

# ESTUDO ANALÍTICO DAS CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO A QUENTE DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ALTO NITROGÊNIO<sup>1</sup>

Samuel Filgueiras Rodrigues<sup>2</sup>

Eden Santos Silva<sup>3</sup>

Gedeon Silva Reis<sup>4</sup>

## Resumo

Neste trabalho faz-se um estudo analítico do comportamento plástico a quente do aço inoxidável austenítico alto nitrogênio (ISO 5832-9), utilizado como implantes ortopédicos em condições similares às industriais. As curvas de escoamento plástico foram obtidas por testes de torção a quente, em diferentes temperaturas e taxa de deformação. Os resultados mostram que a cinética de amaciamento dinâmico por recuperação é predominante, com inflexão significativa na curva da taxa de encruamento versus a tensão de escoamento plástico na primeira parte da curva, nas condições de baixa temperatura e alta taxa de deformação. Após o pico de tensão, a cinética de recristalização dinâmica é acelerada nas condições de alta temperatura e baixa taxa de deformação com alto valor do expoente de Avrami ( $n \sim 2,2$ ), representado pelo poço na curva da taxa de encruamento versus tensão de escoamento plástico analiticamente.

**Palavras-chave:** Torção a quente; Recuperação dinâmica; Recristalização dinâmica; Encruamento.

## ANALYTICAL STUDY OF THE CURVES OF PLASTIC FLOW OF THE HOT HIGH-NITROGEN AUSTENITIC STAINLESS STEEL

### Abstract

In this work it is an analytical study of the plastic behavior of the hot high-nitrogen austenitic stainless steel (ISO 5832-9), used as orthopedic implants under conditions similar to industrial. The plastic flow curves were obtained by testing hot torsion at different temperatures and strain rate. The results showed that the kinetics of softening by dynamic recovery is predominant with significant modification in the curve of the work hardening rate vs. yield stress in the first plastic part of the curve, under conditions of low temperature and high strain rate. After the peak stress, the dynamic recrystallization kinetics is accelerated under conditions of high temperature and low strain rate with a high value of the Avrami exponent ( $n \sim 2.2$ ) represented by the well in hardening rate vs. stress curve of plastic flow analytically.

**Keywords:** Plastic flow curves; Modeling; Dynamic recrystallization; Precipitation.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 68<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Física. Mestre. Professor. Departamento de Engenharia Mecânica e Materiais, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão - IFMA. São Luís - MA, Brasil.

<sup>3</sup> Física. Doutor. Professor. Departamento de Física, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão - IFMA. São Luís - MA, Brasil.

<sup>4</sup> Engenharia Mecânica. Doutor. Professor. Departamento de Engenharia Mecânica e Materiais, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Maranhão - IFMA. São Luís - MA, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Anualmente, milhões de pessoas no mundo são afetadas por problemas ósseos causados por fraturas, ou doenças degenerativas e inflamatórias nas junções,<sup>(1,2)</sup> gerando uma demanda crescente para o desenvolvimento e aperfeiçoamento de materiais usados em implantes ortopédicos. Um dos materiais bastante utilizado como implantes ortopédicos é o aço ASTM F-138 (ISO 5832-1) que apresenta comprometimento nas propriedades mecânicas e de corrosão na condição recozido.<sup>3-5)</sup> Além disso, esse material possui alto teor de Ni (>12%). Para amenizar esses problemas, ligas com alta concentração de Mn, N, Nb e menor concentração de Ni, como o aço ASTM F-1586 (ISO 5832-9), vêm sendo desenvolvidos e aplicados como biomateriais na fabricação de implantes ortopédicos. Entretanto, a configuração destes novos elementos propicia à formação de partículas de segunda fase, especialmente a fase Z (NbCrN), que não está bem estabelecido a função destes precipitados no processamento termomecânico e conseqüentemente nas propriedades finais deste material.

Durante a manufatura de implantes metálicos, os materiais passam por um processo de forjamento a quente. Em geral, três fenômenos controlam o comportamento mecânico durante a deformação em altas temperaturas: encruamento (WH), recuperação dinâmica (DRV) e a recristalização dinâmica (DRX)<sup>(6,7)</sup>. Quando os materiais são deformados em temperaturas elevadas, o acúmulo de discordâncias é continuamente aniquilado por dois fenômenos distintos de acordo com a energia de falha de empilhamento (EFE): (1) geração contínua de discordâncias, devido ao escoamento plástico, conduzindo ao encruamento; (2) aniquilação e rearranjo de discordâncias levando a DRV.<sup>(6-8)</sup> Para materiais com alta EFE (> 90 mJ/m<sup>2</sup>), o movimento das discordâncias é relativamente fácil, onde a DRV pode atingir um balanço dinâmico com encruamento em níveis relativamente baixo de discordâncias. No caso dos aços inoxidáveis austeníticos com baixa e moderada EFE quando deformados a competição entre os mecanismos de endurecimento e amaciamento dinâmico é desigual porque suas discordâncias têm baixa mobilidade dificultando a ocorrência dos mecanismos termicamente ativados e conseqüentemente a DRV, podendo acumular uma alta densidade disparando a DRX.

O início da recristalização dinâmica se dá quando a energia armazenada durante a deformação alcança um valor crítico identificado pela equação (1):

$$\frac{\partial}{\partial \sigma} \left( -\frac{\partial \theta}{\partial \sigma} \right) = 0 \quad (1)$$

O qual corresponde a um ponto de inflexão na curva  $\theta$  vs.  $\sigma$ .

Neste trabalho, investiga-se o comportamento mecânico do aço inoxidável austenítico ISO 5832-9 a partir das curvas de escoamento plástico obtidas por teste de torção a quente isotérmico contínuo. Análises obtidas a partir dos dados experimentais são usadas para caracterizar as curvas e esclarecer o efeito dos mecanismos de endurecimento e amaciamento dinâmicos.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

O aço inoxidável austenítico ISO 5832-9 foi produzido pela Villares Metals S/A (Brasil) e fornecido na forma de barras laminadas. Este material tem

composição de 0,035C - 0,37Si - 20,3Cr - 10,6Ni - 4,04Mn - 2,47Mo - 0,29Nb - 0,36N (% massa). As curvas de escoamento plástico foram determinadas por teste de torção a quente isotérmico contínuo numa máquina horizontal no laboratório de tratamento termomecânico da UFSCar. Os corpos de prova ( $\phi$  9 x 10 mm) foram aquecidos por indução a uma temperatura de 1250°C, durante 300 s para solubilização, em seguida resfriada (2°/s) até a temperatura de ensaio permanecendo por 30 s antes de sofrer uma deformação máxima de 4,0, com taxa de deformação entre 0,01 à 10 s<sup>-1</sup>, num intervalo de temperatura de 1000 à 1200°C. As tensões e deformações equivalentes foram calculadas através do método de Fields e Backofen a partir do torque e do ângulo de rotação medidos.<sup>(8)</sup>

### 3 RESULTADOS

#### 3.1 Curvas de Escoamento Plástico

A Figura 1 mostra as curvas de escoamento plástico para o aço inoxidável austenítico ISO 5832-9 deformada na faixa de 900°C à 1200°C sob taxa de deformação de 0,01 à 10 s<sup>-1</sup>, onde algumas curvas têm a forma típica de materiais que recristalizam dinamicamente. Outras curvas mostram diferenças marcantes no início da deformação na região de encruamento e recuperação dinâmica alcançando elevados níveis de tensão (altos níveis de  $\sigma_c$  e  $\sigma_p$ ). Após o pico de tensão, na região de amaciamento dinâmico, algumas curvas demoram alcançar a condição de estado estacionário com nível de tensão abaixo do nível de início de escoamento plástico ( $\sigma_o > \sigma_{ss}$ ). Três tipos de curvas são observadas segundo sua forma, cinética de amaciamento e as condições de deformação: (i) Curvas que romperam e não chegaram à deformação máxima aplicada ( $\epsilon=4,0$ ) com seus picos de tensão deslocados para a esquerda nas condições de baixa temperatura e alta taxa de deformação; (ii) Curvas que alcançam a condição de estado estacionário somente para grandes deformações ( $\epsilon_{ss}>4,0$ ) com queda relativamente alta no nível de tensão, sugerindo taxas de amaciamento relativamente baixa nas condições de baixa temperatura e taxa de deformação intermediária; (iii) Curvas que alcançam o nível de tensão de estado estacionário com pouca variação de tensão entre o início de escoamento plástico, tensão de pico e estado estacionário em alta temperatura e baixa taxa de deformação.

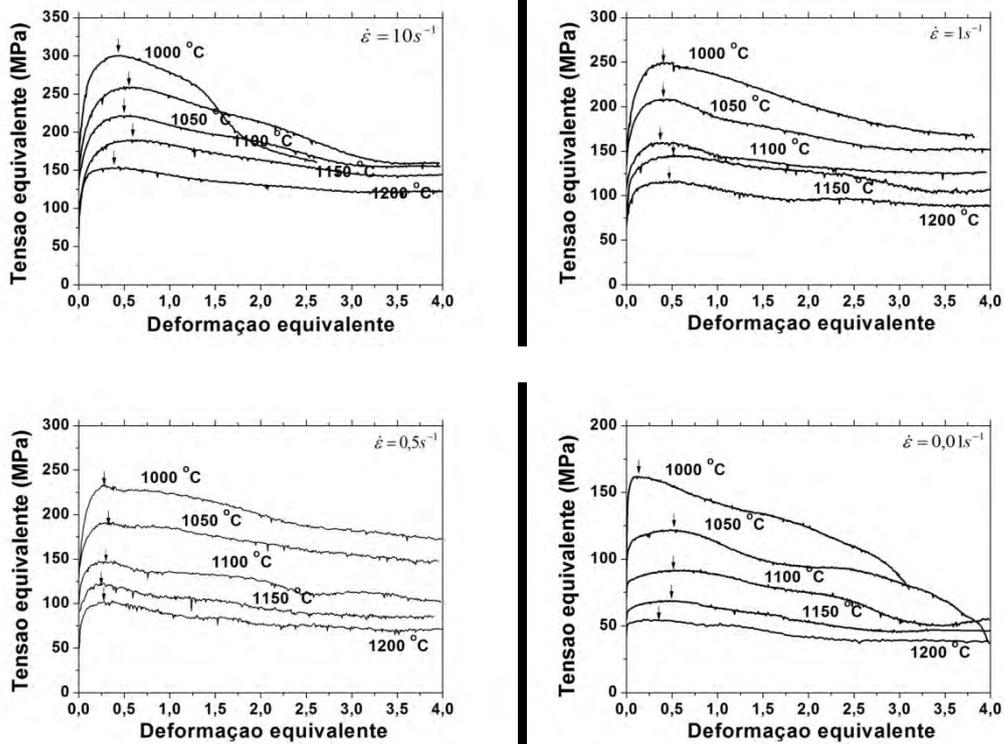


Figura 1. Curvas de escoamento plástico obtido sob diferentes condições de temperatura e taxa de deformação: (a)  $10 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $1,0 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $0,5 \text{ s}^{-1}$  e (d)  $0,01 \text{ s}^{-1}$ .

As tensões críticas para o início da recristalização dinâmica ( $\sigma_c$ ), estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ) e de saturação ( $\sigma_{sat}$ ) foram determinadas por método analítico de diferenciação da curva de escoamento plástico desenvolvido pelo McQueen e Ryan<sup>(9)</sup> e aperfeiçoado pelo Poliak e Jonas (Figura 2).<sup>(10)</sup>

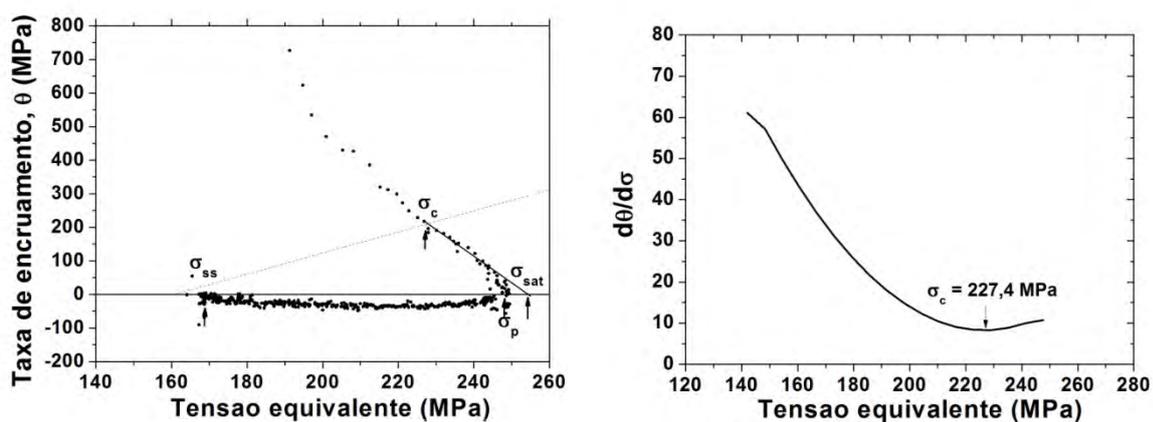


Figura 2. Diagrama indicando a metodologia utilizada para determinação da tensão crítica ( $\sigma_c$ ), estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ) e saturação ( $\sigma_{sat}$ ) no experimento realizado a  $1000^\circ\text{C}$  com  $1,0 \text{ s}^{-1}$ .

### 3.2 Relação entre as Condições de Deformação e a Tensão de Pico

O cálculo da energia de ativação aparente para deformação a quente ( $Q_{def}$ ) foi realizado através do ajuste de equações constitutivas que relacionam valores experimentais da tensão de pico, temperatura e taxa de deformação segundo a equação proposta por Sellars e McTegart<sup>(11)</sup> usando a metodologia desenvolvida pelo Uvira e Jonas<sup>(12)</sup>:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q_{def} / RT) = A[\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^n \quad (2)$$

Onde  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação,  $\sigma_p$  é a tensão de pico (MPa), energia de ativação aparente (kJ/mol),  $R$  é a constante universal dos gases (8,31 J/mol.K),  $T$  a temperatura absoluta (K),  $Z$  é o parâmetro de Zener-Hollomon ( $s^{-1}$ ),  $\alpha$  e  $A$  são constantes do material e  $n$  é o expoente de fluência. A Figura 3 mostra a eficiência do método aplicado e a determinação de  $Q_{def} = 561$  kJ/mol,  $\alpha = 0,011$  MPa<sup>-1</sup>,  $n=4,51$  e  $A=1,492 \times 10^{19}$  s<sup>-1</sup> com coeficiente de correlação de 0,99. A boa correspondência entre os dados experimentais e os preditos indica que os principais pontos que caracterizam as curvas podem ser estimados e usados para modelagem.

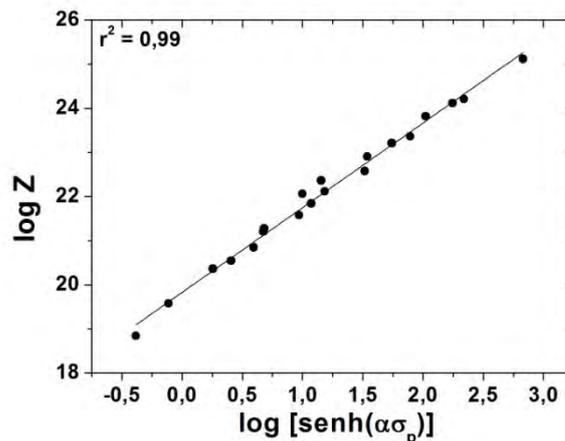


Figura 3. Correlação entre a tensão de pico ( $\sigma_p$ ) e o parâmetro de Zener-Hollomon ( $Z$ ).

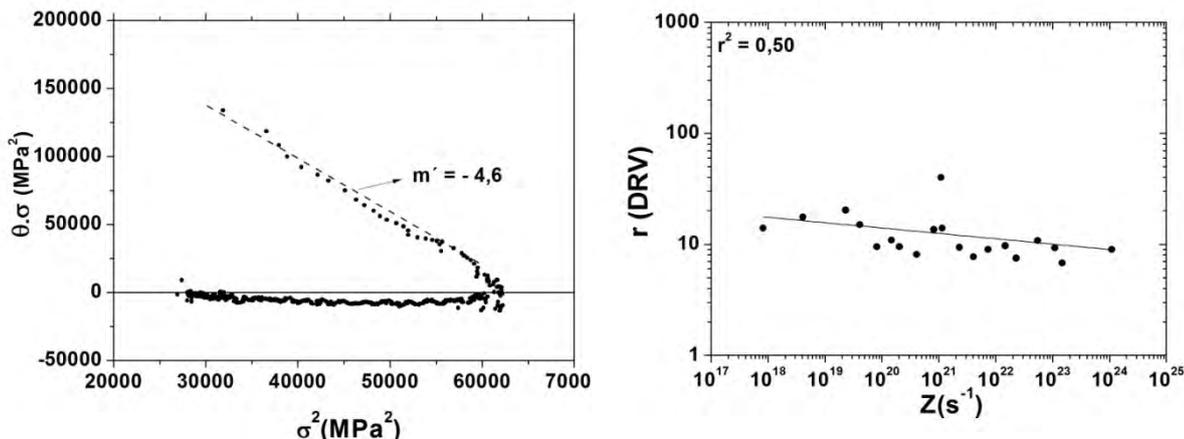
$$\sigma_p = 90,91 \sinh^{-1} \left( 6,702 \times 10^{-20} Z \right)^{0,22} \quad (2)$$

posse do valor da energia de ativação para deformação ( $Q_{def}$ ) pode-se determinar a equação de estado mecânico do material, que depende somente dos valores instantâneos de temperatura, deformação e taxa de deformação e não de seu histórico.<sup>(13)</sup> A tensão de escoamento plástico pode ser conhecida para diversas condições uma vez que o valor de  $Z$  é calculado a partir de valores médios.

### 3.4 Análise da Curva de Escoamento Plástico na Região de Recuperação Dinâmica

A dependência do parâmetro  $r$  em função de  $Z$  é apresentada na Figura 4. Vê-se que  $r$  diminui com  $Z$ , com expoente em potência de -0,059. Um valor próximo ao encontrado por Wahabi, Cabrera e Prado<sup>(14)</sup> para os aços AISI 304L e 304H de -0,066 e -0,073, respectivamente. De tal forma que a maior velocidade da DRV dá-se

para baixos valores de  $Z$ . Por outro lado, para altos valores de  $Z$ , a taxa de amaciamento tende a ser constante.



**Figura 4.** Determinação do parâmetro de recuperação dinâmica ( $r$ ) para 1000 °C/ 1,0 s<sup>-1</sup>; Dependência do parâmetro de DRV ( $r$ ) com o parâmetro de Zener - Hollomon ( $Z$ ).

$$r = 194,787.Z^{-0,059} \quad (3)$$

O parâmetro de DRV ( $r$ ) especifica a curvatura até a deformação crítica sendo variável segundo as condições de deformação. Wahabi, 2002 e Moreira, 2005<sup>(8,14)</sup> estudando o aço AISI 304 encontraram variações para  $r$  entre 2 e 7 por métodos mínimos quadrados. Os valores de  $r$  determinados para o aço ISO 5832-9 por método analítico são maiores variando entre 7 e 20, com expoente de  $Z$  de -0,035, com exceção da condição de 1000 °C com 0,01 s<sup>-1</sup> que apresentou  $r$  de 40 fora do ajuste, indicando mecanismo de retardo à recristalização dinâmica. Nota-se claramente uma redução na velocidade do processo de DRV para altos valores de  $Z$  com o parâmetro  $r$  fortemente assistido pelo amaciamento de tensão dado pelo deslizamento de discordância pela deformação aplicada, onde os mecanismos de difusão são menos influentes e a taxa de amaciamento tende a ser constante com o valor de  $r$  tornando-se praticamente independente de  $Z$ .

## 4 DISCUSSÃO

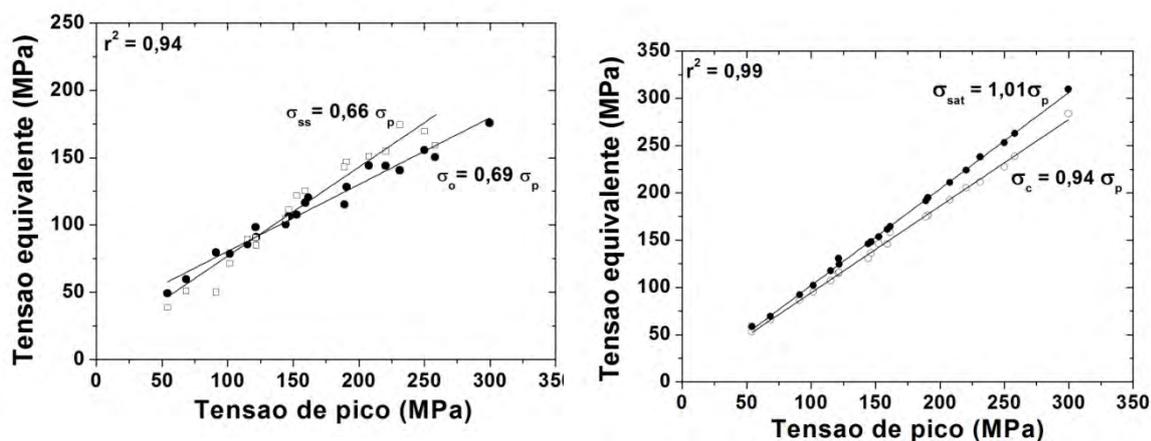
### 4.1 Curvas de Escoamento Plástico

O alto nível de tensão justifica-se pela geração e acúmulo de discordâncias e bandas de deformação quando o material é deformado a quente aumentando a resistência com redução na mobilidade das discordâncias, sendo necessária uma tensão maior para provocar maior deformação.<sup>(13)</sup> O aço ISO 5832-9 apresenta moderada energia de falha de empilhamento (EFE ~ 68,7 mJ/m<sup>2</sup>),<sup>(15,16)</sup> com os mecanismos de deformação basicamente por fluência ativados termicamente e controlados por difusão e movimento de discordâncias (deslizamento cruzado e escalagem) que tornam a recuperação dinâmica menos efetiva com taxa de aniquilação e rearranjo menor que a de geração devido a baixa mobilidade das discordâncias por estarem muito afastadas entre si, reduzindo assim

o processo de recuperação dinâmica que é responsável pela atenuação da curvatura. Como consequência há um acúmulo de discordâncias conduzindo ao aumento no nível de tensão para pequenas deformações, seguida de uma distribuição heterogênea que favorece a nucleação a partir da deformação crítica com efeito visível nas curvas apenas após o pico de tensão com reflexo no aspecto das curvas.

Na segunda parte da curva, após o pico, o nível de tensão cai significativamente até a tensão de estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ) que se aproxima do nível de tensão de início de escoamento plástico ( $\sigma_o$ ). Essa queda acentuada de tensão observada é um indicativo da atuação de instabilidade plástica atuando juntamente com o amaciamento microestrutural promovido pela recristalização dinâmica. Corroborando com esta interpretação, vê-se que várias amostras deformadas em baixas temperaturas falharam antes de alcançar o estado estacionário de tensões.

A relação das tensões crítica, saturação e estado estacionário com a tensão de pico é apresentado na Figura 5. A literatura tem reportado  $\sigma_o/\sigma_p = 0,78$  para aço C-Mn e  $\sigma_o/\sigma_p = 0,85$  para os aços inoxidáveis.<sup>(16-18)</sup> Para o aço ISO 5832-9 esta razão é alta,  $\sigma_o/\sigma_p = 0,94$ , indicando que o amaciamento promovido pela recuperação dinâmica é intenso na parte inicial da curva. Outra observação pertinente é a relação entre a tensão de início de escoamento plástico ( $\sigma_o$ ) e a tensão de estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ), onde algumas situações mostram comportamento atípico com  $\sigma_o > \sigma_{ss}$ , provocando o cruzamento, Figura 5(a).



**Figura 5.** Razões entre: (a)  $\sigma_{ss}$ ,  $\sigma_o$  e  $\sigma_p$  e (b)  $\sigma_{sat}$ ,  $\sigma_c$  e  $\sigma_p$ .

Os valores elevados nas razões médias entre os níveis de tensão justificam-se pelos altos níveis de tensões necessárias para ocorrência da recristalização dinâmica associados ao deslocamento para a esquerda das curvas imposto por maiores valores da taxa de encruamento, causando assim uma ascensão marcada pela alta energia de ativação para deformação retardando o início da recristalização dinâmica.

O valor de energia de ativação aparente para a deformação a quente ( $Q_{def}$ ) calculado é alto quando comparado com outros aços inoxidáveis austeníticos, cujos valores variam no intervalo de 400 - 500 kJ/mol. A alta resistência imposta e o alto valor de  $Q_{def}$  é atribuída à energia de falha de empilhamento (EFE) como modos diferentes de deformação, presença de átomos de solutos em solução sólida (Nb, N, Mo), partículas de precipitados (fase Z, NbCrN) e condições de deformação que dificultam a ativação dos mecanismos de deformação, afetando significativamente o

limite de escoamento plástico com aumenta na eficiência dos contornos de grãos como obstáculos a mobilidade de discordâncias.<sup>(2-4)</sup>

O acréscimo no valor de  $r$  com diminuição da tensão de pico ( $\sigma_p$ ), e do parâmetro  $Z$ , é fisicamente razoável visto que a velocidade do processo de DRV tende a aumentar com o acréscimo na temperatura e redução na taxa de deformação com o material atingindo a tensão de saturação rapidamente e os mecanismos de amaciamento iniciando a deformações muito pequenas, onde as deformações são mais complexas e ocorrem por escalagem com a mobilidade das discordâncias não dependendo apenas da deformação aplicada, mas também dos valores de  $Z$ . Assim, menores taxas de recuperação favorece o acúmulo de discordâncias, aumentando a relação  $\sigma_d/\sigma_p$  e, conseqüentemente, exigindo maiores tensões para iniciar a recristalização dinâmica. Este comportamento se reflete no aspecto das curvas, cuja tensão de pico resulta de um balanço de encruamento e amaciamento dinâmico que diminui a taxa de encruamento por aumentar a taxa de aniquilação de discordâncias<sup>(8,13)</sup>. Assim um valor de  $r$  mais baixo com alto  $Z$  está associado às curvas com níveis de tensão de pico subestimados pelas equações constitutivas com deslocamento para a esquerda por modificar a capacidade das discordâncias de se moverem e reorganizarem. Por isso o parâmetro  $r$  depende do encruamento e dos obstáculos que se opõe ao movimento das discordâncias, como os precipitados que podem retardar a formação de novos grãos dificultando o amaciamento. Por outro lado, para valores de  $r$  alto com baixo  $Z$  tem-se a superestimação da tensão de pico, com exceção da condição de 1000 °C com taxa de deformação de 0,01 s<sup>-1</sup> que apresenta um valor de  $r$  fora de tendência.

## 5 CONCLUSÕES

- As curvas de escoamento plástico do aço ISO 5832-9 apresentam características de materiais que recristalizam dinamicamente, com níveis elevados de tensão ( $\sigma_d/\sigma_p = 0,94$ ), indicando que o início e o progresso da recristalização são retardados pela alta taxa de encruamento e recuperação dinâmica favorecida com a redução na temperatura e aumenta da taxa de deformação com deslocamento das curvas;
- Os dados experimentais para o aço ISO 5832-9 são ajustáveis pela função do seno hiperbólico com as constantes  $n$ ,  $\alpha$  e  $Q_{def}$ , determinadas satisfatoriamente cujos valores são: 4,5, 0,011 s<sup>-1</sup> e 561 kJ/mol. O método aplicado mostrou-se adequado e possibilitou a formulação de equações constitutivas a partir do parâmetro Zener-Hollomon ( $Z$ ) predizendo a cinética de recristalização;
- A análise das curvas de escoamento plástico por meio de relações constitutivas ( $h$ ,  $r$ ) evidenciam que os mecanismos de endurecimento atrasam a cinética de amaciamento principalmente nas condições de baixa taxa de deformação. Onde os parâmetros  $h$  e  $r$  refletem a competitividade do encruamento e recuperação dinâmica influenciando na forma do início das curvas, com dependência das condições de deformação (valores de  $Z$ ). Para altos valores de  $Z$  os mecanismos de difusão são menos influentes e a taxa de amaciamento tende a ser menor. Entretanto a baixo  $Z$  a recuperação dinâmica ocorre preferencialmente.

## Agradescimentos

Ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do IFMA.  
 E o apoio financeiro prestado pela Capes (Brasil).

## REFERÊNCIAS

- 1 NAVARRO, M.; MICHIARDI, A.; CASTAÑO, O.; e PLANELL, J.A. Biomaterials in Orthopaedics. *Journal of the Royal Society Interface*. v. 5, p. 1137-1158, 2008.
- 2 ORNHAGEN, C.; NILSSON, J. O.; VANNEVIK, H. Characterization of a nitrogen-rich austenitic stainless steel used for osteosynthesis devices. *Journal of Biomedical Materials Research*. v.31, p. 97-103, 1996.
- 3 MATAYA, M.C.; PERKINS, C.A.; THOMPSON, S.W. e MATLOCK, D.K. Flow Stress and Microstructural Evolution During Hot Working of Alloy 22Cr-13Ni-5Mn-0,3N Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 27A, 1251, 1996.
- 4 GIORDANI E.J.; JORGE JUNIOR, A.M.; BALANCIN. O. Evidence of strain-induced precipitation on a Nb and N-Bearing austenitic stainless steel biomaterial. *Mater. Sci. Forum*, v. 500-501, p. 179-186, 2005.
- 5 International Organization for Standardization (ISO) 5832-9; Implants for surgery – Metallic materials – Part 9: Wrought high nitrogen stainless steel. Switzerland, 4p, 1992.
- 6 LAASRAOUI, A.; JONAS, J.J. Prediction of temperature distribution, flow stress and microstructure during the multipass hot rolling of steel plate and strip. *ISIJ International*, v. 31, p. 95-105, 1991.
- 7 LAASRAOUI, A. e JONAS, J.J. Prediction of Steel Flow Stresses at high Temperatures and Strain Rates. *Materials Transactions*, v. 22a, p. 1545-1558, 1991.
- 8 JORGE JR. A.M. BALANCIN, O. Prediction of Steel Flow Stresses under Hot Working Conditions. *Materials research*, v. 8, No. 3, p. 309-315, 2005.
- 9 McQUEEN, H.J. RYAN, N.D. Constitutive analyze in hot working. *Materials Science and Engineering A* 322, p.43-63, 2002.
- 10 POLIAK, E.I. JONAS, J.J. A One-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization. *Acta mater.* v. 44, No. 1, p. 127-136, 1996.
- 11 SELLARS, C.M. McTEGART, W.J. Relation Between Strength and, Structure in Deformation at Elevated Temperatures. *Mem. Sci. Rev. Met.*, No. 9, p.731, 1966.
- 12 UVIRA, J.L. JONAS, J.J. Hot Compression of Armco Iron and Silicon Steel. *Transactions of the metallurgical society of aime*, v. 242, 1619. 1968.
- 13 HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon Press, Oxford, 1995.
- 14 WAHABI, M.E.; CABRERA, J.M. e PRADO, J.M. Hot working of two AISI 304 steels: a comparative study. *Materials Science and Engineering A* 343 116-125, 2003.
- 15 CABRERA, J.M.; AL OMAR, A.; JONAS, J.J. e PRADO, J.M. Modeling the Flow Behavior of a Medium Carbon Microalloyed Steel under Hot Working Conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 28A, 2233, 1997.
- 16 GIORDANI, E. J.; JORGE JR, A. M.; BALANCIN, O. Proportion of recovery and recrystallization during interpass times at high temperatures on a Nb- and N-bearing austenitic stainless steel biomaterial. *Scripta Materialia*, v.55, p. 743-746, 2006.
- 17 MEDINA, S.F. HERNANDEZ, C.A. The influence of chemical composition and peak strain of deformed austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta mater.* Vol. 44, No. 1, pp. 149-154, 1996.
- 18 ROUCOULES, C.; HODGSON. P.D.; YUE, S. e JONAS, J.J. Softening and Microstructural Change Following the Dynamic Recrystallization of Austenite. *Metallurgical and materials transactions A*, v.25A, p.389, 1994.