

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL A QUENTE DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ASTM F 138, UTILIZADO EM IMPLANTES ORTOPÉDICOS¹

Fabio Henrique Casarini Geronimo²
Oscar Balancin³

Resumo

O aço inoxidável austenítico ASTM F138 é utilizado na fabricação de próteses ortopédicas por forjamento. Neste trabalho, determinaram-se as curvas de escoamento plástico deste aço através de ensaios de torção a quente em ampla faixa de temperaturas e diferentes taxas de deformação. Destas curvas foram determinadas a equação constitutiva do material e o valor da energia de ativação aparente para a deformação a quente ($Q = 475$ KJ/mol). A análise da evolução microestrutural em diferentes condições de deformação em conjunto com a utilização da técnica EBSD (Electron Backscatter Diffraction) permitiu calcular a fração recristalizada e identificar as proporções de contornos de alto e baixo ângulos. Tendo esse aço um nível intermediário de Energia de Falha de Empilhamento (EFE), durante o amaciamento dinâmico ocorre a competição entre os mecanismos de recuperação e de recristalização dinâmicas. Assim, este trabalho tem o intuito de identificar os possíveis mecanismos de amaciamento deste aço, bem como apontar em quais condições se tornam mais atuantes.

Palavras-chave: Torção a quente; Recristalização dinâmica; Aço F 138, EBSD.

HOT MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF ASTM F 138 AUSTENITIC STAINLESS STEEL, UTILIZED IN MEDICAL DEVICES

Abstract

The ASTM F 138 austenitic stainless steel has being used in the manufacture of ortopedical devices by hot forging. In this work, the flow stress curves were determined by hot torsion tests in a wide range of temperatures and strain rates. Through these curves, both the constitutive equation of ASTM F 138 and the apparent activation energy ($Q = 475$ KJ/mol) were determined. With the observed microestrutural evolution by optical microscopy in different hot forming conditions in addition with the EBSD (Electron Backscatter Diffraction) techniques were possible to obtained the recrystallized volume fraction and the misorientation angles to the samples. Due to the intermediate level of stacking fault energy of this material, during the dynamic softening occurs a competition between recrystallization and recovery. The aim of this work is to identify the softening mechanisms in this stainless steel and furthermore determine its ideal hot working conditions.

Key words: Hot torsion; Dynamic recrystallization; F 138 Stainless steel; EBSD.

¹ Contribuição técnica ao 67^o Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Eng. de Materiais, Doutorando. Universidade Federal de São Carlos, São Paulo, Brasil.

³ PhD em Metalurgia, Professor, Universidade Federal de São Carlos, São Paulo, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Durante a manufatura de implantes ortopédicos metálicos, os materiais passam por um processo de forjamento a quente. Neste caso, três fenômenos controlam o comportamento mecânico durante a deformação: encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. Inicialmente ocorre o encruamento e, em seguida, de acordo com as características de cada material o amaciamento é promovido via recuperação e/ou recristalização. Estes mecanismos de amaciamento agem no sentido de eliminar a energia armazenada durante o encruamento através do rearranjo e aniquilação das discordâncias.^(1,2)

A recuperação e a recristalização podem ocorrer em conjunto durante o amaciamento dinâmico de um metal deformado. A proporção entre a ocorrência destes mecanismos depende das características do material (especialmente a energia de falha de empilhamento) e das condições de conformação, como taxa de deformação e temperatura.^(3,4) A energia de falha de empilhamento de um material depende de sua composição química e densidade de discordâncias. Seu cálculo é feito através da técnica de difração de Raios-x e causa influência direta no deslizamento cruzado e na escalagem de discordâncias.⁽⁵⁾

Em metais com valores elevados de energia de falha de empilhamento, as discordâncias parciais caminham mais próximas umas das outras e por isso movem-se mais facilmente através dos mecanismos de escalagem e deslizamento cruzado.⁽⁶⁾ Neste caso há um aumento na taxa de aniquilação das discordâncias, diminuindo, assim, a taxa de encruamento até se atingir um ponto de igualdade entre geração e aniquilação destes defeitos, iniciando um regime de estado estacionário. A partir deste ponto os grãos são deformados e os subgrãos se tornam constantes em forma e tamanho.^(1,7)

Em metais com baixa e média energia de falha de empilhamento, as discordâncias parciais caminham mais distantes umas das outras, aumentando a dificuldade de ocorrer o rearranjo e aniquilação desses defeitos somente através da recuperação.^(3,4) Com isso, a taxa de aniquilação é menor que a taxa de geração de discordâncias, aumentando a densidade de discordâncias nas subestruturas formadas pela recuperação e conseqüentemente a quantidade de energia armazenada no material, até que se atinge um valor crítico onde se ativam os mecanismos de nucleação da recristalização dinâmica.^(8,9)

Por ter o aço inoxidável austenítico ASTM F 138 um valor intermediário de energia de falha de empilhamento, em torno de 78 mJ/m^2 ,⁽⁵⁾ a competição entre os mecanismos de amaciamento como recuperação e recristalização é favorecida durante o seu processamento a quente.^(3,10)

Neste trabalho, investiga-se através de ensaios de torção a quente, o comportamento mecânico e a evolução microestrutural deste material. A caracterização microestrutural e mecânica dos processos de amaciamento dinâmicos são de extrema importância, pois o conhecimento e identificação destes mecanismos permitirá um melhoramento considerável na qualidade e no custo da produção de próteses com o aço F 138.

2 MATERIAL E MÉTODOS

O material utilizado nesta pesquisa é um aço inoxidável austenítico, derivado do aço inoxidável 316. É denominado internacionalmente como ASTM F 138 e conhecido pelas normas brasileiras como ABNT NBR ISO 5832-1. Este aço é produzido no

Brasil pela Villares Metals pelo método de refusão por escória eletrocondutora e foi fornecido para a confecção dos corpos de prova utilizados nos ensaios deste trabalho em barras de 20,44 x 4.800 mm, como laminado a quente (sem tratamento térmico específico). A composição química do material fornecida pelo fabricante está apresentada na Tabela 1. Os corpos de prova foram então usinados com diâmetro útil de 8 mm e comprimento útil de 12 mm.

Tabela 1. Composição química do aço inoxidável F 138% massa

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N
0,011	0,19	1,75	0,019	<0,001	17,30	2,77	14,30	0,09	0,079

Neste trabalho, a deformação do material foi feita numa máquina de torção a quente projetada e construída no Laboratório de Processamentos Termomecânicos (TermoMec) da UFSCar. Foram feitos ensaios de torção a quente isotérmicos contínuos em temperaturas entre 900°C e 1.200°C e taxas de deformação entre 0,01 s⁻¹ e 10 s⁻¹. O corpo de prova foi aquecido com uma taxa de 2°C/s até a temperatura de 1.200°C e mantido nesta temperatura por 300 segundos para completa homogeneização, em seguida foi resfriado também com uma taxa de 2°C/s até a temperatura de ensaio. Ao final da deformação, foi feito um resfriamento rápido a fim de congelar a microestrutura para análise metalográfica.

Em algumas condições de processamento foram feitos também ensaios isotérmicos interrompidos em pontos estratégicos (Figura 1), como deformação crítica, deformação de pico e em alguns pontos de deformação de estado estacionário, para se conhecer a evolução microestrutural deste material. Em seguida, as microestruturas resultantes foram analisadas em microscópio óptico e posteriormente em microscópio eletrônico de varredura via EBSD, para identificar os mecanismos de amaciamento atuantes e sua fração recristalizada dinamicamente.^(3,4,11)

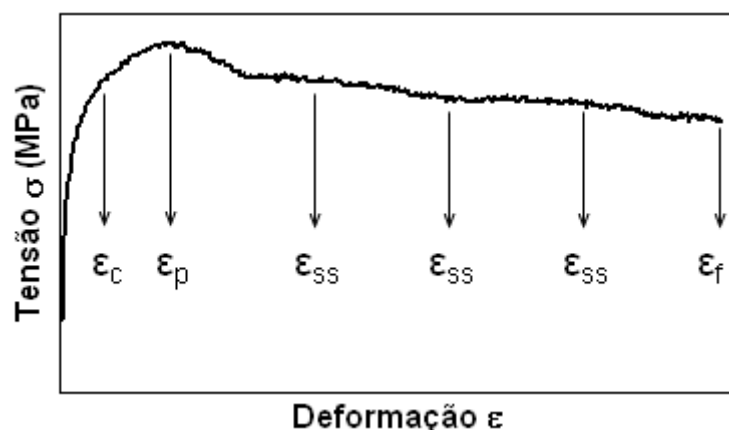


Figura 1. Curva de escoamento plástico com os pontos específicos para os ensaios interrompidos.

3 RESULTADOS

3.1 Curvas de Escoamento Plástico

Os gráficos de tensão vs. deformação equivalentes ($\sigma \times \epsilon$) obtidos nos ensaios foram separados em quatro grupos, de acordo com as taxas de deformação utilizadas (0.01 s⁻¹, 0.1 s⁻¹, 1 s⁻¹ e 10 s⁻¹), e estão apresentados nas Figuras 2a a 2d. Cada grupo contém as curvas dos ensaios para as temperaturas de 900°C, 950°C,

1.000°C, 1.050°C, 1.100°C e 1.200°C aplicadas neste trabalho, totalizando 24 ensaios. As curvas de escoamento plástico podem fornecer informações importantes quanto ao mecanismo de amaciamento atuante, de acordo com sua forma.

Curvas que apresentam um pico de tensão anterior ao estado estacionário indicam a ocorrência da recristalização dinâmica.^(8,9) Curvas onde não há um pico evidente anterior ao estado estacionário indicam que o mecanismo predominante é a recuperação. Neste caso, a curva é conhecida como *flat-top*,⁽³⁾ onde após o encruamento inicial atinge-se o estado estacionário. Em seguida há apenas uma pequena mudança na tensão com o aumento da deformação. Este comportamento da curva é um forte indício que o único mecanismo de amaciamento ocorrente é a recuperação.⁽¹²⁾

Observa-se (Figura 2) que a tensão aumenta com o aumento da deformação até atingir um valor de pico. Em seguida, nas condições de maior temperatura e menores taxas de deformação, o valor da tensão diminui alcançando o estado estacionário até o término dos ensaios, sendo este comportamento típico de metais que apresentam o processo de amaciamento através da recristalização dinâmica.^(8,9,13,14) Em alguns ensaios com temperaturas baixas e intermediárias, as curvas apresentam um formato do tipo *flat-top*, onde após o pico, a queda de tensão é pequena e o estado estacionário é alcançado com níveis próximos da tensão máxima. Nestes casos os mecanismos de amaciamento dinâmicos ocorrem em conjunto e a recristalização não se completa.

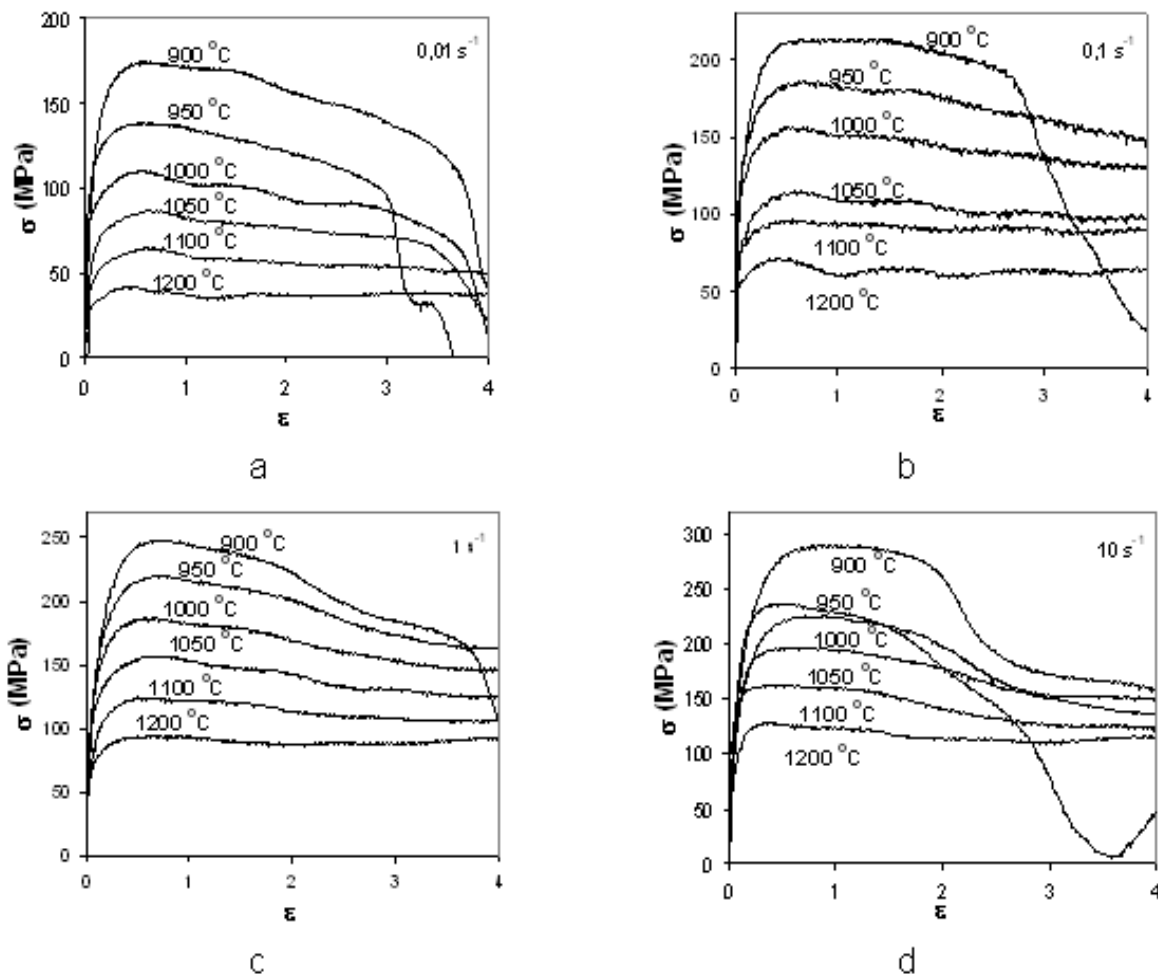


Figura 2. Curvas de escoamento plástico do aço F 138.

Entretanto, estudos anteriores mostram que a ausência do pico na curva de escoamento plástico não indica necessariamente a ausência da recristalização dinâmica.⁽¹⁵⁾ Neste caso, deve-se identificar o ponto de inflexão nas curvas de taxa de encruamento vs. tensão equivalente (Figura 3), indicando que a recristalização ocorre, mesmo que em pequena quantidade.⁽³⁾ Este método analítico, desenvolvido por Poliak e Jonas⁽¹⁵⁾ é muito útil nestes casos e também é utilizado para identificar os valores das tensões e deformações críticas, de pico e de estado estacionário.

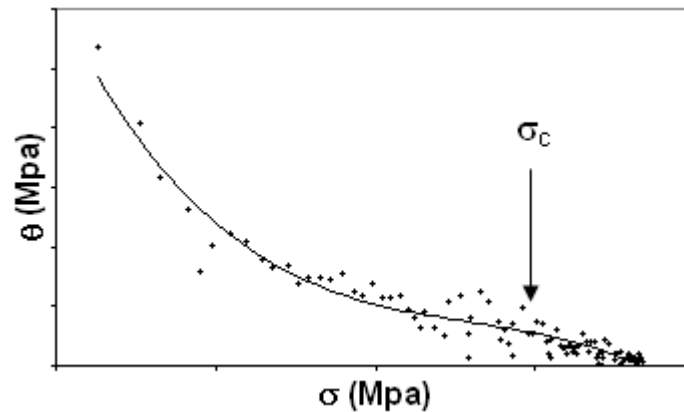


Figura 3. Curva da taxa de encruamento (θ) vs. tensão (σ) na condição $T = 1.000^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$, indicando o ponto de inflexão característico da tensão crítica para início da recristalização dinâmica.

3.2 Energia de Ativação Aparente

As curvas de escoamento plástico mostram que o nível de tensão depende das condições de deformação. É bem conhecido que uma forma de se descrever o comportamento de um determinado material durante a conformação a quente é relacionar os parâmetros de processo utilizados: taxa de deformação, temperatura e tensão. Esta dependência é descrita pela Equação 1, de Sellars e McTegart.⁽¹⁶⁾

$$Z = \dot{\epsilon} \times \exp(Q / RT) = A(\sinh(\alpha\sigma_p))^n \quad (1)$$

Onde Z é o parâmetro de Zener – Hollomon; Q é a energia de ativação aparente para a deformação a quente; R é a constante universal dos gases; A, n e α são constantes que dependem do material e independem da temperatura. T é a temperatura em graus Kelvin; $\dot{\epsilon}$ é taxa de deformação e σ_p é o valor da tensão de pico. Para efetuar o cálculo da energia de ativação aparente (Q) do aço F 138, utilizou-se uma variação do método proposto por Uvira e Jonas,⁽¹⁷⁾ através de um método computacional que determina o valor de α que melhor se ajusta à Equação 1. Para o aço F 138 foi encontrado $\alpha = 0,0117$ e $n = 5,041$, que estão muito próximos aos obtidos por outros autores para o aço inoxidável 316.⁽¹⁸⁾

A energia de ativação aparente para a deformação a quente é dada pela Equação 2,⁽¹⁶⁾ que pode ser solucionada graficamente relacionando-se $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$ vs. $10.000/T$. O valor obtido para o aço F 138 foi de $Q = 475 \text{ kJ/mol}$ e está em conformidade com os resultados obtidos anteriormente por outros autores para os aços inoxidáveis austeníticos,⁽¹⁸⁾ que está na faixa de 400 kJ/mol a 500 kJ/mol .

$$Q_{def} = nR \left[\frac{\delta \ln(\sinh(\alpha \sigma_p))}{\delta(1/T)} \right] \quad (2)$$

Com os valores obtidos para a energia de ativação aparente e também das constantes associadas, a Equação 1 pode ser reescrita, da forma apresentada na Equação 3, para o aço F 138:

$$\dot{\epsilon} = 2,17 \times 10^{16} [\sinh(0,0117 \sigma_p)]^{5,041} \exp\left(\frac{-475000}{8,341 \times T}\right) \quad (3)$$

3.3 Microestruturas

Uma análise visual das amostras em microscópio óptico permitiu a constatação do amaciamento dinâmico em todas as condições de ensaios. Entretanto, juntamente com os valores médios dos grãos resultantes (Tabela 2), é possível observar dois grupos distintos, conforme o mecanismo preferencial de amaciamento atuante.

Tabela 2. Tamanhos de grão calculados em todas as condições de ensaio

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	T (°C)					
	900	950	1.000	1.050	1.100	1.200
0,01	2,4	3,1	6,2	10,0	12,1	17,7
0,1	1,9	2,6	3,4	4,6	6,2	10,0
1	2,5	2,5	3,3	4,1	8,3	11,7
10	4,1	4,5	7,3	7,5	8,0	11,0

O grupo em destaque representa os ensaios onde as condições são favoráveis à recristalização dinâmica (baixos valores de Z). Nestes casos, o amaciamento é eficiente e a microestrutura se apresenta completamente recristalizada (Figura 4a). Todos os grãos têm morfologia equiaxial, porém com grande variação em seu tamanho.

No outro grupo, devido às condições de deformação (altos valores de Z), a recuperação e a recristalização dinâmicas atuam em conjunto e o amaciamento foi parcial (Figura 4b). Neste caso, a recristalização ocorreu preferencialmente através do mecanismo conhecido como *necklace*, onde a formação de novos grãos ocorre na vizinhança dos contornos de grãos deformados e em contornos de maclas, decorrentes de flutuações na sua forma.

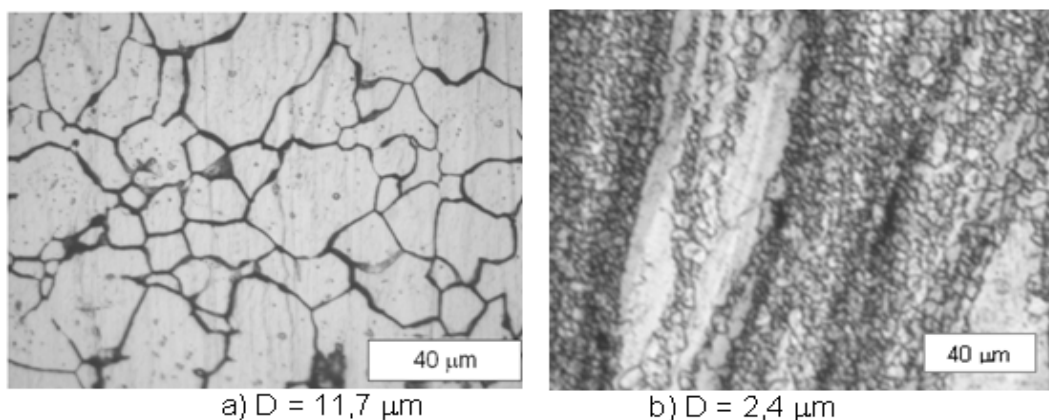


Figura 4. Microestruturas das amostras observadas nas condições: (a) 1.200-1; e (b) 900-0,01, e respectivos tamanhos médios de grão.

3.4 Evolução Microestrutural

Depois de identificar os grupos distintos de microestruturas resultantes, foram feitos ensaios isotérmicos contínuos interrompidos em pontos pré-definidos das curvas de escoamento. Estes pontos estão identificados como as deformações crítica, de pico, algumas condições intermediárias de estado estacionário e a deformação final ($\epsilon = 4,0$). Em todos os casos, as microestruturas foram analisadas em microscópio óptico e revelaram o avanço do amaciamento durante a aplicação do esforço mecânico.

Na Figura 5, que representa a evolução microestrutural da amostra ensaiada sob $T = 900^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ em condições de recristalização parcial, percebe-se um avanço lento da recristalização. No ponto crítico, há pouca formação de contornos serrilhados e embojamento. No ponto de pico, os primeiros colares de recristalização ainda não estão formados. Nos pontos intermediários inicia-se a formação de novos grãos, porém ainda percebe-se uma forte ação do encruamento e como consequência, da recuperação dinâmica. Somente na condição final é que a microestrutura aparece homogênea, com grãos pequenos ($D \sim 2,5 \mu\text{m}$) e aparentemente recristalizada.

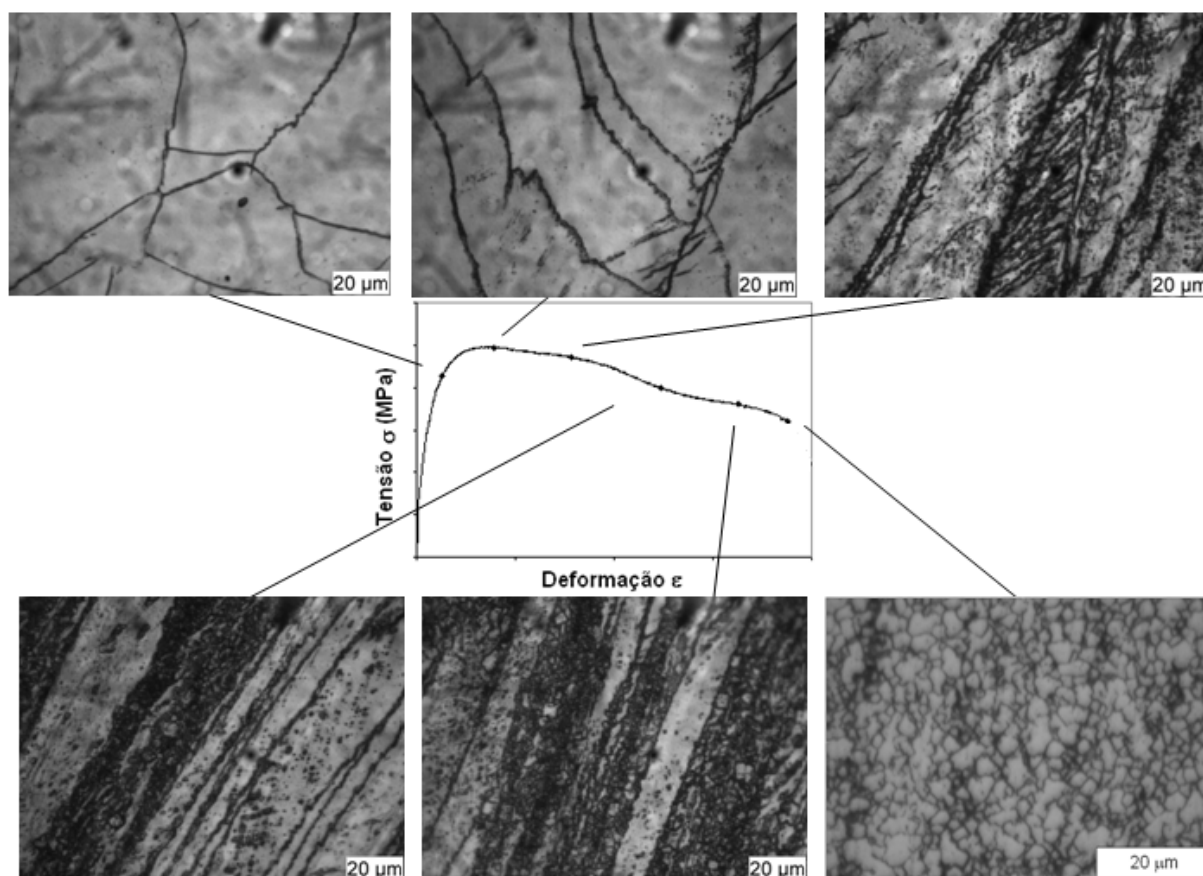


Figura 5. Evolução microestrutural da amostra $T = 900^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$.

A Figura 6 apresenta a evolução microestrutural da amostra deformada sob condições de $T = 1.200^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ pertencente ao grupo que apresenta recristalização completa. Neste caso percebe-se no início a presença de serrilhamento nos contornos de grão deformados no ponto crítico, o que leva à formação do colar na deformação de pico. A microestrutura já se apresenta

homogênea em torno de $\epsilon = 2,0$ e permanece assim até o final do experimento, indicando a recristalização dinâmica total do material nestas condições, com grãos maiores e tamanho médio de $D \sim 11,7 \mu\text{m}$.

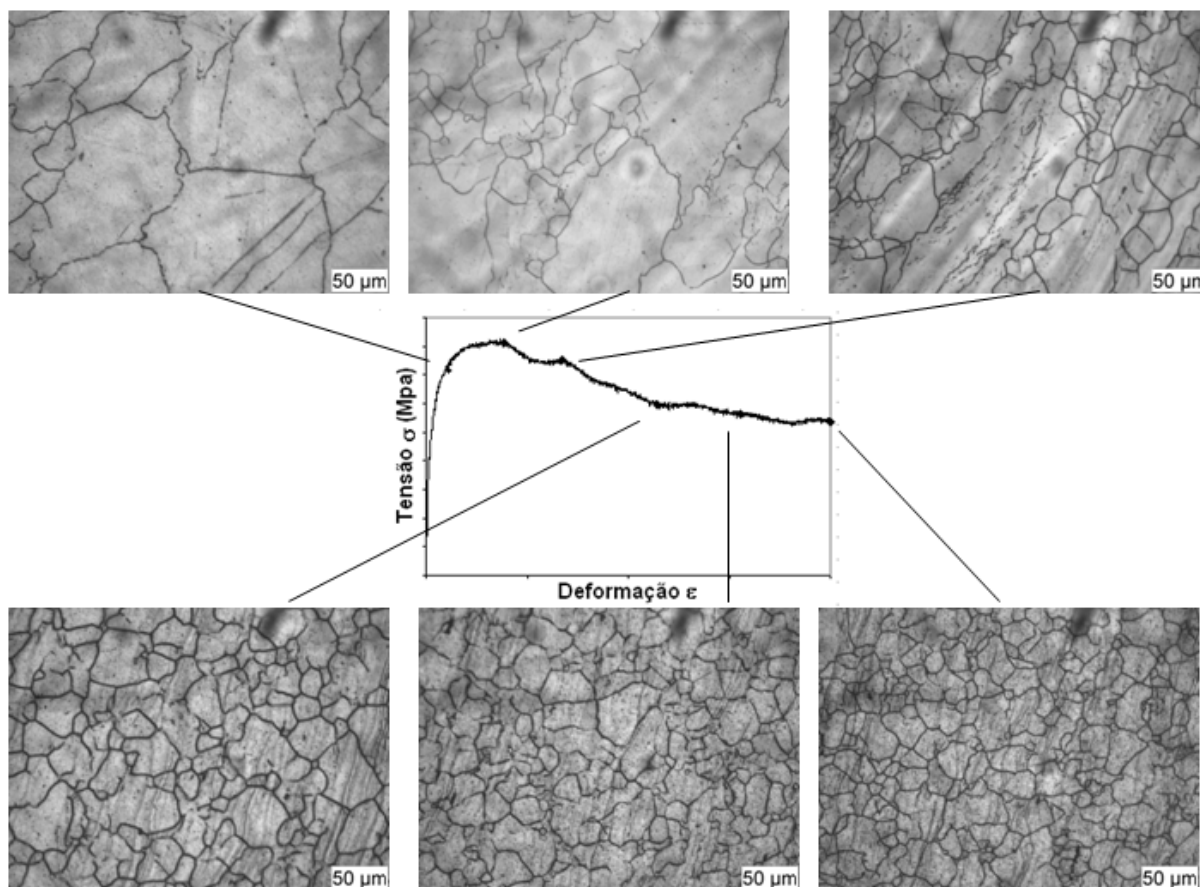


Figura 6. Evolução microestrutural da amostra $T = 1.200^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$.

3.5 EBSD

As amostras submetidas ao EBSD foram selecionadas de acordo com os resultados microestruturais citados no item 3.4. Foram escolhidas as amostras ensaiadas nas condições de $T = 900^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, cuja microestrutura apresentava grãos pequenos ($\bar{D} = 2,5 \mu\text{m}$) e aparentava recristalização dinâmica parcial e $T = 1.200^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, com tamanho médio de grão $\bar{D} = 11,7 \mu\text{m}$ e recristalização aparentemente completa. As amostras foram analisadas na condição de estado estacionário, com deformação de $\epsilon = 4,0$ e estão representadas nas Figuras 7 e 8. Nos dois casos, as amostras apresentaram evidências da presença de ambos os mecanismos de amaciamento dinâmicos, ou seja, recuperação e recristalização. Os contornos de grão em preto são vizinhanças com ângulo de orientação maior que 15° , caracterizando a recristalização dinâmica, enquanto que os contornos em branco têm ângulo de orientação entre 2° e 15° , caracterizando a recuperação dinâmica.⁽¹⁹⁾

Na Figura 7, percebe-se que a quantidade de grãos recristalizados e recuperados é praticamente igual. O cálculo estatístico feito com o programa *Project Manager* indica que a fração recristalizada é de aproximadamente 53%. Com isso, pode-se dizer que este material apresenta ambos os mecanismos de amaciamento

dinâmicos nestas condições de conformação a quente. A Figura 8 representa a microestrutura da amostra nas condições de $T = 1.200^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ obtida por EBSD. Neste caso, percebe-se que a quantidade de grãos recristalizados dinamicamente é significativamente maior que os grãos recuperados. O cálculo feito no *Project Manager* revela que a fração recristalizada é de aproximadamente 85%. Com isso, pode-se dizer que sob estas condições de conformação a quente, a recristalização dinâmica praticamente se completa.

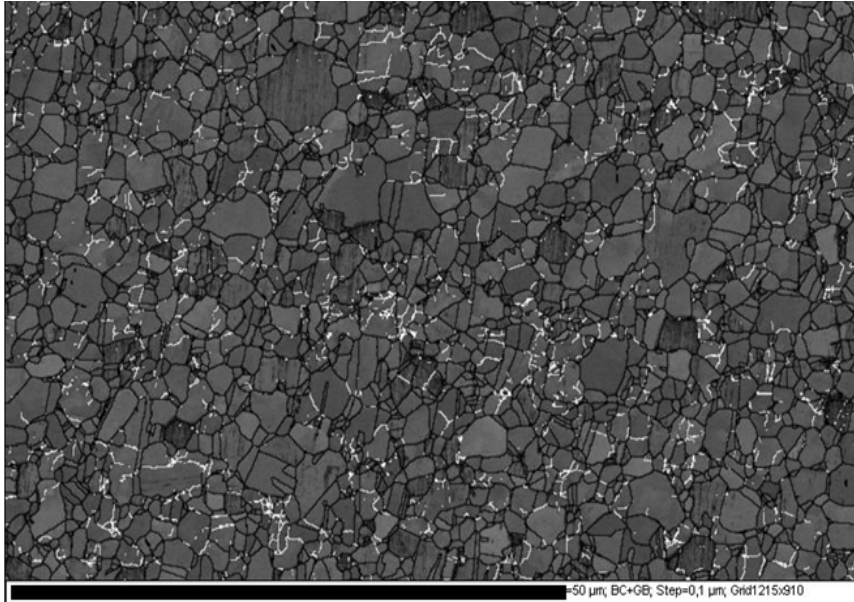


Figura 7. Representação microestrutural da amostra $T = 900^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ feita em EBSD.

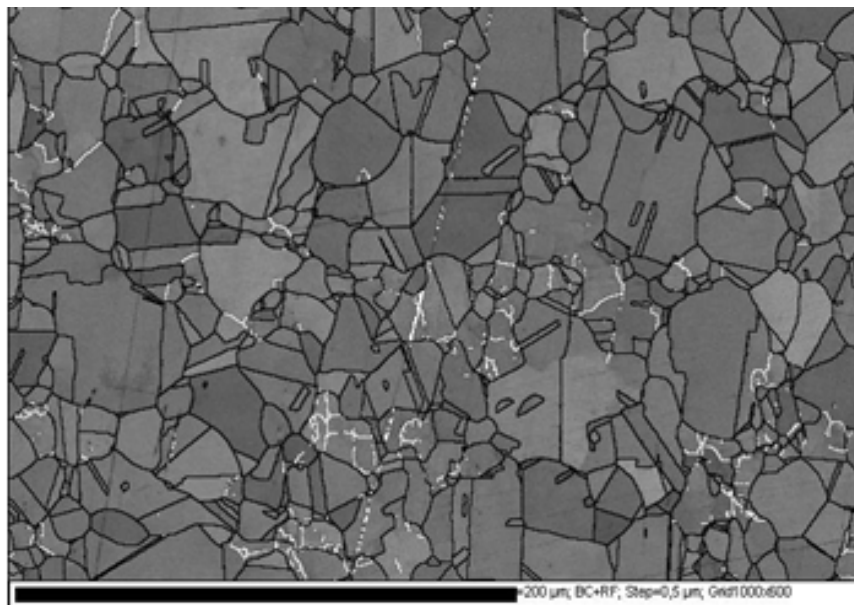


Figura 8. representação microestrutural da amostra $T = 1.200^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ feita em EBSD.

4 DISCUSSÃO

Como esperado, todas as curvas de escoamento plástico apresentam um encruamento inicial e, para uma mesma taxa de deformação, a tensão máxima aumenta com o decréscimo da temperatura. Após o encruamento, as curvas

apresentam um ponto máximo de tensão seguido de um decréscimo decorrente do amaciamento até atingir o estado estacionário. Em alguns casos, principalmente em temperaturas mais baixas e intermediárias, o pico de tensão não é pronunciado. Nesses casos, o estado estacionário foi atingido em valores próximos à tensão de pico e as curvas adquirem um formato do tipo *flat-top*, como já reportado por outros autores.^(3,12)

Numa análise detalhada das curvas, pode-se dizer que a recristalização dinâmica é o mecanismo de amaciamento predominante na maioria dos casos, principalmente em temperaturas mais elevadas como 1.200°C, 1.100°C e 1.050°C. Nas condições onde as curvas apresentam o comportamento *flat-top*, a recristalização não é o único mecanismo dinâmico de amaciamento e a recuperação assume um papel importante nestes casos. Alguns autores reportaram que há uma faixa de transição entre as duas situações, conforme se aumenta a taxa de deformação,⁽²⁰⁾ fato esperado também para o aço F 138.

Como mostrado anteriormente,⁽¹⁵⁾ a recristalização dinâmica pode ocorrer mesmo se não forem observados picos de tensão nas curvas de escoamento plástico. Nestes casos, a análise das curvas da taxa de encruamento vs. tensão equivalente mostraram que em todas as situações de conformação deste trabalho, foram encontrados os pontos de inflexão nas curvas, caracterizando a recristalização dinâmica, mesmo que parcialmente em alguns casos.

Entretanto, após a constatação do comportamento *flat-top* de algumas curvas e sabendo que o aço F 138 apresenta um valor intermediário de energia de falha de empilhamento, a hipótese de que a recuperação dinâmica age de forma a competir com a recristalização foi confirmada.

Para a comprovação este fato, uma amostra de cada grupo ($T = 1.200^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ e $T = 900^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$) foi avaliada quanto à sua evolução microestrutural e também analisada via EBSD. Em ambos os casos foram detectados subgrãos com ângulos de orientação inferiores a 15° , caracterizando a recuperação dinâmica. A ocorrência de ambos os mecanismos de amaciamento dinâmicos ficou mais evidenciada na condição de menor temperatura, com fração recristalizada dinamicamente de 53%, enquanto que na temperatura mais elevada esta fração ficou em torno de 85%. Com isso, ocorreu a confirmação de que neste material, ambos os mecanismos de amaciamento dinâmicos atuam em conjunto.

Devido ao nível intermediário da energia de falha de empilhamento do aço inoxidável austenítico ASTM F 138, a competição entre recuperação e recristalização dinâmicas durante o processamento a quente deste material é favorecida. Este resultado corrobora com a teoria de que a energia de falha de empilhamento juntamente com as condições de deformação podem ser fatores determinantes no amaciamento dinâmico de metais trabalhados termomecanicamente.

5 CONCLUSÃO

Devido ao nível intermediário da energia de falha de empilhamento, o aço F 138 apresenta seu amaciamento dinâmico através dos mecanismos de recuperação e recristalização, de acordo com as condições de trabalho a quente, principalmente a temperatura. Em temperaturas mais elevadas, o material experimenta o amaciamento preferencialmente via recristalização, enquanto que em temperaturas mais baixas, a recuperação torna-se mais atuante. Estes fatos ficaram evidenciados pelo formato característico das curvas de escoamento plástico nestas condições e comprovados através da análise da evolução microestrutural e EBSD.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Villares por fornecer o material para o estudo e também ao suporte financeiro dado pela Capes.

REFERÊNCIAS

- 1 McQueen, H. J.; Jonas, J. J. Recovery and recrystallization during high temperature deformation. *Treatise on Materials Science and Technology*, v. 6, p. 393-493. 1975.
- 2 Ahlblom, B.; Sandstrom, R. Hot workability of stainless steel: Influence of deformation parameters, microstructural components and restoration process. *International Metals Reviews*, v. 1, n.1, p. 1-27, jan. 1982.
- 3 Taylor, A. S.; Hodgson, P. D. Dynamic behaviour of 304 stainless steel during high Z deformation. *Materials Science and Engineering A*, v. 528, n. 9, p. 3310-3320, jan. 2011.
- 4 Samantaray, D.; Mandal, S.; Phaniraj, C.; Bhaduri, A. K. Flow behavior and microstructural evolution during hot deformation of AISI type 316 L(N) austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 528, n. 29-30, p. 8565-8572, nov. 2011.
- 5 Schramm, R. E.; Reed, R. P. Stacking fault energy of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical and Material Transactions A*, v. 6A, n. 7, p. 1345, jul. 1975.
- 6 Dieter, E. G. *Mechanical Metallurgy*. New York: Mc Graw-Hill, 1976.
- 7 McQueen, H. J. The production and utility of recovered dislocation substructure. *Metallurgical Transactions*, v. 8, n. 6, p. 807-824, jun. 1977.
- 8 Ponge, D.; Gottstein, G. Necklace formation during dynamic recrystallization: mechanisms and impact on flow behavior. *Acta materialia*, v. 46, n. 1, p. 69-80, dec. 1998.
- 9 Jonas, J.J.; Quelennec, X.; Jiang, L.; Martin, E. The avrami kinetics of dynamic recrystallization. *Acta Materialia*, v. 57, n. 9, p. 2748-2756, may. 2009.
- 10 Stuwe, H. P.; Padilha, A. F.; Siciliano Jr. F. Competition between recovery and recrystallization. *Materials Science and Engineering A*, v. 333, n. 1-2, p. 361-7, aug. 2002.
- 11 El Wahabi, M.; Gavard, L.; Cabrera, J. M.; Prado, J. M.; Montheillet, F. EBSD study of purity effects during hot working in austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v. 393, n. 1-2, p. 83-90, jan. 2005.
- 12 Davenport, S. B.; Silk, N. J.; Sparks, C. N.; Sellars, C. M. Development of constitutive equations for modeling of hot rolling. *Materials Science and Technology*, v. 16, n. 5, p. 539-546, may. 2000.
- 13 Jafari, M.; Najafzadeh, A. Correlation between Zener–Hollomon parameter and necklace DRX during hot deformation of 316 stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 501, n. 1-2, p. 16-25, feb. 2009.
- 14 Jafari, M.; Najafzadeh, A.; Rasti, J. Dynamic recrystallization by necklace mechanism during hot deformation of 316 stainless steel. *International Journal of ISSI*, v. 4, n. 1, p. 16-23. 2007.
- 15 Poliak, E. I.; Jonas, J. J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation. *ISIJ International*, v. 43, n. 5, p. 684-691, jun. 2003.
- 16 Sellars, C. M.; McTegart, W. J. Relation between strength and structure in deformation at elevated temperatures. *Memories et Etudes Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, v. 63, n. 9, p. 731-740. 1966.
- 17 Uvira, J. L.; Jonas, J. J. Hot compression of Armco iron and silicon steel. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, v. 242, p. 1619-1626, aug. 1968.
- 18 Ryan, N. D. Work hardening, strength, restorative mechanisms, and ductility in the hot working of 300 series stainless steel. PhD thesis, Concordia University, Montréal, Canada. 1989.

- 19 Doherty, R. D.; Hughes, D. A.; Humphreys, F. J.; Jonas, J. J.; Juul Jensen, D.; Kassner, M. E.; King, W. E.; McNelley, T. R.; McQueen, H. J.; Rollett, A. D. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A*, v. 238, n. 2, p. 219-274, nov. 1997.
- 20 Almeida, J. A. D.; Barbosa, R. Hot deformation of 304 type austenitic stainless steel at high strain rates. *ISIJ International*, v. 43, n. 2, p. 264-266, feb. 2003.