



COMPROMETIDA COM A PROMOÇÃO DO DESENVOLVIMENTO
DA ENGENHARIA E DAS CIÊNCIAS MECÂNICAS

VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA
VI NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING
18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba - Brasil
August 18 – 21, 2010 – Campina Grande – Paraíba – Brazil

INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE DEFORMAÇÃO NO TAMANHO DE GRÃO RECRISTALIZADO DINAMICAMENTE DO AÇO MÉDIO CARBONO 38MnSiVS5 MICROLIGADO AO VANÁDIO

Cutrim, R. M., rmcutrim@hotmail.com

Silva, E. S., edenshenco@yahoo.com.br

Balancin, O., balancin@power.ufscar.br

Universidade Federal de São Carlos. Rodovia Washington Luís, Km 235 – CEP 13 565-905, São Carlos – SP, Brasil

Resumo. Em processos de conformação como o forjamento a quente de componentes para a indústria automotiva, certas regiões da peça trabalhada estão sujeitas a grandes deformações e, como consequência, a recristalização dinâmica acontece nestes pontos. No presente trabalho, a influência das condições de deformação na evolução da microestrutura de um aço médio carbono microligado ao Vanádio (38MnSiVS5) sujeito a grandes deformações foi investigada por meio de ensaios de torção a quente. Foram realizados testes isotérmicos com taxa de deformação e temperatura variando de $0.1s^{-1}$ a $10s^{-1}$ e $800^{\circ}C$ a $1200^{\circ}C$, respectivamente. Após a deformação, as amostras foram resfriadas rapidamente com água, método que foi utilizado para medir o tamanho médio do grão austenítico. As curvas de escoamento plástico determinadas indicam que o material recristaliza durante a deformação e o tamanho médio do grão austenítico observado depende das condições de deformação. A influência das condições de deformação na evolução microestrutural é discutida.

Palavras chave: Recristalização dinâmica; Aço microligado.

1. INTRODUÇÃO

A recristalização altera significativamente as características do material que está sendo processado industrialmente. Uma microestrutura deformada com alta energia armazenada é substituída por uma microestrutura formada por grãos finos com menor densidade de discordâncias durante a recristalização. Esse processo de formação de novos grãos ocorre usualmente para deformações maiores que as impostas nominalmente em cada deformação dos processos industriais. Todavia, na conformação de componentes com geometrias complexas como no forjamento a quente de virabrequins e outras peças para a indústria automobilística, algumas regiões são submetidas a grandes deformações devido às heterogeneidades de deformação. Assim, enquanto algumas regiões só amaciam por recristalização no intervalo entre deformações, as regiões severamente deformadas são recristalizadas durante a deformação.

É bem conhecido que, durante a deformação em altas temperaturas, após certa quantidade de encruamento, materiais com alta energia de falha de empilhamento amaciam intensamente por recuperação dinâmica, enquanto que materiais com baixa ou moderada energia de falha de empilhamento amaciam por recristalização dinâmica. Quando aços carbono são deformados com temperatura e taxa de deformação constante, na região austenítica, a tensão de escoamento plástico aumenta com a deformação até alcançar um máximo e decresce a seguir até alcançar um estado estacionário. Nesses materiais, a densidade de discordâncias aumenta até que uma condição crítica (tensão crítica em σ_c e deformação crítica ϵ_c) seja alcançada e novos grãos sejam nucleados e cresçam espontaneamente durante a deformação. A eliminação rápida de discordâncias pelo crescimento de novos grãos leva ao pico (σ_p, ϵ_p) e a um rápido amaciamento de tensões. Este é seguido por um regime estacionário (σ_s, ϵ_s) no qual uma microestrutura constante é mantida com a combinação de encruamento e recuperação e recristalização dinâmicas. A tensão σ é dada em MPa enquanto que a deformação ϵ é adimensional.

Tanto o nível de tensão necessário para deformar o material quanto o tamanho dos grãos recristalizados dependem das condições de deformação, ou seja, da temperatura e taxa de deformação impostas. O tamanho médio ($D\gamma$) dos grãos recristalizados, dado em μm , tem sido relacionado com a tensão de estado estacionário através de uma equação do tipo: $\sigma_s D\gamma^m = K$, onde m e K são constantes. Também, uma relação da forma: $Z D\gamma^n = K$ tem sido proposta, onde Z é a temperatura compensada pela taxa de deformação (Derby, 1991), também chamada de parâmetro de Zener e Hollomon. Embora a forma das equações que relacionam o tamanho de grão recristalizado, a tensão de estado estacionário e as condições de deformação sejam universais, é necessário conhecer o valor dos parâmetros dessas equações para cada material. O conhecimento do comportamento do material durante a deformação e no intervalo entre deformações é fundamental para o controle da evolução microestrutural durante o processamento industrial.

2. MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O material utilizado neste trabalho foi um aço comercial médio carbono microligado ao Vanádio - 38MnSiVS5 - usado na fabricação de peças automotivas como bielas e virabrequins, cuja composição química é dada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço ensaiado (pp%).

C	Si	Mn	S	V	Al	N	Cu	Ti
0,38	0,62	1,35	0,055	0,11	0,025	0,013	Max	0,01

Uma máquina de torção a quente computadorizada foi utilizada para a realização dos ensaios mecânicos. As amostras, tendo 12 mm de comprimento e 8 mm de diâmetro medidas na sua região central, foram aquecidas por meio de um forno com radiação infravermelha montado diretamente na máquina de ensaio. A leitura da temperatura durante os ensaios foi realizada por meio de um termopar Cromel-Alumel. Para proteção contra a oxidação, as amostras foram envolvidas por um tubo de quartzo a uma atmosfera de gás argônio balanceada com 2% de hidrogênio. Os dados foram coletados por meio de um programa de computador que impõe os parâmetros de ensaio como temperatura, deformação e taxa de deformação.

Ensaio isotérmicos contínuos foram realizados para determinar as curvas de escoamento plástico em diferentes temperaturas e taxas de deformação. As amostras foram aquecidas da temperatura ambiente até a temperatura de encharque (solubilização) de 1200 °C e permaneceram nesta temperatura por 5 min, resfriadas até a temperatura de ensaio com taxa de 2 °C/s, permanecendo por 1 min, e finalmente foram deformadas isotermicamente até $\epsilon = 4.0$. Estes ensaios foram realizados em uma faixa de temperatura de 900 a 1200 °C, e com taxas de deformação equivalente de 0.01, 0.1, 1 e 10 s^{-1} . Após a deformação, as amostras foram resfriadas rapidamente em água para que pudesse ser medido o tamanho médio do grão austenítico, que é o tamanho de grão medido no estado estacionário. Este tamanho de grão é denominado austenítico devido ao fato do resfriamento rápido ocorrer na fase austenítica.

As secções polidas das amostras foram analisadas opticamente após ataque químico em solução aquosa de ácido pícrico com algumas gotas de sabão neutro a aproximadamente 80–100°C para a determinação do tamanho de grão austenítico. O tamanho de grão foi medido de acordo com a norma ASTM E 112 através do diâmetro de “Ferret”, que é definido como o diâmetro de um objeto circular fictício que possui a mesma área do objeto medido.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Algumas curvas de escoamento plástico determinadas em amostras do aço 38MnSiVS5 são mostradas na Figura 1. Essas amostras possuíam, quando reaquentadas a 1200°C, tamanho médio dos grãos austeníticos (D_0) próximo a 100 μm (Sousa, 1996). É possível observar que durante a deformação em altas temperaturas o escoamento plástico aumenta para um máximo e após isto, a tensão de pico decresce para um estado estacionário; o material amacia por recristalização dinâmica.

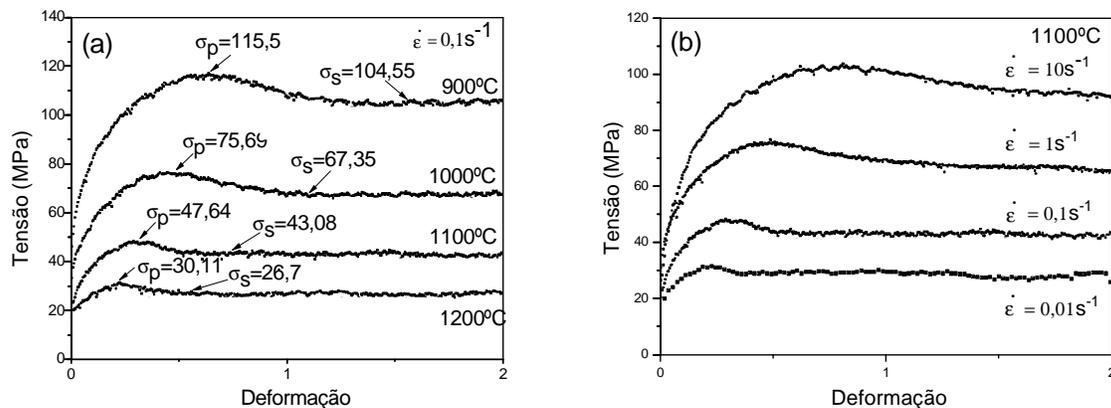


Figura 1. Curvas de escoamento plástico determinadas através de ensaios de torção a quente com taxa de deformação de (a) 0,1 s^{-1} e em (b) 1100°C.

O efeito das condições de deformação (temperatura e taxa de deformação) na tensão de estado estacionário (σ_S) é significativo em todas as condições de ensaios. O valor de σ_S é maior em baixas temperaturas e em altas taxas de deformação. Isto ocorre porque baixas taxas e altas temperaturas oferecem um longo tempo para acumulo de energia e alta mobilidade de contornos para a nucleação e crescimento de grãos recristalizados dinamicamente e aniquilação de discordâncias. Devido a um aumento pronunciado na densidade de discordâncias à medida que se eleva a taxa de deformação, há um aumento em σ_S .

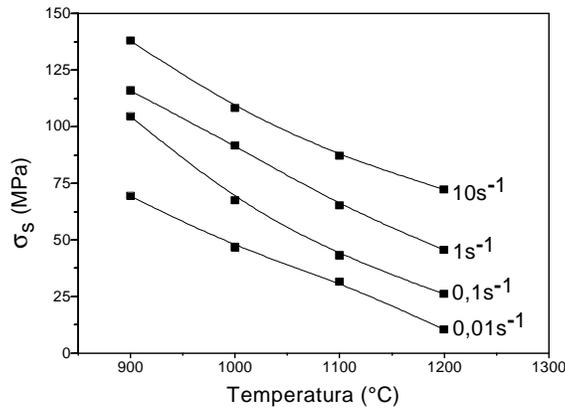


Figura 2. Influência da temperatura na tensão de estado estacionário.

A literatura mostra que a relação entre a tensão de pico e as condições de deformação pode ser descrita através da equação proposta por Sellars e Tegart (1966):

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{def}}{R \cdot T}\right) = A \left[\sinh(\alpha \cdot \sigma_P)^n \right] \quad (1)$$

onde $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação, σ_P (MPa) é a tensão de pico, Q_{def} (kJ/mol) é a energia de ativação aparente para a deformação a quente, A , α , n e R são constantes independentes da temperatura e Z é o parâmetro proposto por Zener e Hollomon (1944), ou seja, a temperatura compensada pela taxa de deformação. Os parâmetros α (MPa⁻¹) e n são determinados usando o método proposto por Uvira e Jonas (1968) e estão de bom acordo com os valores encontrados por Cho et al (2001), Siciliano e Jonas (2000) e Stewart e Jonas (2004). A energia de ativação Q_{def} é dependente da natureza do material e é calculada determinando:

$$Q_{def} = R \cdot n \left(\frac{\partial \ln \sinh(\alpha \cdot \sigma_P)}{\partial \ln(1/T)} \right)_{\dot{\epsilon}} \quad (2)$$

Para o aço 38MnSiVS5, a energia de ativação aparente para o trabalho a quente que foi determinada é igual a 328kJ/mol. Utilizando o valor da energia de ativação calculado e os valores dos demais parâmetros da Equação 1, foi construído o gráfico mostrado na Figura 3, que representa a dependência da tensão de estado estacionário com o parâmetro Z . A tensão de estado estacionário é maior para temperaturas mais baixas e taxas de deformação mais elevadas o que implica em um maior Z , uma vez que para estas condições, o tamanho de grão recristalizado é menor do que para maiores temperaturas e taxas mais baixas. A relação entre σ_S e o parâmetro Z observado na Figura 3 pode ser expressa através da equação:

$$Z = 5,06 \cdot \sigma_S^{6,59} \quad (3)$$

Pode-se notar que a relação se ajusta bem aos dados obtidos experimentalmente, embora um desvio significativo é observado em dois pontos (experimentos realizados a 1200°C com taxa de deformação igual 0,01 s⁻¹ e 900°C com taxa de 10s⁻¹). Esse desvio pode ser associado a ensaios realizados em condições críticas (elevadas temperatura com baixas

taxas e baixas temperaturas com taxas elevadas). O valor de 6,59 do expoente de σ_s obtido para esta relação está de acordo com valores aceitáveis, segundo observados na literatura por Poliak e Jonas (2004) utilizando um aço baixo carbono C-Mn e Hotta *et al* (2005) utilizando um aço austenítico com 9% Ni. Este expoente reflete a sensibilidade da tensão de escoamento plástico às condições de processamento ($T, \dot{\epsilon}, \epsilon$). Em geral, o valor do expoente para a recristalização dinâmica de metais e ligas é maior que 5 (Ohtakara, 1972). Observa-se que a tensão de estado estacionário é elevada com o valor de Z conduzindo a um refinamento de grão pronunciado nestas condições. Este aumento da tensão de estado estacionário (σ_s) com a elevação de Z indica que a recristalização reduz agressivamente a densidade de discordância a alta taxa de deformação sendo menor o valor do tamanho de grão de grão recristalizado, produzindo assim uma estrutura de grãos heterogêneos compreendidos de grãos recristalizados dinamicamente muito finos e grãos grosseiros não recristalizados alcançados pelos mecanismos de nucleação e crescimento.

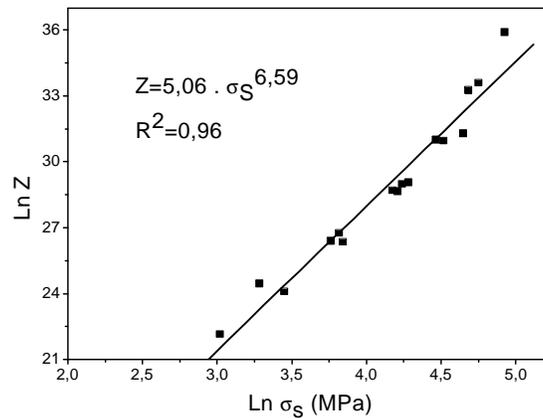


Figura 3. Dependência da tensão de estado estacionário com as condições de deformação.

A Figura 4 mostra um conjunto de micrografias representando a evolução microestrutural encontrada em ensaios realizados com temperaturas e taxas de deformação variadas. Em ensaios realizados a 900°C e taxa de $1s^{-1}$, a microestrutura consiste de uma matriz austenítica de grãos equiaxiais com $D\gamma$ igual a $8,62 \pm 3,28\mu m$. Considerando um tamanho de grão inicial médio, para o aço em estudo, de aproximadamente $100\mu m$ (Souza, 1996), os ensaios realizados a 1100°C e taxa de $1s^{-1}$ reduziram seus grãos para um valor médio de $19,83 \pm 6,68\mu m$. O desvio padrão aparentemente elevado deve-se à presença de uma grande variação no tamanho dos grãos, uma vez que olhando para a Fig. 4(d), observa-se que existem grãos muito pequenos ($6,76\mu m$), assim como grãos grandes ($42,66\mu m$).

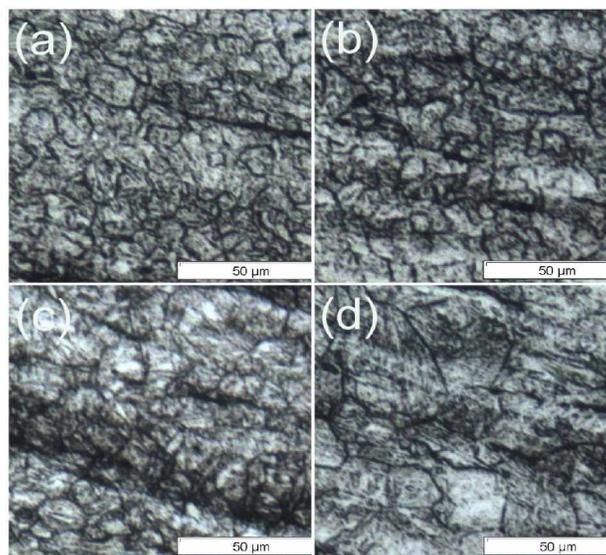


Figura 4. Microestrutura mostrando os grãos austeníticos obtidos através de ensaios com as seguintes condições de processamento: (a) 900°C e $1s^{-1}$; (b) 900°C e $0,1s^{-1}$; (c) 1000°C e $1s^{-1}$; (d) 1100°C e $1s^{-1}$

Levando-se em consideração que para os ensaios realizados a $900^{\circ}\text{C}/0,1 \text{ s}^{-1}$ e $1000^{\circ}\text{C}/1 \text{ s}^{-1}$ o tamanho médio dos grãos medidos foram $9,9 \pm 3,7 \mu\text{m}$ e $14,8 \pm 5,5 \mu\text{m}$, respectivamente, quando comparados ao tamanho de grão inicial fica notório o quando os grãos foram reduzidos.

A influência da temperatura e da taxa de deformação com relação ao tamanho de grão recristalizado dinamicamente pode ser observada nas Figuras 5 e 6. Com o aumento da temperatura há um aumento considerável no tamanho de grão, o que pode ser explicado pela maior difusividade apresentada em temperaturas mais altas. Este fato pode ser confirmado comparando-se as microestruturas mostradas nas Figuras 4(a), 4(c) e 4(d). Quando se eleva a taxa de deformação há uma diminuição no tamanho de grão recristalizado, fato que também pode ser confirmado comparando-se as Figuras 4(a) e 4(b), uma vez que para as condições de ensaio de $900^{\circ}\text{C}/1 \text{ s}^{-1}$, $D\gamma$ é igual a $8,62 \pm 3,28 \mu\text{m}$ e $900^{\circ}\text{C}/0,1 \text{ s}^{-1}$, $D\gamma$ é igual a $9,9 \pm 3,7 \mu\text{m}$. Isso pode está associado a um aumento na densidade de discordâncias, aumentando, com isso, o encruamento (Sellars, 1980).

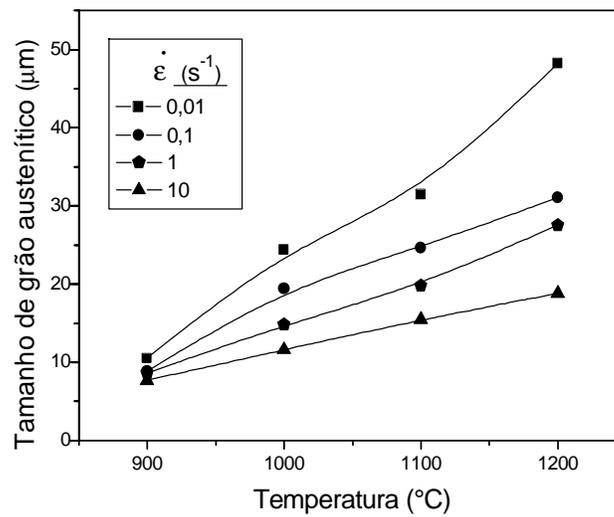


Figura 5. Influência da temperatura no tamanho de grão austenítico observado no estado estacionário.

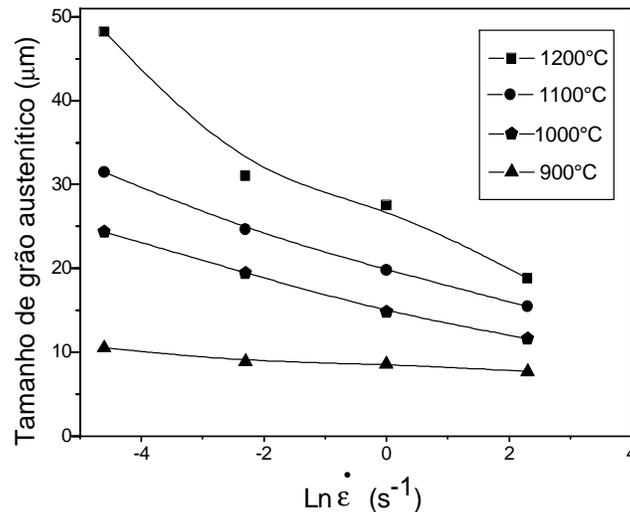


Figura 6. Influência da taxa de deformação no tamanho de grão austenítico observado no estado estacionário.

A variação do tamanho de grão austenítico em função da tensão equivalente de estado estacionário é observada na Figura 7. Quanto maior σ_s menor é o valor de $D\gamma$, uma vez que maiores valores de σ_s são observados em altas taxas e baixas temperaturas de deformação. Estudos anteriores sobre recristalização dinâmica mostram que o tamanho médio dos grãos no regime de estado estacionário, normalmente chamado de tamanho de grão recristalizado dinamicamente, não muda com o aumento da deformação e supõe-se que seja constante (Luton and Sellars, 1969; Sandstrom and Lagneborg, 1975; Stuwe and Ortner, 1974). O tamanho médio ($D\gamma$) dos grãos recristalizados tem sido relacionado com a tensão de estado estacionário através de uma equação do tipo: $\sigma_s D^m = K$ (Derby, 1990), onde m e K são constantes do material e podem ser determinadas usando análises de regressão. Os resultados indicam que a relação existente para estes parâmetros é da seguinte forma:

$$\sigma_s = 1,04 \times 10^3 \cdot D\gamma^{-0,98} \quad (4)$$

Em estudo recente, Liqiang et al.(2008) obtiveram m igual a 0,724 utilizando um aço microligado Nb-Ti. O valor de m igual a 0,98 encontrado para a relação à cima está de bom acordo com a faixa de valores recomendado pela literatura ($0,4 < m < 1,0$) (Derby, 1990)

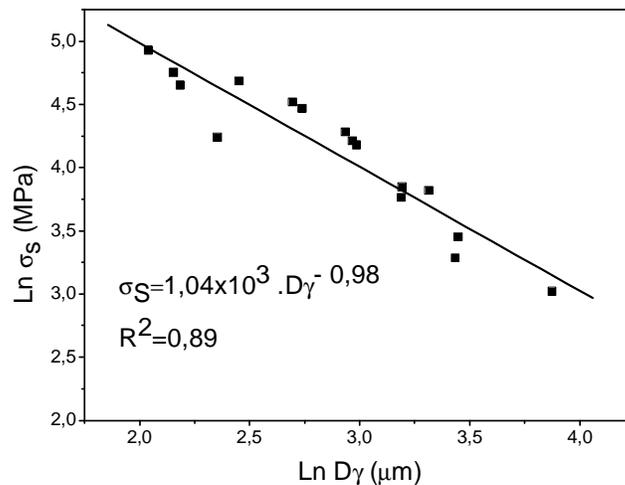


Figura 7. Variação do tamanho do grão austenítico com a tensão de estado estacionário.

Foi sugerido (Sah, 1974) que o crescimento dos grãos recristalizados dinamicamente é limitado pelo encruamento dentro dos mesmos, que é maior em baixas temperaturas e altas taxas de deformação, ou seja, altos valores de Z . Então, a microestrutura das amostras deformadas sob altos valores de Z são menores do que as das amostras deformadas sob baixos valores de Z . O tamanho de grão recristalizado dinamicamente ($D\gamma$) é frequentemente dado como uma função da lei de potência do parâmetro de Zener-Hollomon ($D\gamma = B \cdot Z^k$). O seguinte trabalho alcançou tamanho de grão segundo esta relação, como pode ser visto na Figura 8. Existe uma boa relação entre os dados encontrados neste trabalho e valores obtidos por outros autores (Ryan, 1990 and Salvatori, 2002) para diferentes faixas de tamanho de grão e deformação ($0,12 < k < 0,3$). A seguinte relação foi obtida:

$$D\gamma = 8,26 \times 10^2 \cdot Z^{-0,134} \quad (5)$$

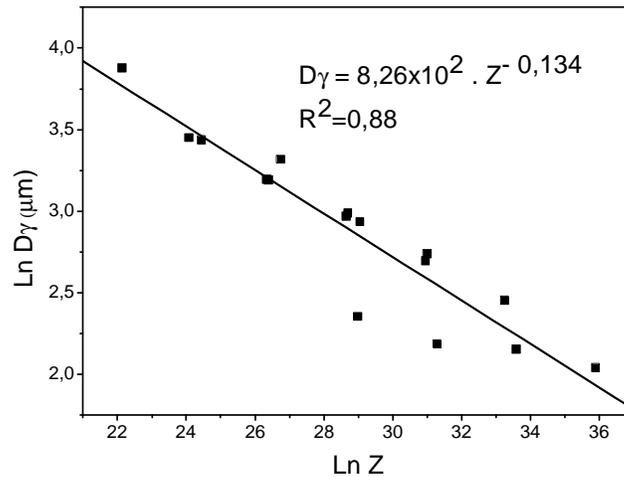


Figura 8. Dependência do tamanho de grão médio, no estado estacionário, com as condições de deformação.

Para se investigar a consistência dos dados obtidos neste trabalho, faremos um exercício. O tamanho de grão medido após a deformação, no experimento conduzido a 900°C e taxa de deformação de 0,01s⁻¹, foi 10,5 μm. Aplicando as Equações (3), (4) e (5) nestes dados, um tamanho de grão igual a 11,04 μm é obtido, o qual representa um erro de aproximadamente 5,1%, que é um valor consideravelmente aceitável, o que nos leva a concluir que os resultados encontrados estão bem ajustados às relações encontradas. A relação do parâmetro de Zener-Hollomon (Z) e a microestrutura recristalizada é muito complexa. O tamanho de grão recristalizado, D_γ, pode ser idêntico para um dado valor de Z em diferentes combinações de temperatura e taxa de deformação, mas a percentagem de recristalização dinâmica não é somente relacionada como função do parâmetro Z, mas também é influenciada pela taxa de nucleação e pela microestrutura inicial.

4. CONCLUSÕES

- As curvas de escoamento plástico medidas das amostras do aço 38MnSiVS5 tem um formato típico de materiais que amaciam por recristalização dinâmica. A energia de ativação aparente calculada foi 328kJ/mol.
- A dependência da tensão de estado estacionário com a temperatura e a taxa de deformação é descrita pela relação $Z = 5,06 \cdot \sigma_S^{6,59}$.
- O tamanho de grão médio é relacionado com a tensão de estado estacionário pela equação $\sigma_S = A \cdot D_\gamma^m = 1,04 \times 10^3 D_\gamma^{-0,98}$.
- A equação que relaciona o tamanho de grão recristalizado dinamicamente com a parâmetro Z é $D_\gamma = 8,26 \times 10^2 \cdot Z^{-0,134}$.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio financeiro do CNPq.

6. REFERÊNCIAS

- Cho S. H., Kang K. B., Jonas J. J., 2001, "The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb microalloyed Steel", ISIJ Int., Vol. 41, No. 1, pp. 63-69.
- Derby B., 1991, "The Dependence of Grain Size on Stress During Dynamic Recrystallization", Acta metall. Vol.39, No. 5, pp. 955-962.

- Hotta S., Murakami T., Narushima T., Igushi Y., Ouchi C., 2005, "Effects of Dynamic Recrystallization on γ Grain Refinement and Improvement of Micro Segregation of As Cast Austenite in 9% Ni Steel", ISIJ Int., Vol. 45, pp. 338-346.
- Liqiang M., Zhenyu L., Sihai J., Xiangqian Y., Di W., 2008, "Dynamic Recrystallization Behaviour of Nb-Ti Microalloyed Steels", Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., Vol. 23, pp. 551-557.
- Luton M.J., Sellars C.M., 1969, Dynamic recrystallization in nickel and nickel-iron alloys during high temperature deformation. Acta Metall., Vol. 17, pp. 1033-1043.
- Ohtakara Y., Nakamura T., Sakui S., 1972, Trans. Iron Steel Inst. Jpn., Vol. 12, pp. 207.
- Poliak E. I., Jonas J. J., 2004, "Prediction of Interpass Softening from the Strain Hardening Rate Prior to Unloading", ISIJ Int., Vol.44, pp. 1874-1881.
- Ryan N.D., McQueen H.J., 1990. Comparison of dynamic softening in 301, 304, 316 and 317 stainless steels *High temperature technology*, 8 (3), pp. 185-200.
- Sah J.P., Richardson C.J., Sellars C.M., 1974. Grain-size effects during dynamic recrystallization of nickel. Met. Sci., Vol. 8, pp. 325-331.
- Salvatori I., Inoue T., Nagai K., 2002. Ultrafine grain structure through dynamic recrystallization for type 304 stainless steel. ISIJ Int., Vol. 42, pp. 744-750.
- Sandström R., Lagneborg R., 1975. A model for hot working occurring by recrystallization. Acta Metall., Vol. 23, pp. 387.
- Sellars C.M., Davies J., 1980, "Hot rolling and forming processes", The Metals Society London, pp.3.
- Sellars C.M., Tegart W.J., 1966, Mem. Sci. Rev. Metall., Vol. 63, pp. 731-740.
- Siciliano F., Jonas J. J., 2000, "Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels", Metall. Trans. A, Vol. 31A, No. 2, pp. 511-530.
- Souza, R.C., Tese de Doutorado. Estudo dos Efeitos dos Parâmetros de Processamento na Temperatura de Não Recristalização, Tnr, de um Aço Médio Carbono Microligado ao Vanádio. Universidade Federal de São Carlos, 1996.
- Stewart G. R., Jonas J. J., 2004, "Kinetics and Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization in 304 Stainless Steel", ISIJ Int, Vol. 44, No. 1, pp. 1581-1589.
- Stüwe H.P., Ortner B., 1974. Recrystallization in Hot Working and Creep. Metal Sci., Vol. 13, pp. 161-167(7)
- Uvira J. L., Jonas J. J., 1968, "Hot Compression of Armco Iron and Silicon Steel", Trans. Metall. Soc. AIME, Vol. 242, No. 8, pp. 1619-1626.
- Wang B.X., Liu X.H., Wang G.D., 2005, "Dynamic recrystallization behavior and microstructural evolution in a Mn-Cr gear steel", Materials Science and Engineering, A 393, pp. 102-108
- Wang' J., Chen J., Zhao Z., Ruan X.Y., 2006, "Modeling of Microstructural Evolution in Microalloyed Steel During Hot Forging Process", Acts Metall. Sin. (Engl. Lett.), Vol. 19 No.4, pp. 279-286.
- Zener C., Hollomon J.H., 1944. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. Journal Applies Phisics, Vol.15, pp. 22-32.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído neste trabalho.

INFLUENCE OF DEFORMATION CONDITIONS ON THE DYNAMICALLY RECRYSTALLIZED GRAIN SIZE OF THE MEDIUM CARBON VANADIUM MICROALLOYED STEEL 38MnSiV5S

Cutrim, R. M., rmcutrim@hotmail.com

Silva, E. S., edenshenco@yahoo.com.br

Balancin, O., balancin@ufscar.br

Universidade Federal de São Carlos. Rodovia Washington Luís, Km 235 – CEP 13 565-905, São Carlos – SP, Brazil

Abstract. In forming processes such as hot forging of components for automotive industry, certain regions of the worked pieces are subjected to large straining and, as a consequence, dynamic recrystallization takes place in these points. In this work, the role of forging conditions on the microstructure evolution of a medium carbon vanadium microalloyed steel (38MnSiV5S) subjected to large straining was investigated by means of hot torsion tests. Isothermal tests were carried out over the strain rate and temperature ranges $0.1s^{-1}$ to $10s^{-1}$ and $900^{\circ}C$ to $1200^{\circ}C$. The samples were quenched immediately after deformation and the average austenitic grains size were measured in order to analyze the dynamic recrystallized (DRX) microstructure. The flow stress curves determined indicated that this steel recrystallized during straining and the average austenitic grains size observed depends on the straining conditions. The influence of deformation conditions in the microstructural evolution is discussed.

Keywords: Dynamic recrystallization; Microalloyed steel.