

AMACIAMENTO DINÂMICO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO F 138 ANALISADO EM FUNÇÃO DOS PARÂMETROS DE RECUPERAÇÃO (r) E RECRISTALIZAÇÃO (n) UTILIZADOS NA MODELAGEM MATEMÁTICA DAS CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO

Fábio Henrique Casarini Geronimo¹
Rosane de Paula Castro²

RESUMO

O aço inoxidável austenítico ASTM F138 é utilizado na fabricação de próteses ortopédicas por forjamento. Por ter valores médios de Energia de Falha de Empilhamento (EFE $\sim 78\text{mJ/m}^2$), durante seu amaciamento dinâmico ocorre a competição entre os mecanismos de recuperação e recristalização. Neste trabalho, realizou-se a simulação física deste aço através de ensaios de torção a quente em uma ampla faixa de temperatura e taxa de deformação a fim de obter suas curvas de escoamento plástico, bem como os parâmetros necessários para a obtenção de sua equação constitutiva e do valor da energia de ativação aparente ($Q = 468\text{ KJ/mol}$). Utilizando-se o parâmetro que representa a recuperação dinâmica (r) e a recristalização dinâmica sendo representada pelo expoente de Avrami (n) e pela cinética de amaciamento (t_{50}), foi feita a modelagem matemática das curvas de escoamento plástico deste material a fim de identificar os possíveis desajustes entre suas curvas experimentais e simuladas. Os resultados obtidos com a simulação, comparados com a metalografia do material, indicam que a recristalização dinâmica do aço F138 é retardada em função da recuperação, de acordo com as condições de ensaio aplicadas.

Palavras-chave: Amaciamento dinâmico, energia de falha de empilhamento, modelagem matemática.

DYNAMIC SOFTENING OF A F 138 AUSTENITIC STAINLESS STEEL ANALYZED ACCORDING RECOVERY (r) AND RECRYSTALLIZATION (n) PARAMETERS USING IN THE FLOW CURVES MATHEMATICAL MODELING

ABSTRACT

The ASTM F 138 austenitic stainless steel biomaterial has been used in the manufacture of orthopedic devices by hot forging. In this work, physical simulation of hot deformation was carried out by hot torsion tests in a wide range of temperatures and strain rates in order to determine the flow stress curves. The flow stress curves were modeled applying one parameter model based in the dislocation density, taking into account that this material softens by dynamic recovery and dynamic recrystallization. The kinetic of softening by dynamic recovery was described by the recovery parameter (r) and the dynamic recrystallization by the Avrami exponent (n). Comparison between experimental and modeled flow curves in addition with the microstructures observed by optical metallography indicates that dynamic recrystallization is delayed due to the action of extended dynamic recovery. The competition between recovery and recrystallization during dynamic softening can be associated with the intermediate level of the stacking fault energy of this steel.

Keywords: dynamic softening, stacking fault energy, mathematical modeling.

INTRODUÇÃO

A manufatura de próteses ortopédicas metálicas é feita por forjamento a quente, onde o comportamento mecânico durante a deformação é controlado por três mecanismos: encruamento, recuperação e recristalização dinâmicas. O encruamento ocorre na fase inicial acarretando no aumento da densidade de discordâncias, em seguida, de acordo com suas características, o material experimenta o amaciamento via recuperação e/ou recristalização dinâmicas, que agem no sentido de reduzir sua energia armazenada (McQUEEN, 1975; AHLBLOM, 1982). O mecanismo predominante de amaciamento dependerá das condições de conformação aplicadas como temperatura e taxa de deformação e também da energia de falha de empilhamento (EFE) do material, que tem influencia direta nos mecanismos de aniquilação de discordâncias, como a escalagem e o deslizamento cruzado (TAYLOR, 2011). É fato que metais com alta EFE como o alumínio, amaciam por recuperação dinâmica, enquanto que a recristalização é o mecanismo predominante para metais com baixa EFE, como o cobre (TAYLOR, 2011; DIETER, 1976). Nos materiais como o aço inoxidável ASTM F 138, que apresenta valor intermediário de EFE (em torno de 78mJ/m²) (SCHRAMM, 1975), o amaciamento ocorre através da competição entre recuperação e recristalização, dependendo das condições de processamento (STUWE, 2002).

A análise das curvas de escoamento plástico modeladas matematicamente (JONAS, 2009; JORGE, 2005), quando confrontadas com a metalografia podem identificar o comportamento mecânico dos materiais deformados a quente. A construção das curvas é feita nas condições hipotéticas de recuperação e recristalização dinâmicas através de equações matemáticas e parâmetros empíricos, de acordo com a metodologia proposta por Jonas (2009), onde o parâmetro de recuperação dinâmica r representa a curvatura da porção inicial das curvas de escoamento plástico durante o encruamento, enquanto que o coeficiente de Avrami n e o tempo necessário para 50% de amaciamento (t_{50}) representam o amaciamento experimentado pelo material durante a deformação. A relação de Avrami, que representa a cinética de amaciamento do material, é comumente aplicada à recristalização estática, porém mostra boa adaptação quando utilizada para o amaciamento dinâmico. Entretanto, deve-se ter em mente que, neste caso, todo o formalismo matemático necessário é feito em função da fração amaciada ($X\%$) e não da fração recristalizada, como no caso estático (STUWE, 2002).

Sendo assim, este trabalho surge com o intuito de identificar os mecanismos de amaciamento atuantes neste aço através da comparação entre suas curvas experimentais e simuladas, tendo em vista a representatividade dos parâmetros empíricos utilizados na modelagem matemática, bem como os resultados obtidos com a metalografia ótica realizada.

MATERIAL E MÉTODOS

O material utilizado neste trabalho é o aço inoxidável austenítico ASTM F 138, derivado do aço inoxidável 316. Este aço é fabricado pelo método de refusão por escória eletrocondutora, resultando numa baixa concentração de carbono, como mostrado na Tabela 1, fornecida pelo fabricante. Os corpos de prova foram usinados com diâmetro útil $d = 8$ mm e comprimento útil $L = 12$ mm para realização dos ensaios de torção a quente isotérmicos contínuos em uma máquina projetada e construída no Laboratório de Processamentos Termomecânicos da UFSCar (TermoMec). As curvas de escoamento plástico foram obtidas em ensaios com temperaturas entre $T = 900^{\circ}\text{C}$ e $T = 1200^{\circ}\text{C}$ e taxas de deformação variando de $\dot{\epsilon} = 0,01\text{s}^{-1}$ até $\dot{\epsilon} = 10\text{s}^{-1}$. Para isso, os corpos de prova foram aquecidos a uma taxa constante de 2°C/s até $T = 1200^{\circ}\text{C}$ e mantidos nesta temperatura por 300 segundos para completa homogeneização (resultando num tamanho de grão inicial $D_0 = 85,1\mu\text{m}$), em seguida foram

resfriados nesta mesma taxa até a temperatura de ensaio e, ao término da deformação de $\epsilon = 4.0$, foram resfriados em água para retenção de suas microestruturas.

A análise microestrutural foi feita utilizando-se um microscópio ótico ZEISS® com uma câmera digital acoplada a um computador e as medidas de tamanho de grão recristalizados dinamicamente (D_{DRX}) foi feita pelo método computacional através do programa AnalySIS®. Para tal, as partes úteis dos corpos de prova foram cortadas, embutidas em baquelite, lixadas, polidas com alumina (1 μ m) e atacadas eletroquimicamente com ácido nítrico P.A. utilizando voltagem de $V = 1.5V$ e $i = 0,02A$ de corrente elétrica, a fim de revelar seus grãos.

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

A modelagem matemática das curvas de escoamento plástico foi feita em duas etapas, utilizando-se as equações apresentadas na Tabela 2. Primeiramente, considerando que o material amacia somente por recuperação, sua curva foi construída de acordo com a Eq. 1, que descreve o comportamento de um material submetido a um esforço mecânico, encruando e recuperando dinamicamente até um estado supersaturado de discordâncias. Esta equação descreve a evolução da tensão (σ) com a deformação (ϵ) e tem como parâmetros do material as tensões inicial (σ_0) e de saturação (σ_{sat}) e o parâmetro r de recuperação.

O próximo passo foi construir as curvas considerando o comportamento mecânico de um material durante o estágio de recristalização dinâmica, de acordo com a Eq. 2, que representa a evolução da tensão com a deformação das tensões de saturação (σ_{sat}) e de estado estacionário (σ_{ss}), do coeficiente de Avrami (n) e do tempo necessário para 50% de amaciamento $t_{50} = A.Z^{-q} \cdot \exp[Q_{DRX}/(RT)]$, onde Z é o parâmetro de Zener-Hollomon, R é a constante universal dos gases, T é a temperatura absoluta, A e q são constantes dependentes do material e $Q_{DRX} = 489KJ/mol$ é a energia de ativação da recristalização dinâmica, calculada graficamente para todas as condições de deformação aplicadas neste trabalho. Esses valores são determinados empiricamente e representados pela lei de potência em função de Z , como mostram as Eq. 3 e Eq. 4, onde $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação, T é a temperatura absoluta, $Q = 468KJ/mol$ é a energia de ativação aparente deste material, calculada de acordo com uma variação do método proposto por Uvira e Jonas (1968) e R é a constante universal dos gases.

Tabela 2 – Equações utilizadas na modelagem matemática das curvas de escoamento plástico do aço F 138.

$\sigma = [\sigma_{sat}^2 - (\sigma_{sat}^2 - \sigma_0^2) \exp(-r\epsilon)]^{1/2}$	Equação 1
$\sigma = \sigma_{sat} - [\sigma_{sat} - \sigma_{ss}] (1 - \exp(-0,693(t/t_{50})^n))$	Equação 2
$\sigma_i, \epsilon_j, r_k, n_l = f(Z_{i,j,k,l})$	Equação 3
$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$	Equação 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Curvas de Escoamento Plástico

As curvas de escoamento plástico de interesse deste trabalho estão mostradas na Fig. 1, juntamente com suas respectivas curvas modeladas matematicamente. Como esperado, as curvas apresentam um encruamento inicial, acarretando no aumento da tensão em função da

deformação até atingir um valor de pico, que aumenta com o aumento de Z. Em seguida, devido ao amaciamento dinâmico do material, de uma forma geral a tensão diminui até alcançar o estado estacionário, confirmando o comportamento de materiais que amaciam por recristalização dinâmica (McQUEEN, 1975; TAYLOR, 2011). Entretanto, as curvas apresentam formas diferenciadas entre si, indicando que há competição entre recuperação e recristalização. Nas curvas com Z elevado (950/1, 1000/1, e 1100/10) o estado estacionário é atingido com a deformação avançada (acima de $\epsilon = 2.0$), razão pela qual pode-se dizer que a recuperação atua no sentido de retardar a recristalização dinâmica. Na condição 950/0,01 a curva decresce de forma constante e o estado estacionário não é evidente, o que leva a crer na ocorrência de fluxo localizado. Finalmente, nas condições de baixo Z (1050/0,1 e 1200/0,1), o estado estacionário é alcançado abaixo de $\epsilon = 2.0$ e as curvas têm um formato conhecido como “flat-top” onde a diferença entre o pico das curvas e o estado estacionário é pequena, sugerindo que o amaciamento ocorre somente via recuperação, o que não representa a realidade (TAYLOR, 2011).

Quando compara-se as curvas experimentais com as curvas modeladas matematicamente na Fig. 1, observa-se que, quanto à forma das curvas, de maneira geral, há uma boa concordância em todos os casos, exceto na condição 1100/10 onde percebe-se pouca compatibilidade na porção inicial da curva, marcado pelo alto valor de r, indicando forte ação do encruamento neste caso.

A Tabela 3 apresenta os valores individuais dos parâmetros obtidos durante a modelagem matemática das curvas apresentadas na Fig. 1. Os valores dos parâmetros de encruamento r, com exceção à condição 1100/10, estão dentro da faixa de valores encontrados para aços semelhantes ($6 < r < 15$) [8, 10]. Estes valores relativamente elevados de r estão associados com o valor intermediário de EFE que facilita a ação dos mecanismos termicamente ativados, tornando a recuperação dinâmica mais efetiva, atrasando a cinética de recristalização dinâmica.

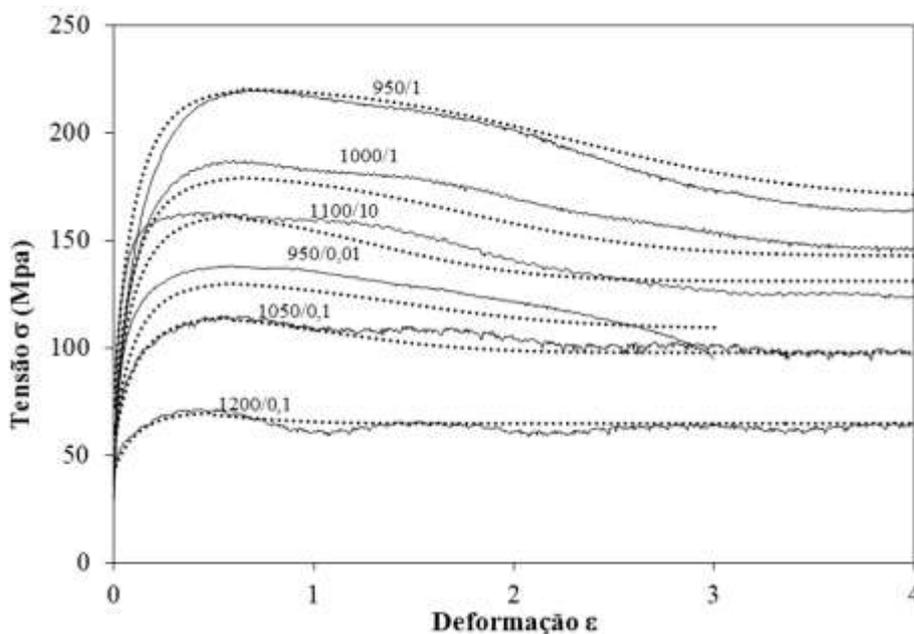


Figura 1 – Curvas de escoamento plástico (linhas sólidas) e suas respectivas curvas simuladas matematicamente (linhas pontilhadas). As legendas das curvas representam as temperaturas e taxas de deformação utilizadas nos ensaios.

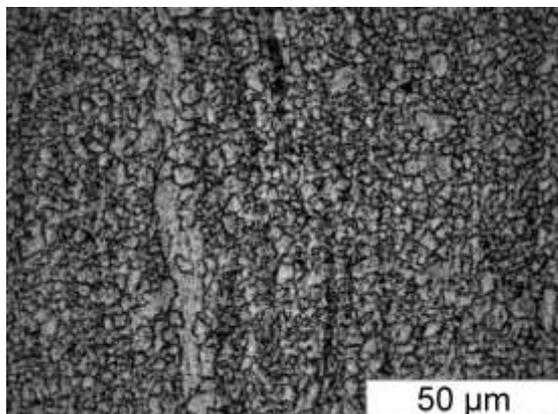
Os valores do expoente n de Avrami que representam a cinética de amaciamento e estão relacionados com a nucleação de novos grãos estão dentro da faixa de $1 < n < 3$ para os aços inoxidáveis (MEDINA, 1996). Esta variação dos valores de n indicam forte dependência com as condições de conformação (temperatura, deformação e taxa de deformação) e respostas microestruturais do material com altas taxas de recuperação dinâmica atrasando a nucleação e crescimento de grãos recristalizados dinamicamente.

Tabela 3 – Valores de interesse, relativos aos ensaios.

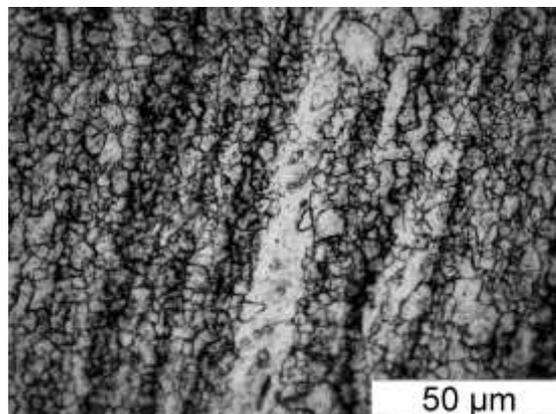
$T (^{\circ}) / \dot{\epsilon} (s^{-1})$	r	n	Z (MPa)	D_{DRX} (μm)
950/1	5,49	2,89	$7,09 \times 10^{19}$	2,55
1000/1	7,06	2,23	$1,18 \times 10^{19}$	3,18
1100/10	17,49	2,66	$4,81 \times 10^{18}$	7,96
950/0,01	8,71	2,33	$7,09 \times 10^{17}$	3,15
1050/0,1	7,74	1,57	$2,24 \times 10^{17}$	4,64
1200/0,1	6,91	2,89	$3,03 \times 10^{15}$	10,00

Metalografia

As metalografias decorrentes dos experimentos estão apresentadas na Fig. 2 e representam a condição final dos ensaios. É possível perceber através das microestruturas que as amostras não apresentam amaciamento completo nas condições de temperatura mais baixas (Fig. 2 – (a, b, d, e)), onde as fotos mostram que existem grãos alongados devido à ação do encruamento, rodeados por novos grãos de morfologia arredondada indicando que o amaciamento, mesmo que parcial, ocorreu via recristalização dinâmica (PONGE, 1998). Já nas condições de temperaturas mais elevadas (Fig. 2 – (c, f)) os grãos apresentam-se homogêneos e completamente amaciados.



(a) 950/1



(b) 1000/1

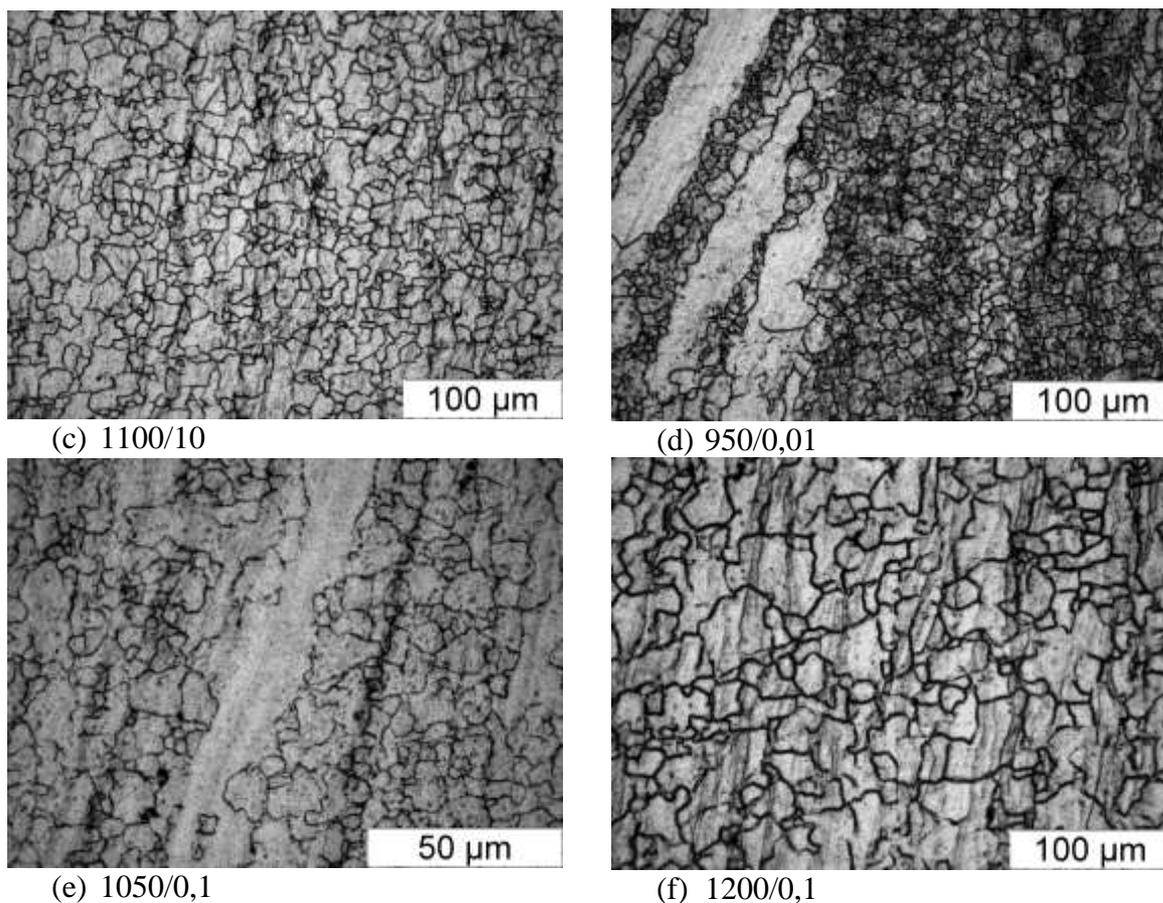


Figura 2 – Metalografias das amostras correspondentes às curvas de escoamento plástico da Fig. 1.

O amaciamento dinâmico ocorre no momento em que a energia necessária para a nucleação de novos grãos atinge um valor crítico. Neste ponto, existe grande quantidade de energia armazenada, proveniente do acúmulo de discordâncias geradas durante o encruamento. Inicialmente, as discordâncias se arranjam em forma de células e subgrãos cujos contornos são formados por emaranhados de discordâncias, caracterizando a recuperação dinâmica (DIETER, 1976; PONGE, 1998; JAFARI, 2007). Em seguida, devido à rotação destas subestruturas, o aumento de seus ângulos de orientação caracteriza a formação de novos grãos recristalizados dinamicamente nos interiores dos grãos deformados (DIETER, 1976). Os grãos recristalizados também são formados por *necklace*, onde a nucleação ocorre nos contornos de grão originais e nos contornos de maclas formados no decorrer da deformação através da evolução de embojamentos associados ao acúmulo de discordâncias até a formação completa de um colar (DIETER, 1976; PONGE, 1998; JAFARI, 2007). Com a evolução da deformação, há a formação de colares subsequentes que o grão original seja consumido completamente.

Por ser um mecanismo ativado termicamente, a recristalização dinâmica nos metais com valores medianos de EFE mostra grande dependência da temperatura, ou seja, para que o amaciamento se complete via recristalização dinâmica, é necessário que haja um aumento na temperatura, suficiente para que os grãos originais sejam consumidos completamente, como é o caso das amostras da Fig. 2 – (c, f), resultando em um tamanho de grão médio recristalizado mais elevado, como mostra a Tabela 3. Caso contrário, não haverá energia suficiente para que

o amaciamento se complete, resultando em microestruturas com tamanho de grão recristalizado menor, de acordo com a Tabela 3, como as amostras da Fig. 2 – (a, b, d, e).

CONCLUSÃO

- As curvas de escoamento plástico apresentam três comportamentos quanto à sua forma: (i) pico evidente, característico de recristalização dinâmica, principalmente em altos valores de Z , (ii) amaciamento contínuo devido à instabilidades plásticas em baixa temperatura e (iii) formato tipo “*flat top*” com pequena variação entre a tensão de pico e a tensão de estado estacionário (baixo Z).

- O valor mediano da EFE do aço F 138 implica no retardamento da recristalização dinâmica, devido à ação da recuperação dinâmica, interferindo na ação dos mecanismos de recristalização dinâmica.

- Em temperaturas medianas e baixas, o material não completa o amaciamento, revelando grãos originais ainda alongados em meio aos grãos equiaxiais recristalizados dinamicamente.

- O aumento na temperatura tem maior efeito na recristalização dinâmica e, conseqüentemente no tamanho de grão recristalizado resultante quando comparado à taxa de deformação e ao parâmetro Z . O valor acima do qual a recristalização se completa está em torno de $T = 1050$ °C.

- Nas condições onde a recristalização se completa, o tamanho de grão resultante é maior quando comparados às condições onde a recristalização é parcial.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Prof. Dr. Oscar Balancin, ao PPG-CEM da UFSCar, a CAPES pelo suporte financeiro e a Villares Metals pelo material doado para a pesquisa.

REFERÊNCIAS

AHLBLOM, B., SANDSTROM, R. Hot workability of stainless steel: Influence of deformation parameters, microstructural components and restoration process. **International Metals Reviews**, 1 n.1 1-27, 1982.

DIETER, E. G. **Mechanical Metallurgy**, New York, Mc Graw-Hill, 1976.

JAFARI, M., NAJAFIZADEH, A., RASTI, J. Dynamic recrystallization by necklace mechanism during hot deformation of 316 stainless steel, **International Journal of ISSI**, 4 n. 1, 16-23, 2007.

JONAS, J. J., QUELENNEC, X., JIANG, L., MARTIN, E. The Avrami Kinetics of Dynamic Recrystallization, **Acta Materialia**, 57, 2748–2756, 2009.

JORGE JR., A. M., BALANCIN, O. Prediction of Steel Flow Stresses under Hot Working Conditions, **Materials research**, 8 n.3, 309-315, 2005.

McQUEEN, H. J., JONAS, J. J. Recovery and recrystallization during high temperature deformation. **Treatise on Materials Science and Technology**, 6, 393-493, 1975.

MEDINA, S. F., HERNANDEZ, C. A. Modelling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and microalloyed steels, **Acta Materialia**, 44 n.1, 165-171, 1996.

PONGE, D., GOTTSTEIN, G. Necklace formation during dynamic recrystallization: mechanisms and impact on flow behavior, **Acta materialia**, 46 n. 1, 69-80, 1998.

SCHRAMM, R. E., REED, R. P. Stacking fault energy of seven commercial austenitic stainless steels, **Metallurgical and Material Transactions A**, 6A n.7, 1345, 1975.

STUWE, H. P., PADILHA, A. F., SICILIANO Jr. F. Competition Between Recovery and Recrystallization, **Materials Science and Engineering A**, 333, 361–367, 2002.

TAYLOR, A. S., HODGSON, P. D. Dynamic behaviour of 304 stainless steel during high Z deformation. **Materials Science and Engineering A**, 528 n.9, 3310-3320, 2011.

UVIRA, J. J., JONAS, J. J. Hot Compression of Armco Iron and Silicon Steel, **Trans. Metall. Soc. AIME**, 242, 1619 – 1626, 1968.

WAHABI, M. E., CABRERA, J. M., PRADO, J. M. Hot working of two AISI 304 steels: a comparative study, **Materials Science and Engineering A**, 343, 116-125, 2003.

Recebido em 04 de agosto de 2018.

Aprovado em 21 de agosto de 2018.