

EFEITO DA TEMPERATURA DE DEFORMAÇÃO A QUENTE NA RECRISTALIZAÇÃO E NA TEXTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430 ESTABILIZADO AO NIÓBIO*

Flávia Vieira Braga¹
Diana Pérez Escobar²
Nilton José Lucinda de Oliveira³
Margareth Spangler Andrade⁴

Resumo

O efeito da temperatura de deformação a quente na textura cristalográfica de um aço inoxidável ferrítico AISI 430 estabilizado ao Nióbio foi estudado por ensaios de torção a quente. A laminação de acabamento em laminador Steckel foi simulada utilizando diferentes faixas de temperatura, buscando promover o amaciamento por recristalização. Após cada ensaio, as amostras foram temperadas até a temperatura ambiente objetivando a análise das microestruturas geradas. Foram também realizados ensaios de torção interrompidos visando avaliar a ocorrência da recristalização entre passes. A técnica de EBSD foi utilizada para analisar a microestrutura das amostras ensaiadas, a textura formada e o tamanho de grão. Foi observado que a de temperatura de simulação que mais favorece a ocorrência da recristalização estática está entre 900 e 840 °C e o tamanho de grão resultante é menor em tais condições. A textura de torção obtida está em concordância com a literatura.

Palavras-chave: Textura cristalográfica; Recristalização; EBSD; Aço inoxidável ferrítico.

EFFECT OF HOT DEFORMATION TEMPERATURE ON THE RECRYSTALLIZATION AND TEXTURE ON A FERRITIC STAINLESS STEEL AISI 430 NIOBIUM STABILIZED

Abstract

The effect of the hot deformation temperature on the crystallographic texture of a ferritic stainless steel AISI 430 Nb-stabilized was studied by hot torsion test. The finishing hot rolling, in Steckel mill, was simulated using different temperature ranges aiming to promote softening by recrystallization. After the tests, the samples were quenched to room temperature in order to evaluate the microstructures. Interrupted torsion tests were also performed to assess the occurrence of interpass recrystallization. EBSD was used to analyze the obtained microstructures, texture and grain size. It was found that the best temperature range to promote static recrystallization was between 900 and 840 °C and the grain size is more refined in this condition. The torsion texture obtained concurs with literature.

Keywords: Crystallographic texture; Recrystallization; EBSD; Ferritic stainless steel.

¹ Física. Doutoranda da REDEMAT– UFOP. Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais. Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Engenheiro metalurgista. Dr. Pesquisador em Tecnologia. Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais. Belo Horizonte, MG, Brasil.

³ Engenheiro metalurgista. MSc. Pesquisador em Tecnologia. Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais. Belo Horizonte, MG, Brasil.

⁴ Física. Dr. Pesquisadora em Tecnologia. Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais. Belo Horizonte, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

O alto custo do níquel e molibdênio tem feito do aço inoxidável ferrítico (18%Cr) uma alternativa atrativa em substituição aos austeníticos. Os inoxidáveis ferríticos são utilizados em diversos tipos de aplicações, tais como, na indústria de linha branca e outros bens de consumo duráveis. O aço inoxidável ferrítico estabilizado ao Nióbio apresentam a vantagem de não sofrer a transformação de fase ferrita-austenita, sendo a fase ferrítica estável durante todo o processamento a quente [1,2].

O principal mecanismo de amaciamento durante a deformação a quente nos inox ferríticos estabilizados ao Nióbio é a recuperação dinâmica, que reduz a quantidade de energia armazenada na microestrutura. A fim de promover a recristalização estática entre passes, as condições de deformação e temperatura não devem ser favoráveis à recuperação dinâmica [1]. Nos processos de deformação a quente, a temperatura é a variável mais importante, visto que os mecanismos de amaciamento são termicamente ativados. A influência da temperatura nas cinéticas de amaciamento é muito maior do que a da deformação ou da taxa de deformação [3].

Nos aços inox ferríticos, a recristalização estática durante a laminação a quente pode ser promovida por aumento da deformação, aumento do tempo entre passes e pela utilização de temperaturas intermediárias de deformação. Temperaturas mais elevadas favorecem a recuperação e, a temperaturas mais baixas, o material não recupera nem recristaliza [4].

A ocorrência da recristalização, durante a laminação a quente, promove a quebra dos grãos de textura originada na solidificação, refinamento da microestrutura e melhoria na intensidade da fibra gama favorável à estampagem. Além disso, obtém-se melhoria significativa na qualidade superficial do aço, ou seja, o produto final apresenta alto brilho e baixo estriamento [5].

O objetivo deste trabalho foi estudar o efeito da temperatura de deformação a quente na recristalização e na textura de um aço inoxidável ferrítico AISI 430 estabilizado ao Nióbio por ensaios de torção a quente. Foi simulada a laminação a quente de acabamento, em laminador Steckel, utilizando diferentes faixas de temperatura, buscando promover o amaciamento por recristalização. Após os ensaios, as amostras foram temperadas até a temperatura ambiente objetivando analisar as microestruturas geradas.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste estudo foi um aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430Nb, com 16 %Cr, 0,32 %Nb, 0,02 %C e 0,24 %N, produzido e fornecido pela Aperam South America. Foi simulada a laminação a quente de acabamento, em laminador Steckel, do aço 430Nb através de ensaios de torção. As simulações foram realizadas de acordo com os esquemas de deformação e tempo entre passes mostrados na Tabela 1. As temperaturas de deformação utilizadas variaram conforme especificado na Tabela 2. Os corpos de prova de torção foram usinados a partir de placas após laminação de desbaste com dimensões de 15mm de comprimento por 7mm de diâmetro. Foi utilizada uma máquina de ensaios mecânicos INSTRON 1125, atmosfera controlada de argônio e taxa de deformação de $0,3s^{-1}$.

Nos ensaios, o corpo de prova foi aquecido a $2^{\circ} Cs^{-1}$ até $1050^{\circ}C$, permanecendo nessa temperatura por 2min e foi resfriado a uma taxa de $1^{\circ}Cs^{-1}$ até a temperatura

do primeiro passe. Em seguida, foram executadas as deformações de acordo com as temperaturas e tempos entre passes de cada simulação.

Foram realizados ensaios de torção a quente interrompidos objetivando investigar a ocorrência de recristalização entre passes. A partir da análise dos resultados das simulações de laminação de acabamento, foram selecionadas as simulações 1, 4, 5 e 6 para a realização de ensaios interrompidos. As interrupções foram realizadas imediatamente antes do 3º, 4º e 5º passes para cada simulação.

As amostras ensaiadas foram caracterizadas por EBSD. As Figuras 1a e 1b mostram o esquema da superfície da amostra utilizada para análise e a amostra ensaiada, respectivamente. A superfície de análise corresponde ao plano θZ , onde θ é a direção de cisalhamento e Z é a direção paralela à direção horizontal dos mapas de EBSD.

Tabela 1. Esquemas de deformação e tempo entre passes para a simulação de laminação de acabamento, do aço 430Nb, através dos ensaios de torção

Passo	Espessura inicial (mm)	Espessura final (mm)	Deformação equivalente	Tempo entre passes (s) Corpo
1	28,4	19,6	0,43	-
2	19,6	11,5	0,62	48
3	11,5	7,1	0,56	63
4	7,1	5,3	0,34	72
5	5,3	4,1	0,30	132

Tabela 2. Temperaturas de deformação utilizadas em cada passe de simulação de laminação de acabamento, em laminador Steckel, do aço 430 Nb, através dos ensaios de torção.

Passo	Temperatura do passo (°C)					
	Sim 1	Sim 2	Sim 3	Sim 4	Sim5	Sim6
1	1050	1020	990	960	930	900
2	1035	1005	975	945	915	885
3	1020	990	960	930	900	870
4	1005	975	945	915	885	855
5	990	960	930	900	870	840

Os mapas de EBSD foram obtidos utilizando um microscópio Fei Quanta 650 Feg/Oxford High Speed detector Nordlys Max 2 instalado no LNNano/LME localizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM)- Campinas/SP. A tensão de aceleração utilizada foi de 20kV, distância de trabalho de 18mm e um passo de 3 μ m. Os dados de EBSD coletados foram analisados utilizando o software OIMTM instalado no Centro de Microscopia da UFMG.

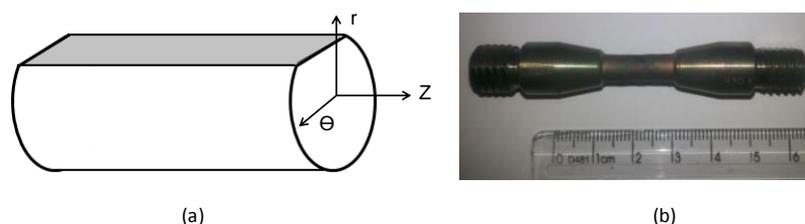


Figura 1. Esquema da região analisada nas amostras ensaiadas por torção.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Resultados dos Ensaios de Torção

As curvas de tensão equivalente em função da deformação equivalente referentes às seis simulações de laminação de acabamento, em laminador Steckel, são apresentadas na Figura 2.

Pelo formato das curvas, é possível observar que o material sofre amaciamento dinâmico somente por recuperação durante os primeiros passes das simulações 1 e 2. Nos demais passes de todas as simulações, o material apenas encrua. Além disso, nota-se a ocorrência de amaciamento estático entre passes, uma vez que a tensão máxima de um passe é maior do que a tensão de escoamento do passe seguinte. Pela diferença entre a tensão máxima e tensão de escoamento, nota-se que o amaciamento estático entre passes não foi acentuado nas simulações 1 e 2. Entretanto, observa-se uma notável diferença entre tais tensões nas simulações 3, 4, 5 e 6. Este fato pode ser um indicativo de que a recristalização estática possa ter ocorrido no intervalo entre passes. A fragmentação da microestrutura originada pela ocorrência da recristalização, observada por EBSD, será discutida na seção 3.2.

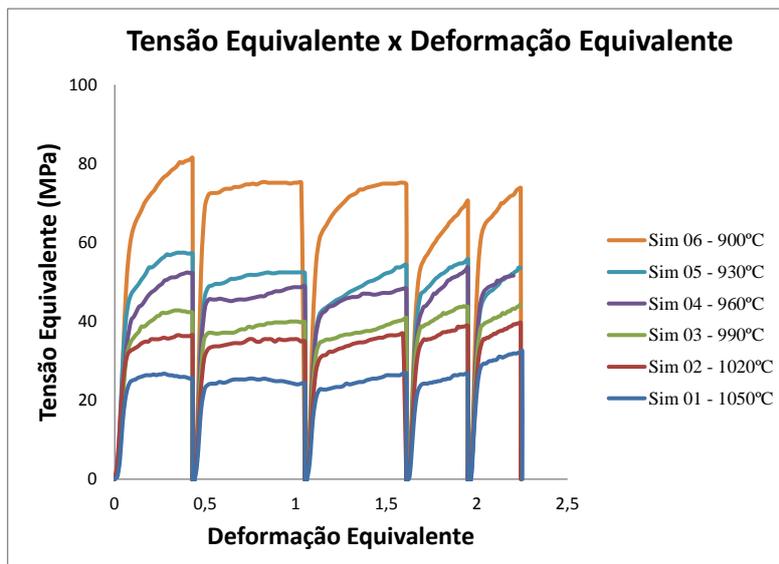


Figura 2. Comparação gráfica das curvas de tensão equivalente em função da deformação equivalente da laminação de acabamento para as simulações 1, 2, 3, 4, 5 e 6. As temperaturas indicadas referem-se às temperaturas de último passe de cada simulação.

É importante salientar que, nos processos de deformação a quente, a temperatura é a variável mais importante, visto que os mecanismos de amaciamento são termicamente ativados. A influência da temperatura nas cinéticas de amaciamento é muito maior do que a da deformação ou da taxa de deformação [3].

3.2 Resultados de EBSD

A desorientação local foi obtida utilizando o Kernel Average Misorientation (KAM). Para um dado ponto, a média da desorientação daquele ponto com n camadas dos pontos vizinhos é calculada, de acordo com a equação 1. No presente trabalho, o KAM foi calculado com base na primeira camada vizinha e a desorientação máxima utilizada para tal foi de 5° .

$$\theta_i^{KAM} = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \Delta\theta_{ij} \quad (1)$$

Os resultados de desorientação dos contornos de grão e KAM das amostras das simulações completas 1, 4, 5 e 6 e das amostras dos ensaios interrompidos são apresentados na Figura 3 e 4. Nos resultados de KAM, a cor azul mostra regiões de baixa densidade de deslocações enquanto as cores verde e amarela mostram regiões de alta densidade de deslocações. Como observado pela forma das curvas tensão-deformação da Figura 2, durante o último passe o material encruou para todas as condições. Dessa maneira, os resultados apresentados na Figura 3 estão em conformidade com o esperado pelas análises das curvas de tensão-deformação.

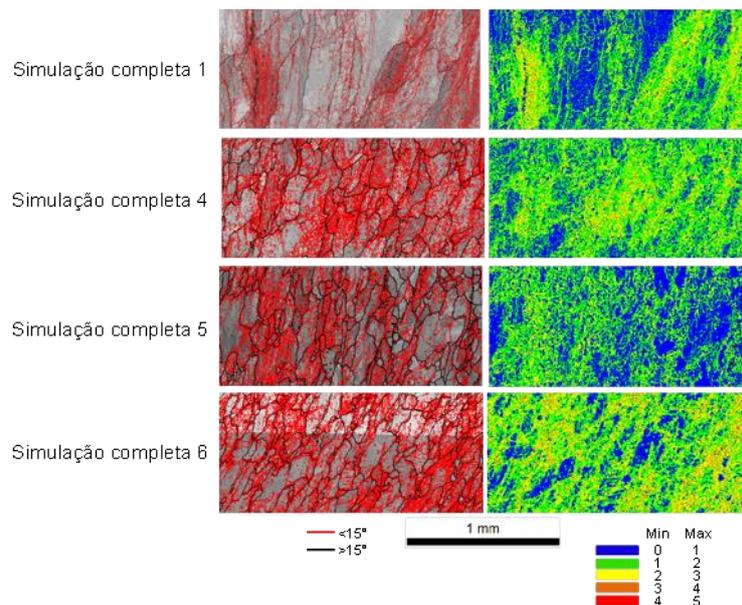


Figura 3. Resultados de desorientação de contornos e KAM dos ensaios completos da (a) simulação 1, (b) simulação 4, (c) simulação 5 e (d) simulação 6.

Para todas as condições apresentadas, o encruamento é evidenciado pela grande proporção de contornos de grãos com desorientação abaixo de 15° (contornos marcados em vermelho na Fig. 3) e pelos resultados de KAM, visto que há muitas regiões com alta densidade de deslocações (poucas regiões azuis). É importante ressaltar que o encruamento durante o último passe de deformação favorece a ocorrência da recristalização no estágio de recozimento após a laminação de acabamento [6]. De acordo com o observado, os resultados da simulação 6 se destacam dos demais pela fragmentação da microestrutura.

Nos resultados dos ensaios interrompidos da simulação 1 (Figura 4a), pode ser verificado que a densidade de deslocações aumenta com aumento nos níveis de deformação. Observa-se a presença de subgrãos indicada pelas regiões onde há grande concentração de contornos com desorientação abaixo de 15° e, nos mapas de KAM, tais regiões também podem ser identificadas, visto que os subgrãos são delimitados por paredes de deslocações com baixa densidade das mesmas em seu interior. As setas brancas nos mapas apontam algumas das regiões descritas acima. Como esperado, a microestrutura de grãos alongados, subgrãos e acúmulo de deformação gerada por meio dos ensaios não apresenta sinais de amaciamento por

recristalização e sim por recuperação. Esta observação está em conformidade com a curva de torção apresentada na Figura 2.

Nos resultados dos ensaios interrompidos da simulação 4 (Figura 4b), verifica-se um refinamento da microestrutura quando comparada com os resultados da simulação 1. Neste caso, o refinamento da microestrutura é atingido pela ocorrência da recristalização estática [7]. O refinamento dos grãos também pode ser observado por meio dos resultados obtidos das simulações 5 e 6, Figuras 4c e 4d respectivamente. Entretanto, a microestrutura gerada nos ensaios interrompidos da simulação 6 pode ser destacada das demais pela formação de grãos menores e menor proporção de contornos de grão com ângulo de desorientação abaixo de 15° (principalmente antes do 3º passe). Pode-se dizer, portanto, que o amaciamento por recristalização estática se deu de maneira mais intensa em tal condição de simulação de laminação.

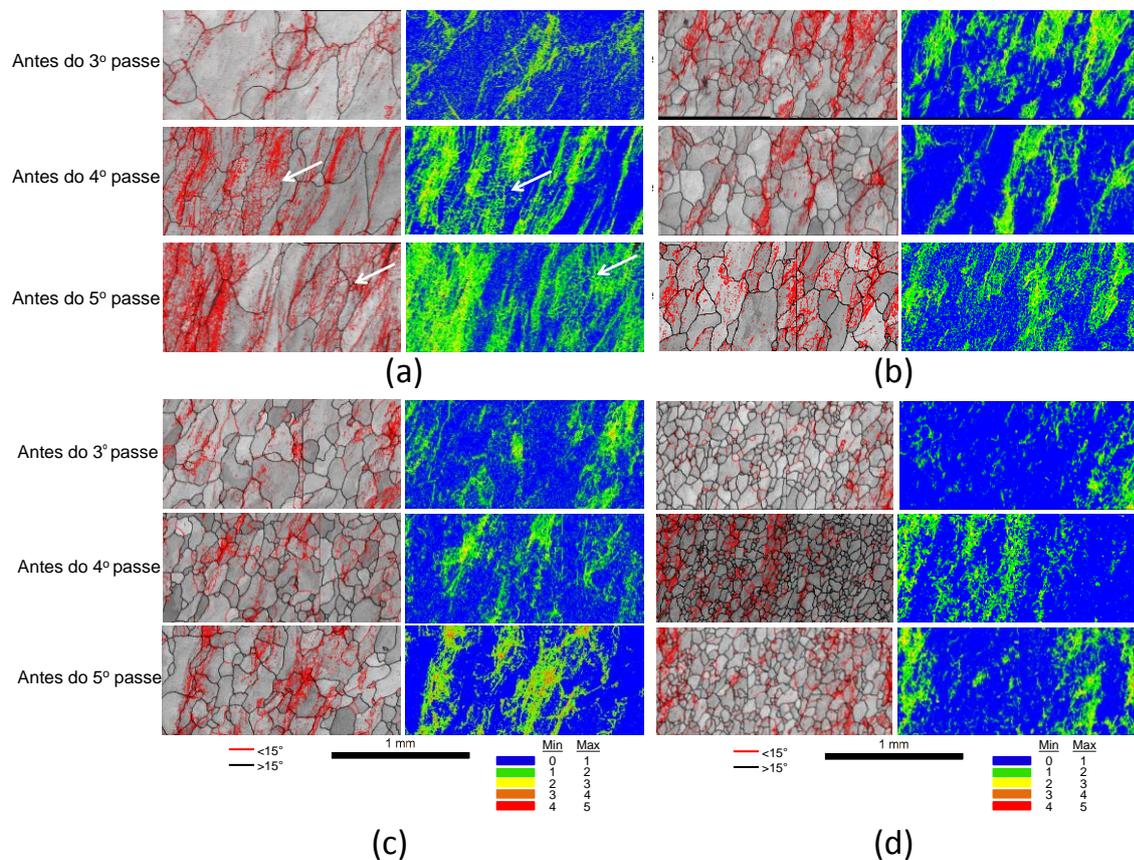


Figura 4. Resultados de desorientação de contornos e KAM dos ensaios interrompidos da (a) simulação 1, (b) simulação 4, (c) simulação 5 e (d) simulação 6.

É importante ressaltar que as amostras dos ensaios interrompidos foram temperadas após a espera do tempo entre passes da Tabela 2, diferentemente da condição das amostras após simulação completa. No último caso, as amostras foram temperadas imediatamente após o último passe de deformação.

A fim de comprovar o refinamento da microestrutura, o tamanho de grão de alto ângulo de desorientação ($>15^\circ$) das amostras dos ensaios interrompidos antes do 5º passe das simulações 1, 4, 5 e 6 foi medido e os resultados apresentados na Figura 5. É possível observar que o tamanho de grão da simulação 6 é o menor que o de todas as simulações, o que está de acordo com a curva de tensão e resultados EBSD apresentado acima.

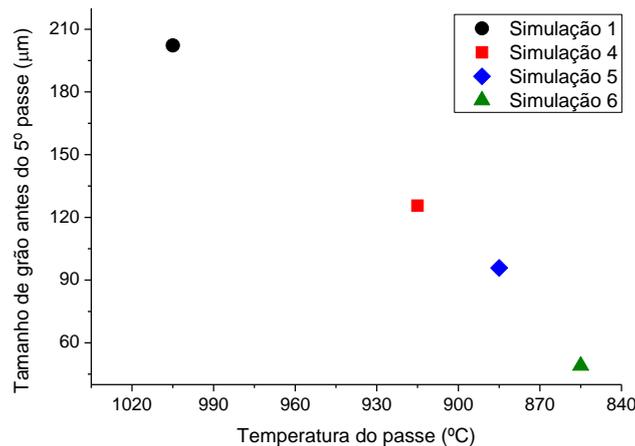


Figura 5. Tamanho de grão medido antes do 5º passe para as simulações 1, 4, 5 e 6.

3.3 Resultados de Microtextura

A Figura 6 e 8 apresentam os resultados de microtextura obtidos a partir das amostras das simulações completas 4, 5 e 6 e dos ensaios interrompidos das mesmas, respectivamente. Os resultados dos ensaios interrompidos da simulação 1 não foram incluídos visto que o número de grãos nas amostras não foram suficientes para fornecer uma análise estatística da microtextura.

Algumas importantes orientações ideais de torção são especificadas em termos do plano de cisalhamento e direção de cisalhamento, bem como os ângulos de Euler (ϕ_1 , Φ , ϕ_2) na notação de Bunge. A figura de polo $\{110\}$ para estas orientações ideais, bem como suas posições na ODF são mostradas na Figura 7. São formadas dois tipos de fibras: $\{110\}\langle uvw \rangle$ resultado da rotação de um plano $\{110\}$ (plano de cisalhamento) ao redor do eixo Z e $\{hkl\}\langle 111 \rangle$ originada a partir da rotação de uma direção $\langle 111 \rangle$ ao redor do eixo θ . Algumas importantes componentes de texturas não relatadas em trabalhos anteriores são identificadas aqui como J1 e J2 [8,9].

De acordo com os resultados de microtextura das simulações completas (Figura 6), é possível observar a presença das componentes D1 e D2, mas também a componente F se mostra intensa devido ao fato de que as amostras foram imediatamente temperadas após o último passe de deformação. Assim, para todas as simulações, após o último passe as amostras somente apresentam encruamento. A Figura 8 apresenta os resultados de microtextura obtidos a partir das amostras dos ensaios interrompidos.

Os resultados de microtextura apresentados neste trabalho exibem pequenas diferenças para cada simulação. Isto pode ser explicado devido a pequenas quantidades de deformação durante os passes realizados a temperaturas diferentes, de acordo com a faixa de cada simulação, e a ocorrência de recristalização parcial nos tempos entre passes.

É possível observar, nos resultados da simulação 4 (Figura 8a), que a amostra do ensaio interrompido antes do terceiro passe é composta principalmente das componentes D1 e D2. Tais componentes se apresentam mais nítidas nos resultados da amostra do ensaio interrompido antes do quarto passe. Nota-se também a presença da componente F nesta amostra, isto sugere que recristalização entre passes foi parcial e insuficiente para remover completamente a componente F. Para a amostra do ensaio interrompido antes do quinto passe, observa-se um

aumento na intensidade das componentes D2 e J2, as quais são relacionadas à ocorrência da recristalização e com o aumento da deformação [8,9], mostrando concordância com os resultados das Figuras 2 e 4b.

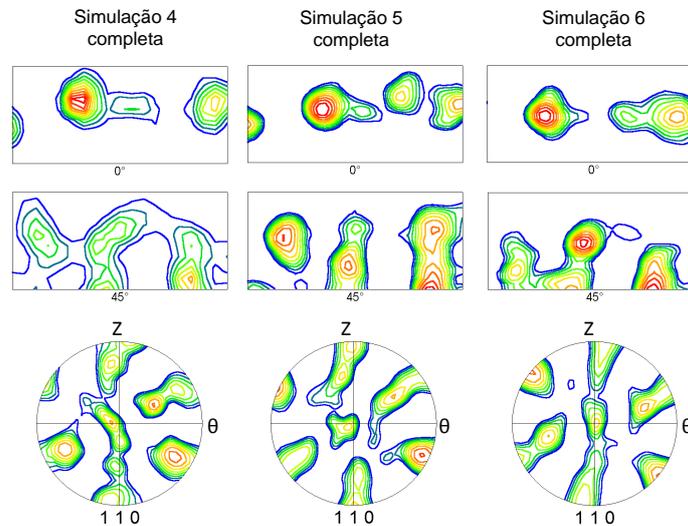


Figura 6. Resultados de microtextura das amostras das simulações completas 4, 5 e 6. Método de cálculo: Discrete Binning. Níveis 1, 1.4, 1.8...

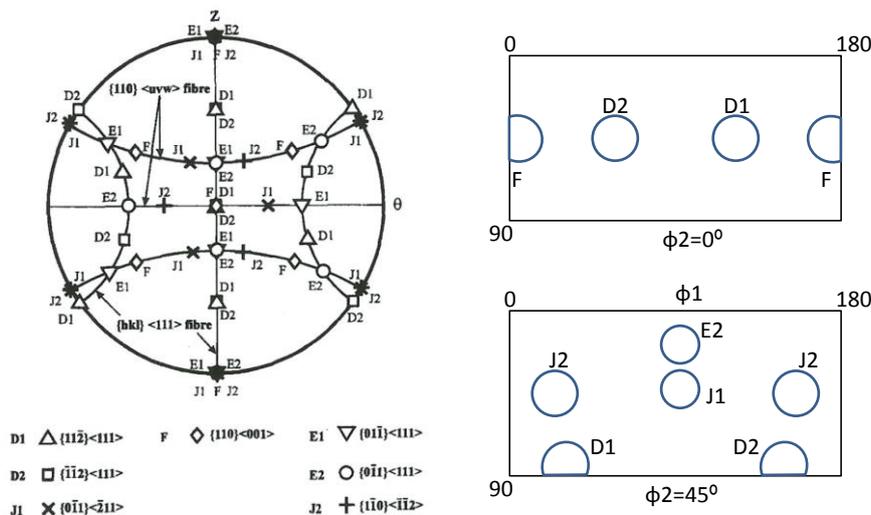


Figura 7. A figura de polo $\{110\}$, ODFs ($\phi_2=0^\circ$ and 45°) e ângulos de Euler de algumas importantes orientações ideais de Torção [8,9].

Para os ensaios interrompidos das simulações 5 e 6 (Figuras 8b e 8c), os resultados também estão em conformidade com o apresentado nas Figuras 2 e 4c,d. As amostras dos ensaios interrompidos antes do 4º passe, claramente recristalizadas, mostram intensificação da componente D2 e enfraquecimento da componente D1. Além disso, não é observada a presença de componentes típicas de deslizamento. As componentes F e J2 começam a aparecer na amostra do ensaio interrompido antes do quinto passe, relacionadas ao aumento de deformação.

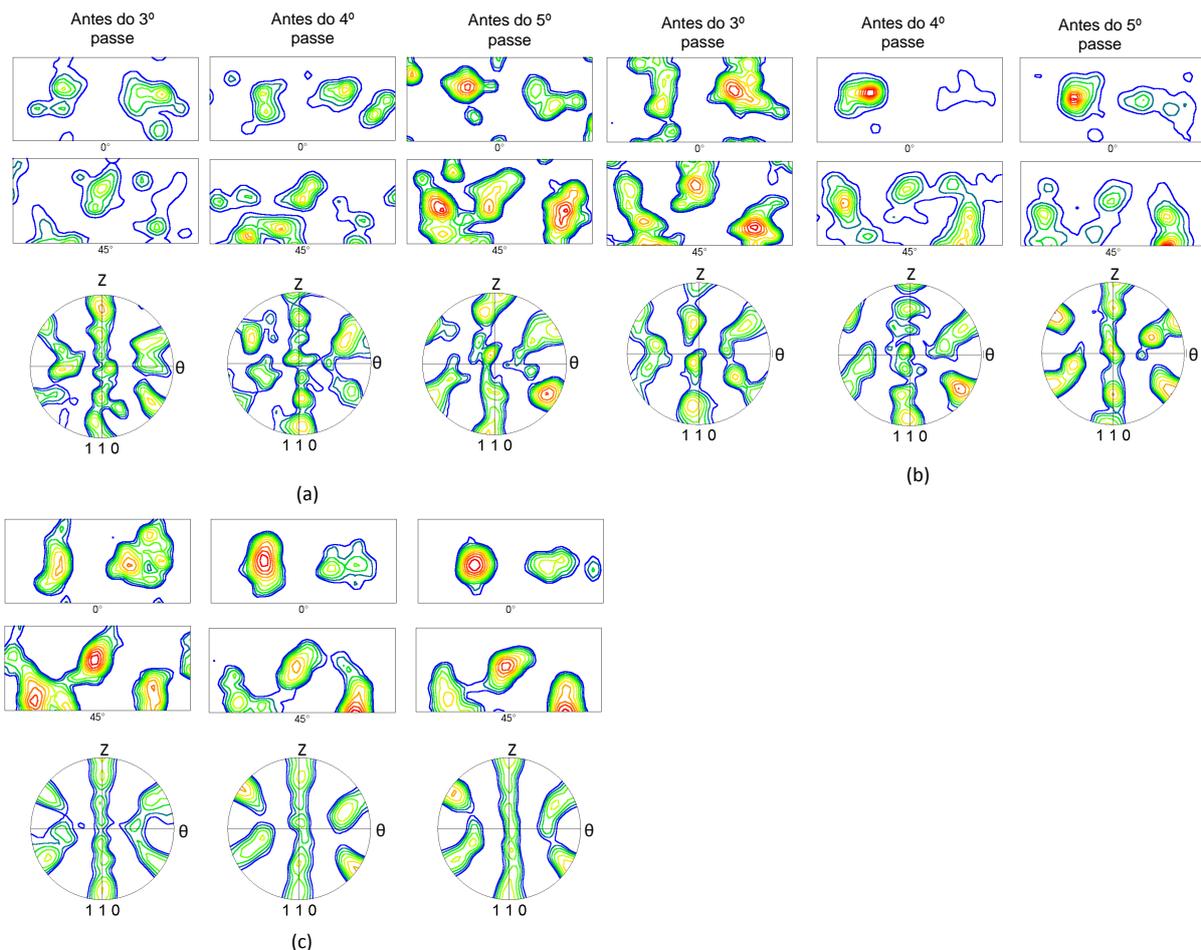


Figura 8. Resultados de microtextura das amostras do ensaios interrompidos da (a) simulação 4, (b) simulação 5 e (c) simulação 6. Método de cálculo: Discrete Binning. Níveis 1, 1.4, 1.8...

4 CONCLUSÃO

- A técnica de análise por EBSD combinada com a análise das curvas de torção foi adequada para verificar a ocorrência de recristalização estática entre os passes da laminação da simulação de acabamento em laminador Steckel.
- A faixa de temperatura de deformação mais adequada, obtida nas condições deste trabalho, para promover a recristalização entre passes no aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430 estabilizado ao Nióbio foi de 900-840°C.
- Os resultados de microtextura obtidos no presente trabalho estão em conformidade com aqueles encontrados na literatura para amostras de aços ferríticos ensaiadas por torção.
- Resultados obtidos neste trabalho poderão fornecer subsídios para estabelecimento de prática padrão industrial de laminação deste aço para promover a recristalização.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Capes, a Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia-CBMM pelo apoio financeiro e a Aperam South America pelo apoio técnico e fornecimento de amostras. M.S.A. agradece ao CNPq pela bolsa concedida. F.V.B. agradece à FAPEMIG pela bolsa de doutorado.

REFERÊNCIAS

- 1 S. Mehtonen, P. Karjalainen, D. Porter. Effect of hot deformation temperature on the restoration mechanisms and texture in a high- Cr ferritic stainless steel. *Materials Science Forum*. 2013; 762: pp 705-710.
- 2 S.V. Mehtonen, L.P. Karjalainen, D.A. Porter. Hot deformation behavior and microstructure evolution of a stabilized high-Cr ferritic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2013; 571: pp 1-12.
- 3 W. Schuwarden Junior, R.A.N. Barbosa. Laminação a quente de aço inoxidável ferrítico em laminador Steckel: caracterização termomecânica e microestrutural e modelagem matemática da evolução da fração recristalizada de ferrita. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*. 2013; 10 (3): pp 200-206.
- 4 M.L.Talarico, M.S. Andrade, N.J.L. Oliveira, R.A.N.M. Barbosa. Cinética de recristalização do aço inoxidável 430 durante a laminação a quente. Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais, Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2005. 35 p.
- 5 T.R. Oliveira, R.C.R. Silva, C. M. Alcântara, et al. Aço inoxidável ferrítico tipo ASTM 430 para estampagem profunda, com alto brilho e isento de estriamento. 68º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, Julho 2013, Belo Horizonte, Brasil.
- 6 F. Gao, Z.Y. Liu. Development of very tough ferritic stainless steels by improving the recrystallized microstructure. *Materials Science Forum*. 2013; 753: pp 526-529.
- 7 T. Siwecki. Modelling of microstructure evolution during recrystallization controlled rolling. *ISIJ International*. 1992; 32: pp 368-376.
- 8 J. Baczynski, J.J. Jonas. Texture development during the torsion testing of α -iron and two IF steels. *Acta Materialia*. 1996; 44: pp 4273-4288.
- 9 J. Baczynski, J.J. Jonas. Torsion textures produced by dynamic recrystallization in α -iron and two interstitial-free steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1998; 29: pp 447-462.