac{B}{C} \cdot k \cdot t^{k-m-1} \quad (4)$$

A taxa de nucleação para cada tempo de recozimento é dada pela Eq. 5, em que K_v é um fator dependente da geometria e Γ é a função gama. A taxa de nucleação real é dada pela a Eq.7 [11].

$$\dot{N}(t) = \frac{8B}{K_v \cdot P^3} \cdot \left[\frac{\Gamma(n+1)}{(\Gamma(3n-3m+1) \cdot \Gamma(3m-2n))} \right] \cdot t^{3m-2n-1} \quad (5)$$

$$P \cong \frac{2 \cdot B}{C} \cdot \left(\frac{n}{n-m} \right) \quad (6)$$

$$\dot{N}(t)_{real} = \dot{N}(t)(1-X_v) \quad (7)$$

A microtextura foi realizada via EBSD nas amostras como fornecida, encruada e recozidas a 650, 700, 750 e 800°C. Nas amostras recozidas a microtextura foi avaliada nos tempos de início, meio e fim da recristalização de cada temperatura. As amostras recozidas a 800°C apresentaram completamente recristalizadas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Microestrutura e Textura

A evolução da microestrutura e da textura ao longo do recozimento é mostrada nas figuras 1 e 2 para as amostras como fornecidas laminadas a quente não recozida e recozida, respectivamente. Neves e colaboradores [12] avaliaram a evolução da microestrutura e da textura ao longo do recozimento isócronos do aço inoxidável ferrítico tipo 430 estabilizado com Nb. O presente trabalho segue a linha de pesquisa variando não só a temperatura como também o tempo.

Com o recozimento subcrítico, a energia armazenada durante a deformação a frio age como força motriz para o início da recristalização e novos grãos nucleiam a partir das heterogeneidades de deformação [3]. Nas micrografias da figura 1: A, D e

Os grãos se encontram deformados e alinhados na direção de laminação. Ressalta-se que apesar de o tempo em que a amostra submetida ao recozimento a 650°C ser consideravelmente significativo para que se inicie e se desenvolva o processo de recristalização (15 minutos), não se evidenciou mudança significativa no estado da matriz, ou seja, de encruada para recristalizada. Esse fato é explicado pela temperatura de recozimento ser muito baixa, diminuindo a velocidade de recristalização. Já nas amostras D e G (Figura 1) pode-se identificar nas micrografias o início da nucleação de alguns grãos em tempos menores que 900 s devido ao aumento da temperatura de recozimento. Vale ressaltar que um acréscimo de 50°C na temperatura de recozimento acelera o processo de recristalização de maneira considerável.

As micrografias da figura 1 B, E e H caracterizam um estado parcialmente recristalizado em que os grãos se encontram nucleados a partir das bandas de deformação. Os precipitados estão distribuídos de forma heterogênea na matriz e se encontram alinhados ao longo da direção de laminação.

As amostras que são representadas pelas micrografias C, F e I se encontram quase que completamente recristalizadas. Pela visualização da microestrutura pode-se garantir a completa recristalização das amostras, mas os dados das medições da fração recristalizada via metalografia quantitativa e via fração amaciada, que serão mostrados adiante, mostram que essa afirmação não é verdadeira. Nessas micrografias (Figuras 1 e 2) observam-se os precipitados distribuídos de maneira homogênea ao longo da matriz. A microestrutura das amostras como fornecidas recozidas possui grãos ligeiramente maiores e com tamanho mais homogêneo do que as das amostras como fornecidas não recozidas. Os precipitados estão mais bem distribuídos ao longo de toda a matriz. O tratamento térmico de recozimento realizado após a laminação a quente leva a uma maior homogeneidade em sua estrutura.

A evolução da textura (Figuras 3 e 4) revelou uma diminuição das componentes pertencentes à fibra α e aumento das componentes pertencentes à fibra γ . Nas amostras designadas pelas letras B, E e H o processo de recristalização se encontra em evolução e ocorre a diminuição das componentes que caracterizam o material deformado e o aumento daquelas que caracterizam o material recristalizado. As amostras designadas pelas letras A, D e G apresentaram a mesma textura caracterizada pela presença da componente $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$. Após a completa recristalização (amostras C, F e I) a textura predominante são as componentes pertencentes à fibra γ : $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$ que aparecem mais intensas e $(111)[0\bar{1}1]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ em menor intensidade.

Tabela 3: Não Recozidos

AÇO 430-Nb Não Recozido		
Amostras	Temperatura (°C)	Tempo (s)
A	650	900
B	650	14400
C	650	86400
D	700	10
E	700	900
F	700	14400
G	750	10
H	750	50
I	750	900

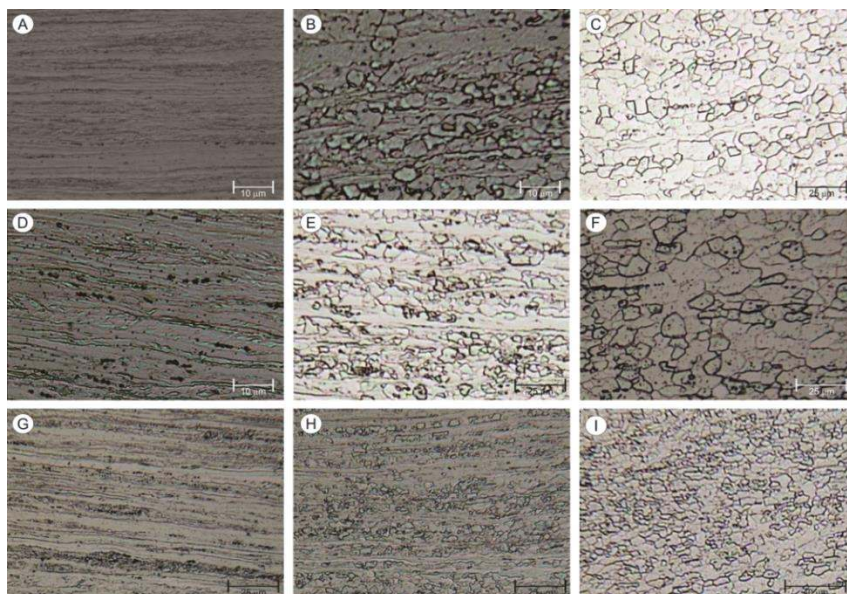


Figura 1: Evolução da microestrutura das amostras não recozidas.

Tabela 4: Recozidos

AÇO 430-Nb Recozido		
Amostras	Temperatura (°C)	Tempo (s)
A	650	900
B	650	14400
C	650	86400
D	700	10
E	700	900
F	700	14400
G	750	10
H	750	100
I	750	900

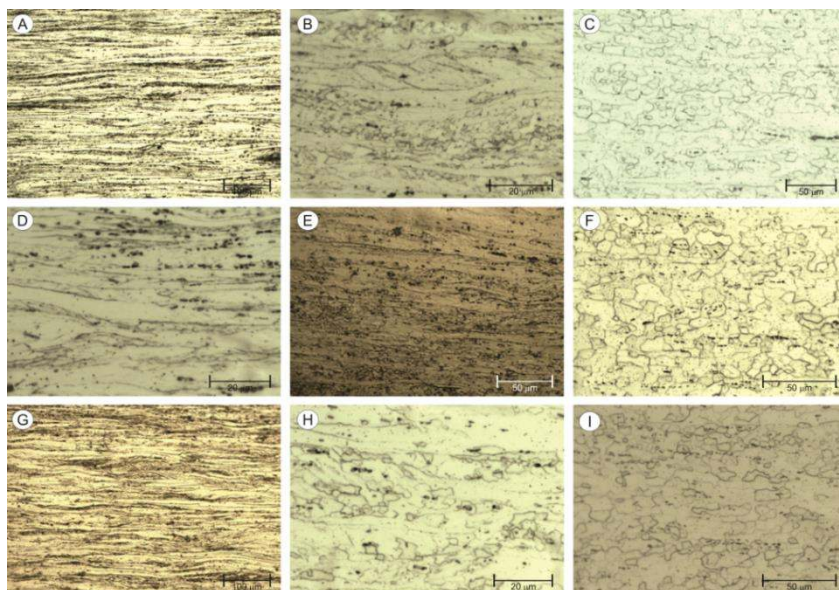


Figura 2: Evolução da microestrutura das amostras recozidas.

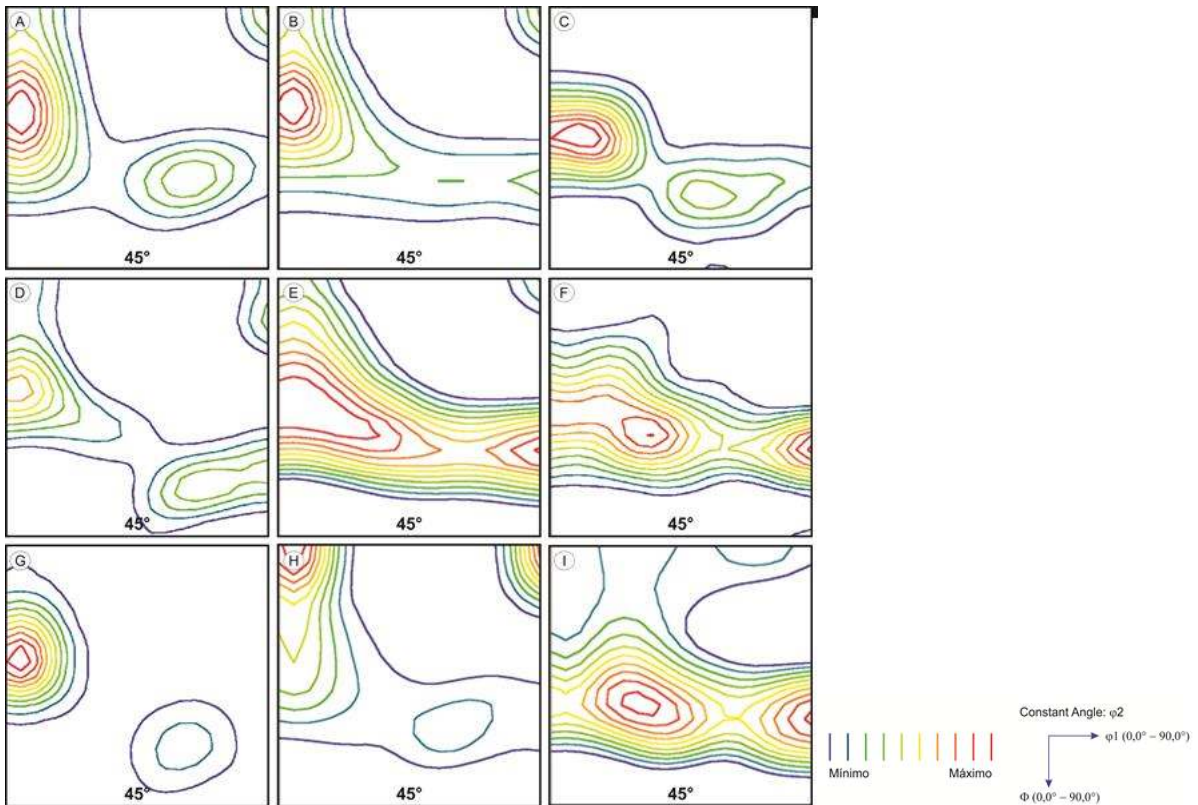


Figura 3: Evolução da textura das amostras não recozidas.

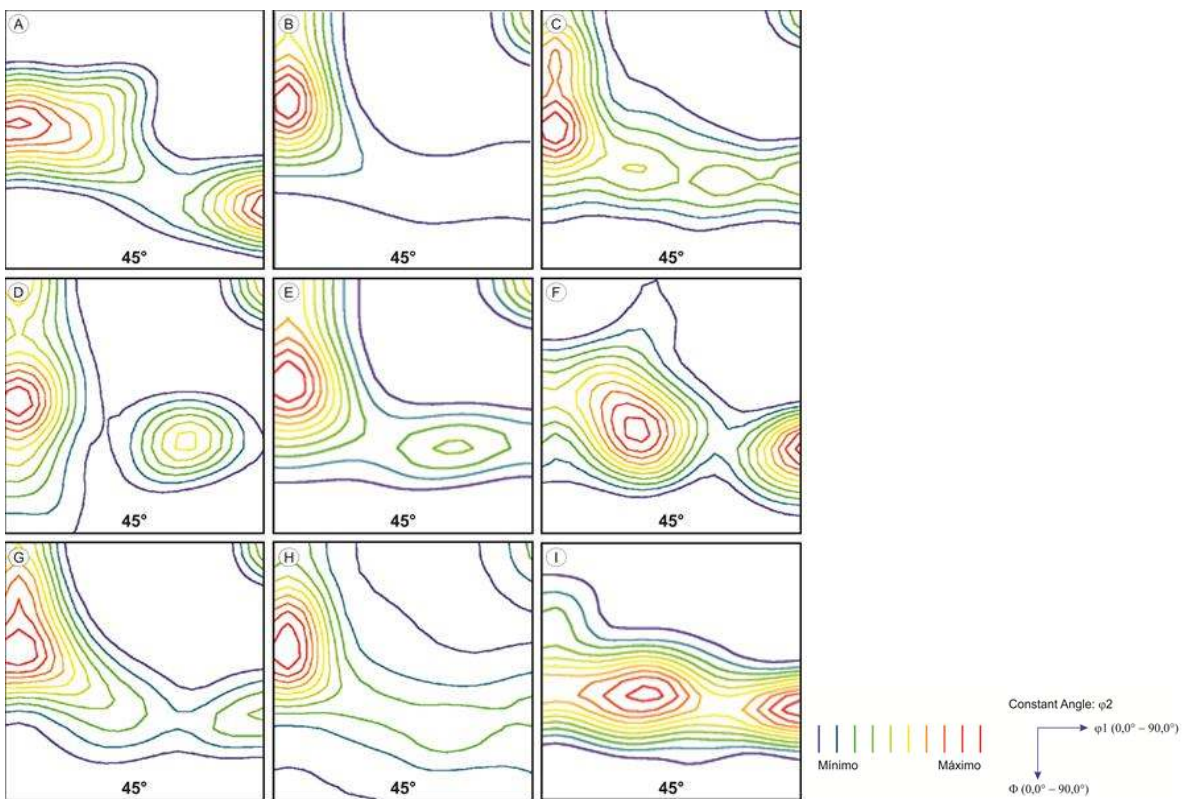


Figura 4: Evolução da textura das amostras recozidas.

3.2 Cinética de Recristalização

Os valores de HVe e de HVr, utilizados para o cálculo do amaciamento das amostras da série não recozidas foram 296 HV e 166 HV, respectivamente. Já para as amostras como fornecidas recozidas foram 294 HV e 166 HV. As microdurezas correspondentes à incógnita HVx da Eq.1 são as microdurezas do material ao longo do recozimento. As figuras 5 e 6 mostram as sigmóides obtidas via fração amaciada e via metalografia quantitativa (Eq.2) e a linearização das mesmas das duas séries de amostras. A linearização das curvas da fração amaciada com o tempo foi realizada com o objetivo de se comparar os valores do expoente de Avrami da cinética de recristalização via fração amaciada com a via metalografia quantitativa. Os valores da constante B e do expoente de Avrami (n) obtidos pelos dois métodos são listados na tabela 7.

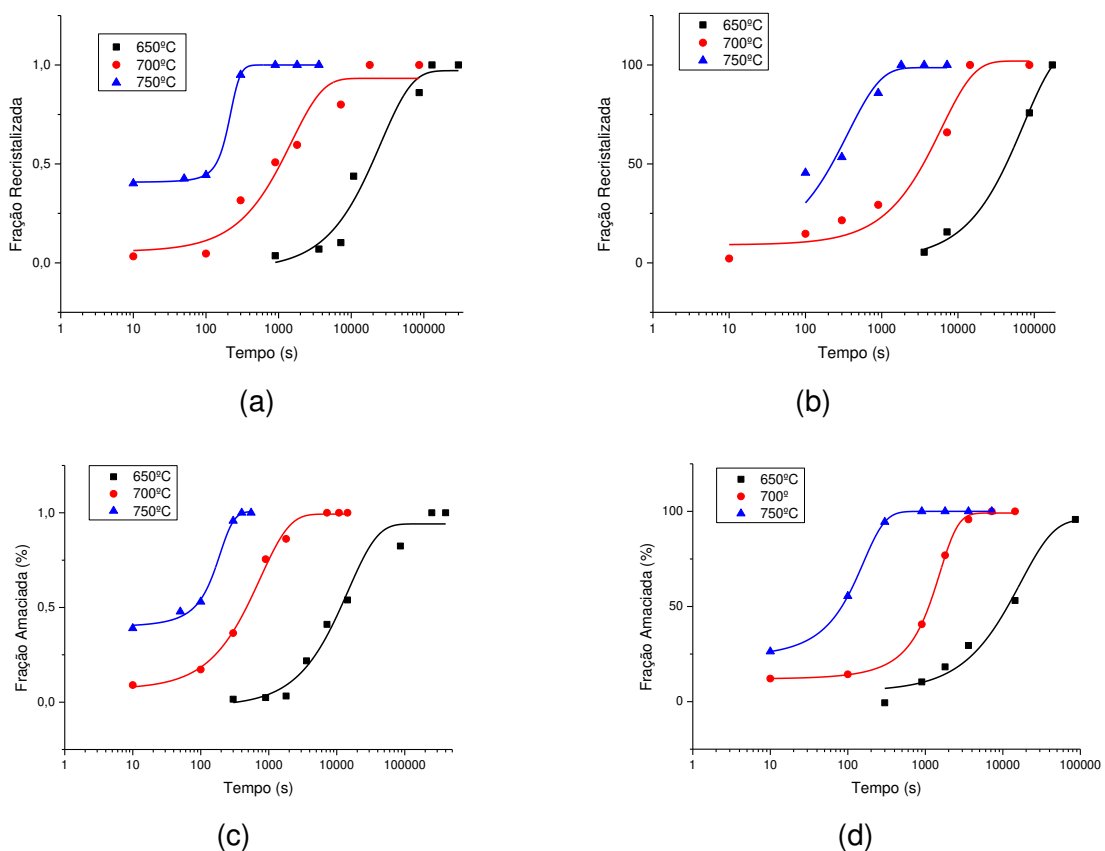
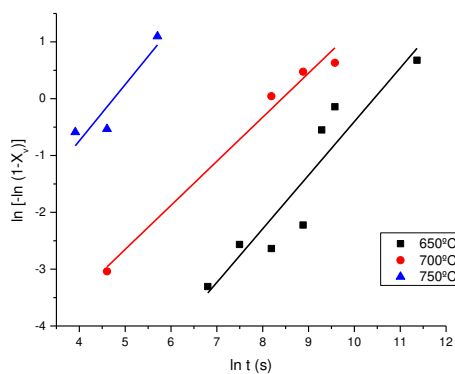
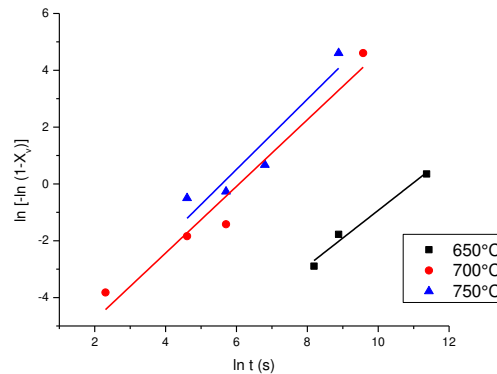


Figura 5: Fração recristalizada via metalografia quantitativa: (a) não recozidas. (b) recozidas. Via fração amaciada: (c) não recozidas. (d) recozidas.

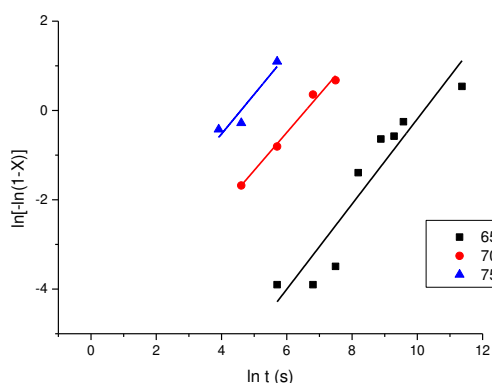
Os valores dos parâmetros C e m são encontrados através do cálculo de Svex em função do tempo de recozimento. Realizando a linearização da equação $S_{vex} = C \cdot t^m$ (Figura 7) obtém-se uma reta na qual o coeficiente angular é o valor de m e a interseção da reta com o eixo das ordenadas é igual à $\log C$. A tabela 8 mostra os valores de m e C obtidos. E as Figuras 8, 9 e 10 mostra a taxa de crescimento e de nucleação para cada condição de tratamento.



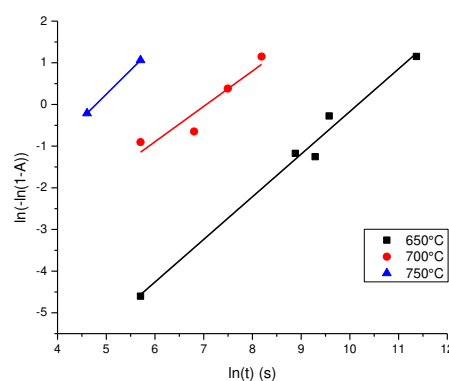
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 6: Linearização segundo o modelo JMAK via metalografia quantitativa: (a) não recozidas. (b) recozidas. Via fração amaciada: (c) não recozidas. (d) recozidas.

Tabela 5: Valores de n e B para a cinética de recristalização do aço inoxidável ferrítico tipo 430 estabilizado com nióbio.

Comparação da Cinética de Recristalização												
Via Fração Amaciada						Via Metalografia Quantitativa						
Não Recozidas			Recozidas			Não Recozidas			Recozidas			
650°C	700°C	750°C	650°C	700°C	750°C	650°C	700°C	750°C	650°C	700°C	750°C	
n	0,95	0,85	0,89	1,02	0,85	1,16	0,94	0,78	0,99	0,98	1,17	1,23
B	0,00006	0,0037	0,017	0,00003	0,0025	0,0038	0,000053	0,01	0,124	0,000023	0,00080	0,001008

A cinética de recristalização do aço estudado se dá via nucleação e crescimento do grão ao longo do tempo. As curvas sigmoidais mostram um início de recristalização lento seguido de um aumento brusco na taxa de recristalização e, quando o processo está praticamente no final, ou seja, quando o material se encontra quase completamente recristalizado, ocorre novamente uma diminuição da taxa de recristalização. O início do processo de recristalização é lento devido ao fato de a recuperação do material levar muito tempo para ocorrer. Isto é explicado pela alta energia de falha de empilhamento (EFE) que os aços inoxidáveis ferríticos possuem, gerando na rede subestruturas celulares de deslocamentos ao invés de regiões com grandes quantidades de defeitos cristalinos associadas às falhas de empilhamento.

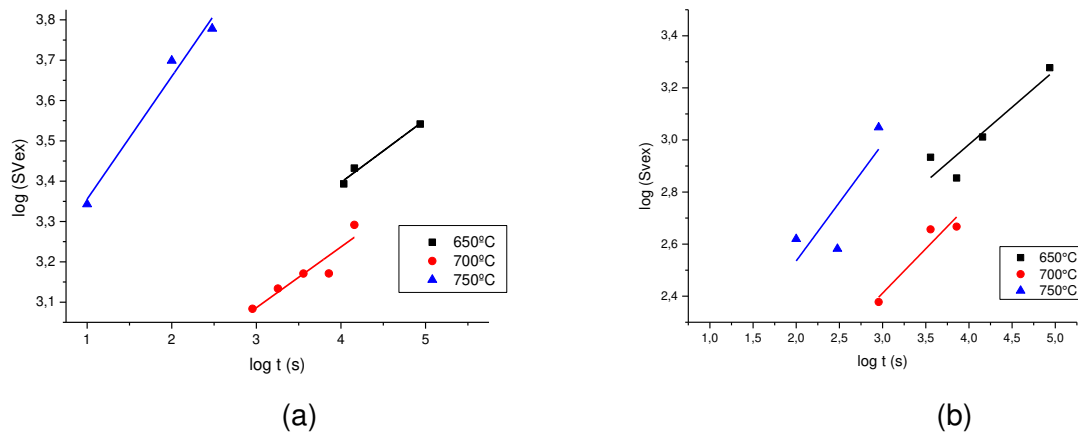


Figura 7: Linearização da área interfacial estendida: a) não recozidas e b) recozidas.

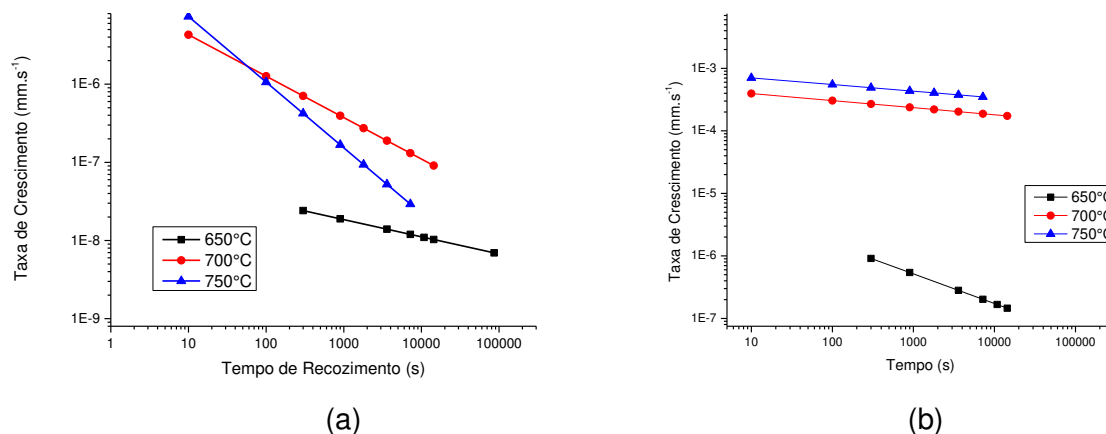
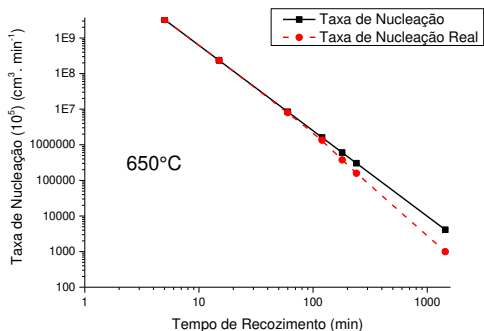
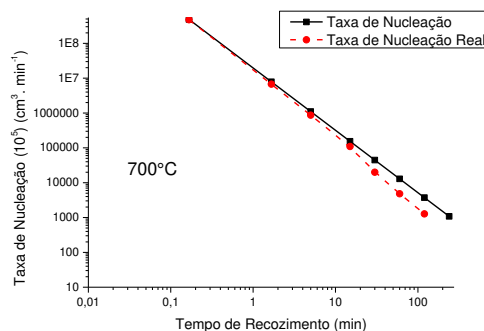


Figura 8: Taxa de crescimento do grão recristalizado: a) não recozidas e b) recozidas.

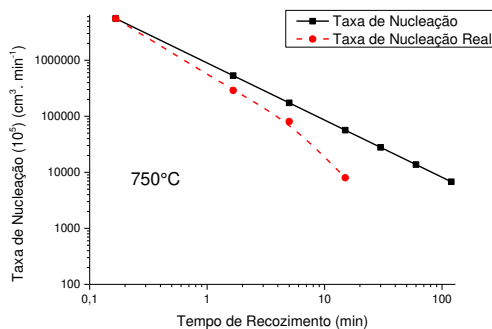
Além disso, os precipitados submicroscópicos de Nb presentes na microestrutura retardam o processo de recristalização agindo como barreiras para os contornos em migração [3,13]. Ao passar do tempo de recozimento, após o processo de recuperação, ou ainda ao longo dele, os grãos nucleiam e crescem rapidamente nas heterogeneidades de deformação e próximos às partículas de carbonitretos de Nb. Dessa maneira a energia armazenada na deformação é consumida.



(a)

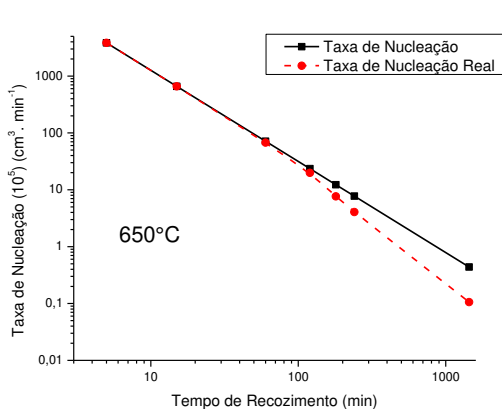


(b)

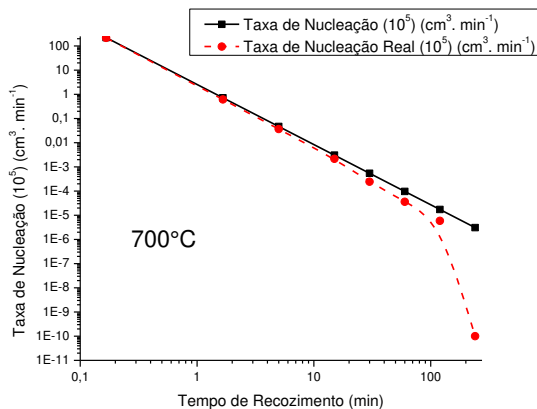


(c)

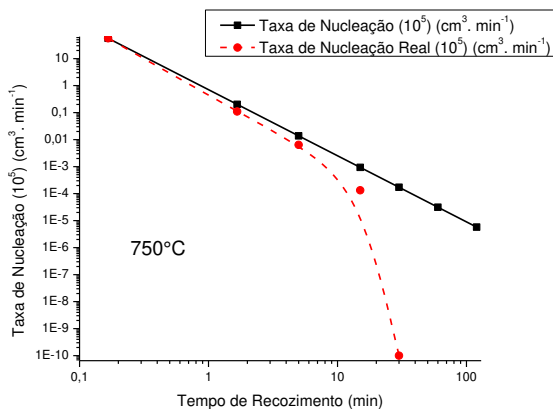
Figura 9: Taxa de nucleação e taxa de nucleação real das amostras laminadas a quente não recozida e recozidas a) à 650, b) 700 e c) 750°C.



(a)



(b)



(c)

Figura 10: Taxa de nucleação e taxa de nucleação real das amostras laminadas a quente recozida e recozidas a) à 650, b) 700 e c) 750°C.

Quando todos os grãos já nuclearam nos potenciais sítios de nucleação, ocorre o crescimento isotrópico dos mesmos até atingir o impingimento, reduzindo a taxa de recristalização no final do processo [3,13].

Tanto a taxa de nucleação quanto a de crescimento do grão recristalizado diminuem com o tempo de recozimento a uma dada temperatura. Isso se dá porque os sítios preferenciais para nucleação diminuem à medida que o recozimento prossegue e a energia armazenada na deformação plástica vai sendo consumida. A força motriz responsável pelo crescimento do grão é a energia superficial do mesmo que diminui à medida que ele cresce, quando todos os grãos já se formaram e o material se encontra completamente recristalizado, o grão cresce até ocorrer o impingimento com os grãos vizinhos, nesse momento a taxa de crescimento se torna constante e praticamente igual a zero como pode ser visto na figura 8 (ponto a partir do qual a curva se torna paralela ao eixo das abscissas). A diminuição da taxa de crescimento pode ser explicada como sendo resultado da concorrência do processo de recuperação na fração não transformada do material durante a recristalização, assim como também devido às heterogeneidades de longo alcance, como a distribuição não uniforme da energia armazenada [10].

Em relação à taxa de nucleação real, inicialmente verifica-se que esta é essencialmente igual a \dot{N} . Com o tempo, quando a fração recristalizada se torna significativa, se torna menor do que a convencional, \dot{N} , alcançando o zero no final da transformação. Nota-se também que a taxa de nucleação diminui continuamente e que a sua maior queda é observada no início do processo de recristalização [10].

Quanto maior é a inclinação da reta característica da curva de \dot{N} versus tempo de recozimento, ou seja, quanto mais íngreme as mesmas estiverem, maior é a quantidade de sítios de nucleação presentes no estágio antes da recristalização (material deformado) [10]. No caso das amostras da série não recozidas ouve uma variação maior das inclinações das curvas de \dot{N} (principalmente das amostras recozidas a 750°C) do que no caso das amostras da série recozidas, em que as curvas apresentaram praticamente a mesma inclinação. Isso pode ser explicado pelo tratamento térmico de recozimento realizado após laminação a quente nas amostras da série recozidas que as fizeram adquirir uma microestrutura mais homogênea e com menor quantidade de tensões residuais oriundas da deformação.

4 CONCLUSÕES

- Ocorreu refino da microestrutura via trabalho mecânico e recozimento de recristalização. O material passou de um tamanho de grão inicial de 30 μm para um tamanho de grão final de 8 μm . Com o recozimento ocorreu aumento do tamanho médio do grão.
- A temperatura de recristalização (em 3600 s de recozimento) do aço inoxidável ferrítico 430 estabilizado com Nb é por volta de 750°C. O processo de recristalização foi afetado diretamente pela temperatura e pelo tempo de recozimento. A temperatura tem maior influência na recristalização do que o tempo, para uma mesma deformação a frio. Com o aumento de ambos a porcentagem recristalizada, no mesmo tempo, é maior.
- Os valores de n encontrados (entre 0,8 até 1,2) estão compatíveis com os valores reportados pela literatura.
- Com a evolução da recristalização ocorreu aumento da intensidade da fibra γ e diminuição da intensidade da fibra de deformação α . A orientação dos grãos das amostras se torna mais heterogênea à medida que a temperatura de recozimento

nas amostras da série não recozidas aumenta. Nas amostras da série recozida a orientação dos grãos é mais homogênea.

Agradecimentos

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

REFERÊNCIAS

- 1 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 laminação a frio, recozimento e estampagem. *REM: Revista da Escola de Minas*, v. 61, n.2, p. 151-158, 2008.
- 2 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.
- 3 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.
- 4 Raabe, D. Rolling and Annealing Textures of a Ferritic Stainless Steel With 11 Mass % Cr Content. ICOTOM – 11, Xi'an, China, p. 330 – 335, 1996.
- 5 Costa, A.L.N. *Formação da textura de recristalização dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430A e 430E*. 2006. 95 p. Dissertação: Mestrado em Ciência dos Materiais - Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro.
- 6 Humphreys, F.J. Grain and subgrain characterization by electron backscatter diffraction. *Journal of Materials Science*, v. 36, p. 3833–3854, 2001.
- 7 Abbachian R.; Abbachian, L.; Reed-Hill, R.E. *Physical Metallurgy Principles*. Cengage Learning, Stanford, USA, 2009.
- 8 Petitgand, H.; Réglé, H.; Zimmermann, U. Recrystallization and grain growth in batch annealed Ti-IF steels. *Materials Science Forum*, v. 467-470, p. 1099-1104, 2004.
- 9 Norma ASTM E562-08. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. Pennsylvania 19428-2959. Estados Unidos.
- 10 Sellars, C.M.; Rossi, P.L.O. Quantitative Metallography of Recrystallization. The University of Sheffield. Department of Engineering Materials, Sheffield, U.K. v. 45, N°1, p. 137 – 148. 1996.
- 11 Melo, T; Ribeiro, E; Dutra, L; Santos, D. Low C High Mn Cold Rolled TWIP Steel: Kinetics of Isothermal Recrystallization. *Materials Science Forum*, vols 706-709, pp 2181-2186. 2012.
- 12 Neves, I.V.T.; Matos, C.D.N; Ferreira, A.C; Santos, D.B; Escobar, D.P. Evolução Da Microestrutura E Textura Do Aço Inox Ferrítico Estabilizado Com Nb Após Laminação A Frio E Recozimento, Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração – ABM, 13 p, 2014.
- 13 Raabe, D. Rolling and Annealing Textures of a Ferritic Stainless Steel With 11 Mass % Cr Content. ICOTOM – 11, Xi'an, China, p. 330 – 335, 1996.