

MODELAGEM DAS CURVAS DE FLUXO EM AÇOS ARBL E LIVRE DE INTERSTICIAIS NA AUSTENITA

José Rubens Gonçalves Carneiro

Pontífice Universidade Católica de Minas Gerais, joserub@pucminas.com.br

Jefferson José Vilela

Comissão Nacional de Energia Nuclear - CDTN, jiv@cdtn.br

Ronaldo A. N. M. Barbosa

Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG, rbarbosa@demet.ufmg.br

Guilherme Mariz de Barra

Pontífice Universidade Católica de Minas Gerais, guiga@pucminas.com.br

RESUMO

As curvas tensão-deformação de 8 aços com composição química adequada para o estudo da influência do C, Nb, Nb-B e Ti foram determinadas através do ensaio de torção, em taxas de deformação de 0,1, 1, 3 e 10 s⁻¹ e temperaturas de 1050, 1000, 950, 900 e 850 °C, com a finalidade de modelamento matemático dessas curvas. Todos os aços estudados apresentaram um pico com decrescente queda da tensão, o que indica recristalização dinâmica. E a energia aparente para a deformação e tensão máxima foram modeladas em função da composição química. Mas, uma metodologia precisa para obtenção da tensão de escoamento e deformação crítica ainda não foi desenvolvida.

A curva de fluxo pode ser dividida em três regiões: encruamento, recuperação e recristalização dinâmica. A interação entre os processos de encruamento, recuperação e recristalização dinâmicas com a precipitação dinâmica depende da composição química da liga e das condições de deformação. Uma relação entre os parâmetros os parâmetros B_H , C' , m_H , B' , k' , m' , ϵ_c e ϵ_p com Z/A apresentou um desvio padrão elevado e grandes erros de ajuste entre o modelo e os dados experimentais. Esses parâmetros são dependentes das condições de deformação e da composição química da austenita. A comparação do erro relativo da curva de fluxo modelada e experimental para a liga 5 foi de 4,73% desvio 3,14.

Palavras chaves: deformação a quente, curva de fluxo, aço LI e ARBL.

1. INTRODUÇÃO

Os aços livre de intersticiais têm sido desenvolvidos para melhorar a qualidade de estampagem profunda (Hulka, 1991; Butterworth, 1982). Para produzir uma matriz livre de intersticial, o carbono e o nitrogênio combinam com Ti, Nb e Al formando carbonitretos. A microestrutura desse material, também, é dependente do esquema de passe na laminação. Os parâmetros de laminação podem ser classificados como de processo (deformação, velocidade de deformação e temperatura) ou do material (tamanho de grão, fração amaciada ou endurecimento entre passes). A carga de laminação, talvez, seja o parâmetro mais fácil de medir. O primeiro passo para a modelagem de carga é simular as curvas de fluxo do material em condições ideais (Anderson et al., 1996; Rao et al. 1992, Baragar 1987; Sellars, 1985; Medina, 1996). Esses modelos são apresentados nas Eq. (1) e (2), onde a tensão é função da deformação, velocidade de deformação e temperatura.

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (1)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (\text{Zener, 1944}) \quad (2)$$

Q_{def} é a energia de ativação aparente para a deformação a quente, R é constante universal dos gases e T é a temperatura absoluta. Sellars (1966) propôs a seguinte expressão para temperatura, deformação e velocidade de deformação.

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) = A \sinh(\alpha \sigma_p)^n \quad (3)$$

Onde: σ_p é a tensão de pico.

A energia de ativação aparente para deformação a quente é função do parâmetro Z. Quando o aço é deformado na austenita pode surgir endurecimento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. Hernandez et al. (1996) desenvolveram um modelo para prever a curva de fluxo inteira aços baixo carbono e ARBL (alta resistência e baixa liga) na temperatura de 900 a 1100°C e velocidade de deformação de 0,54 a 5,224 s⁻¹, através de relações entre o parâmetro de Zener-Hollomon, tensão de pico, deformação de pico e composição química. Neste trabalho, as curvas de fluxo dos aços LI e microligados (Ti, Ti-Nb e Ti-Nb-B) obtidas a través de ensaio de torção foram modeladas para grandes deformações como função da deformação, temperatura, velocidade de deformação e composição química.

2. METODOLOGIA

As composições químicas de oito ligas são apresentadas na Tabela 1. Os lingotes das ligas pesando 45 kg foram fundidos em um forno a vácuo e depois, aquecidos a 1180°C durante 3 horas. Em seguida, eles foram forjados em tarugos com seção transversal de 30 x 70 mm². As amostras foram usinadas com o eixo longitudinal paralelo a direção de laminação. Os ensaios de torção foram realizados na máquina servo-hidráulica MTS 880-14 equipada com um forno radiante e uma interface de aquisição de dados. As amostras foram aquecidas a 1200°C, durante 15 minutos. Em seguida, elas foram resfriadas até a temperatura de teste (1100, 1050, 1000, 950, 900 ou 850°C), numa taxa de 1°C/s. Depois, foram testadas nas velocidades de deformação de 0,1, 1, 3 e 10 s⁻¹.

TABELA 1 – Composição Química das ligas estudadas neste trabalho, % massa.

Liga	C (ppm)	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	N ₂ (ppm)	B (ppm)
1	24	1,70	0,17	0,006	0,002	0,021	0,014	0,110	9	-
2	28	0,15	0,01	0,013	0,009	0,058	0,083	-	38	-
3	89	0,13	0,01	0,008	0,010	0,058	-	-	22	-
4	270	1,70	0,16	0,009	0,003	0,016	0,015	0,048	10	-
5	260	1,70	0,16	0,006	0,003	0,026	0,016	0,110	10	-
6	250	1,66	0,16	0,007	0,003	0,026	0,014	0,110	10	23
7	270	1,69	0,17	0,006	0,002	0,026	0,017	-	9	-
8	4800	0,90	0,21	0,023	0,011	0,012	0,002	0,003	65	-

Os dados foram convertidos em tensão de cisalhamento através da Eq. 4 e deformação angular.

$$\tau = \frac{M[3 + m + n]}{2\pi r^3} \quad (4)$$

Os valores m e n foram considerados constantes igual 0,17 e 0,13 respectivamente. Neste procedimento as incertezas na tensão são $\pm 5\%$ (Roucoules, 1992).

3. DISCUSSÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS

As variações do diâmetro e do comprimento dos corpos-de-prova foram consideradas linear. A tensão e a deformação foram corrigidas usando um método devolvido por Vilela (1999). Durante a deformação, grande parte da energia é transformada em energia térmica. Neste trabalho, a correção da temperatura devido ao aquecimento adiabático foi realizada usando o método desenvolvido por Almeida (1996).

A tensão de fluxo é função da deformação, temperatura e velocidade de deformação. O limite de escoamento pode ser calculado através da solução da equação diferencial para o estágio II da curva de encruamento em função da tensão (Cahn, 1957), cuja a solução é:

$$\sigma = \theta_2 (\varepsilon - \varepsilon^*) \quad (5)$$

θ_2 é a derivada primeira da tensão em relação a deformação. No segundo estágio de encruamento, θ_2 é obtido através da seguinte expressão:

$$\theta_2 = \left(\frac{\alpha\mu}{2\pi} \right) \left(\frac{bn^*}{3\Lambda_a} \right)^{0,5} \quad (6)$$

Λ_a é uma constante igual a 0,0004 cm, e ε^* é uma constante cujo o valor similar a deformação para o início do estágio II, $n^* = 25$ e μ é o modulo de cisalhamento.

Na Fig. (1), os resultados do encruamento teórico θ_2 para liga 5 em função da temperatura e em diferentes velocidade de deformação são apresentadas. Os valores de θ_2 foram 143,05, 170,16 e 195,44 MPa para 1050, 950 e 850°C respectivamente e velocidade de deformação 0,1s⁻¹.

Todas as curvas apresentaram decréscimo no encruamento entre limite de escoamento e a deformação de pico. Este comportamento ocorre, quando os materiais sofrem recuperação dinâmica. Na Fig. (2), mostra-se que o limite de escoamento medido é similar ao obtido pelo encruamento teórico (Cahn, 1957). No terceiro estágio, o encruamento reduziu com a tensão e a velocidade de deformação, mas aumentou com a temperatura. A equação que foi desenvolvida por Cahn (1957) para θ_2 pode ser usada no segundo estágio da curva de fluxo para baixas temperaturas. O limite de escoamento pode ser calculado usando as Eq. (5) e Eq (6).

Ryan et al (1989) dividiram a curva de θ x σ em três segmentos lineares, onde segmento inferior define a tensão crítica para a recristalização dinâmica (σ_{ss}^*) (Fig. (3)). Após a tensão crítica, o declínio de θ aumenta de intensidade devido a recristalização dinâmica até a tensão de pico, onde $\theta = 0$. σ_{ss}^* foi obtido através da extrapolação do segmento linear até $\theta = 0$, no estágio II (Perdrix, 1982) (Fig. (4)). Esta é uma metodologia gráfica e não muito confiável. Outro método foi proposto por Poliak et al (1996), onde a recristalização dinâmica surge no ponto de inflexão da curva θ x σ ou $\ln(\theta)$ x ε . Os autores dizem que este método dispensa a extrapolação. Neste trabalho, a curva $\ln(\theta)$ x ε apresentou oscilações que dificultaram obter ε_c . A curva $\ln(\theta)$ x ε foi amaciada usando a média móvel com sete pontos. Uma regressão linear foi feita na curva $\ln(\theta)$ x ε , entre a deformação no fim do estágio 2 e a mudança de concavidade (Fig. (5)). O termo independente e o coeficiente angular dessa reta constituem, respectivamente, os valores b_{ss} e a_{ss} na curva de recuperação (Eq. 7).

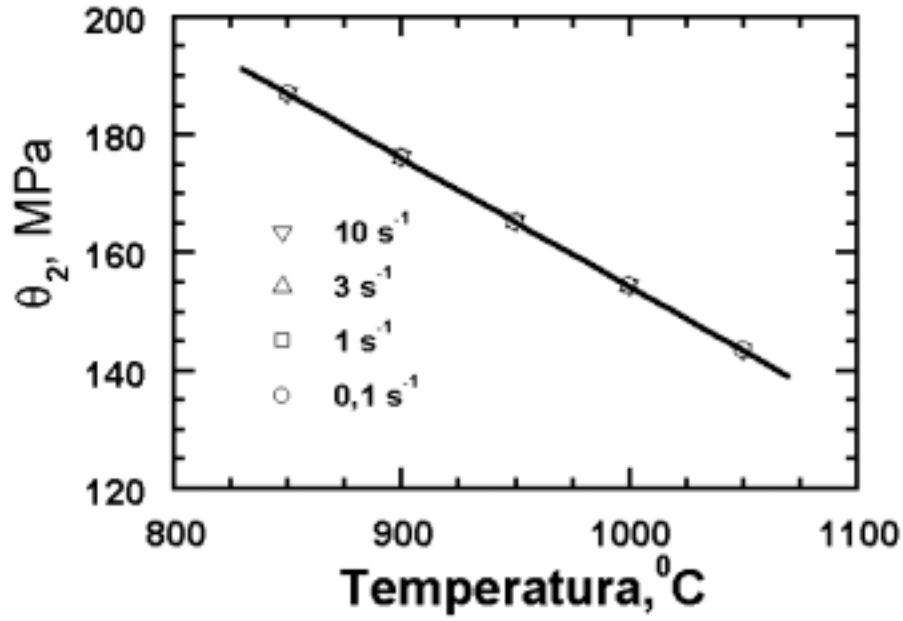


Figura 1 Os valores de θ_2 em diferentes velocidades de deformação, em função da temperatura, para a liga 5.

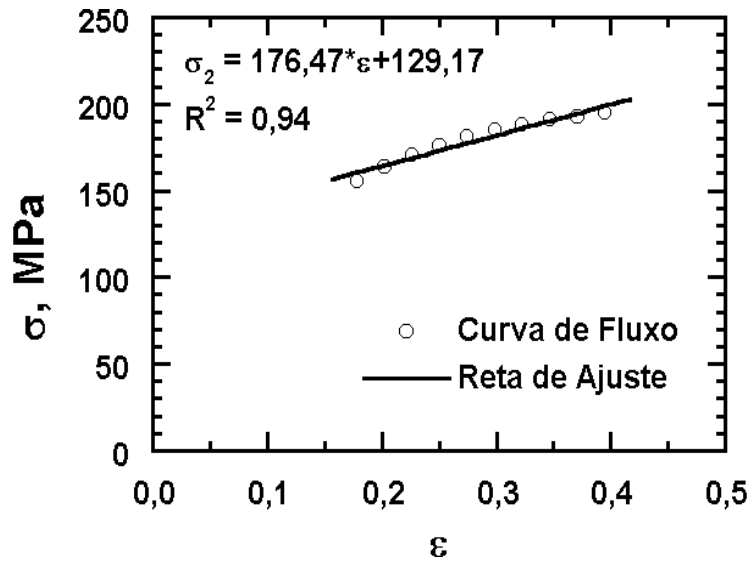


Figura 2 Método para calcular o tensão de escoamento para a liga 5, velocidade de deformação 10 s^{-1} e temperatura 900°C .

$$\sigma_{\text{recuperação}} = \frac{\exp(-a_{ss}\epsilon + b_{ss})}{-a_{ss}} + c_{ss} \quad (7)$$

A deformação de pico, a tensão de pico, a deformação crítica, a tensão crítica, a tensão estacionária para a recuperação dinâmica e a tensão estacionária para a recristalização dinâmica são função do parâmetro Z/A para todas as ligas. A Eq. (8) foi proposta por Hernandez et al (1996). A tensão de escoamento não foi considerada por causa da incerteza da medição experimental.

$$\sigma_e = B_H [1 - \exp(-C'\epsilon)]^{m_H} \quad \epsilon \leq \epsilon_c \quad (8)$$

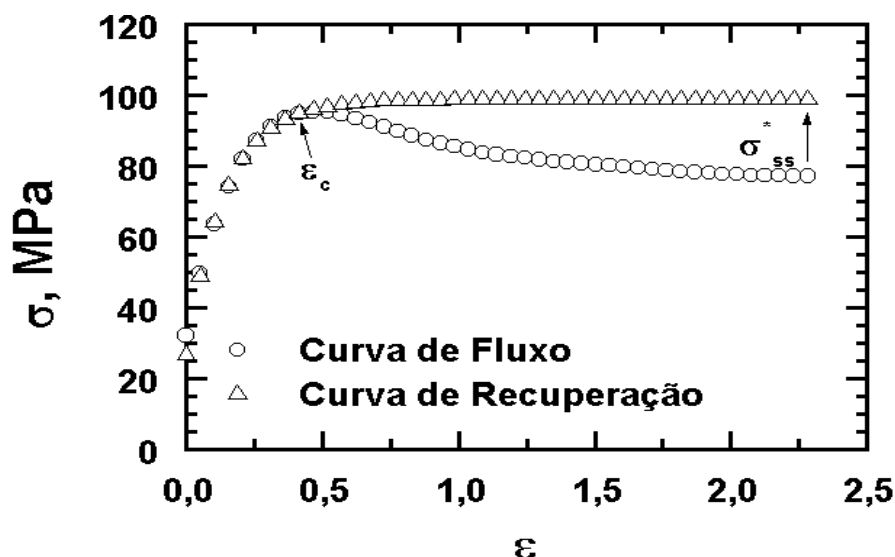


Figura 3 Método para obter a tensão e a deformação crítica para a recuperação estacionária, para liga , temperatura de 1050 °C e velocidade de deformação de 1 s⁻¹.

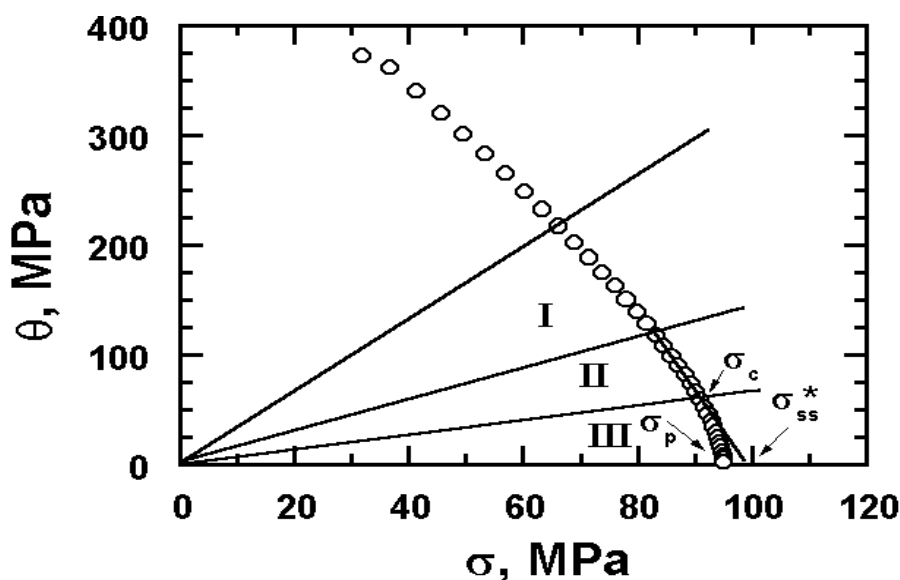


Figura 4 Metodologia de Pedrix (1982) para obtenção da deformação crítica para a liga 3, temperatura 1050°C e velocidade de 1 s⁻¹.

A energia de ativação para deformação a quente pôde ser relacionada com a composição química das ligas. Todos os elementos de liga presentes, quer em solução sólida ou precipitados, mostraram uma tendência em aumentar a energia de ativação aparente para deformação a quente, inclusive o carbono. Esse acréscimo foi maior para o nióbio, quer em solução sólida (liga 1) (Fig. (6a)) ou precipitado como NbTiCN (ligas 4 e 5) (Fig. (6b)) (Silva, 1995). O titânio em solução sólida (liga 2), também, promoveu uma elevação na energia de ativação. Esse acréscimo foi maior que o verificado na liga 7, onde o potencial de precipitação é menor (Fig. (7)).

Os valores de Q_{def} calculados a partir de regressão múltipla se aproximaram dos valores calculados individualmente.

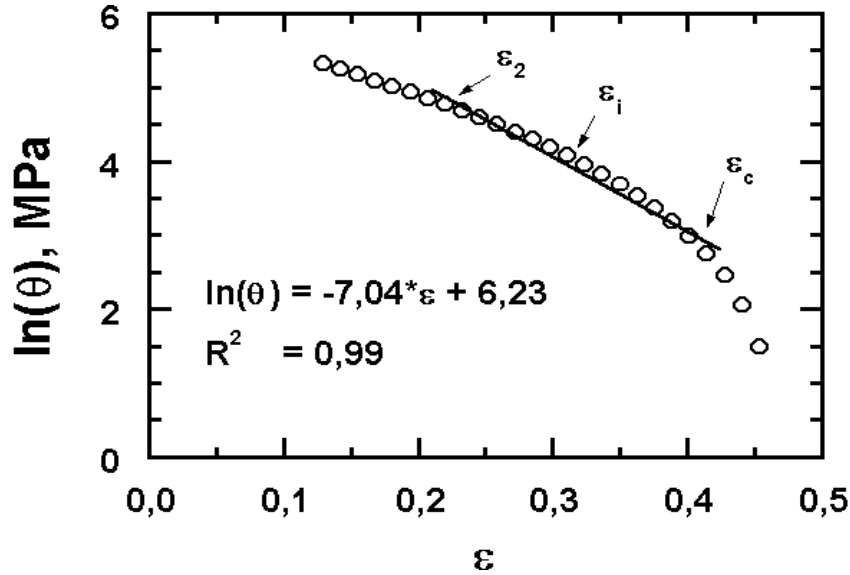


Figura 5 Cálculo da constante da Eq. (7), para a liga 3.

$$Q_{\text{def}} = 285,50\%C + 17,52\%Mn + 1757,25\%Al + 790,48\%Nb + 475,87\%Ti - 1587,75\%N + 11024,7\%B - 206,229\%Si + 114,911\%P + 216,062 \quad (9)$$

Os parâmetros B_H , C' e m_H são dependentes do estado de deformação e composição química da austenita. A Eq. (10) é similar a de Avrami (1939) e usada para calcular a tensão se o material sofre recristalização dinâmica.

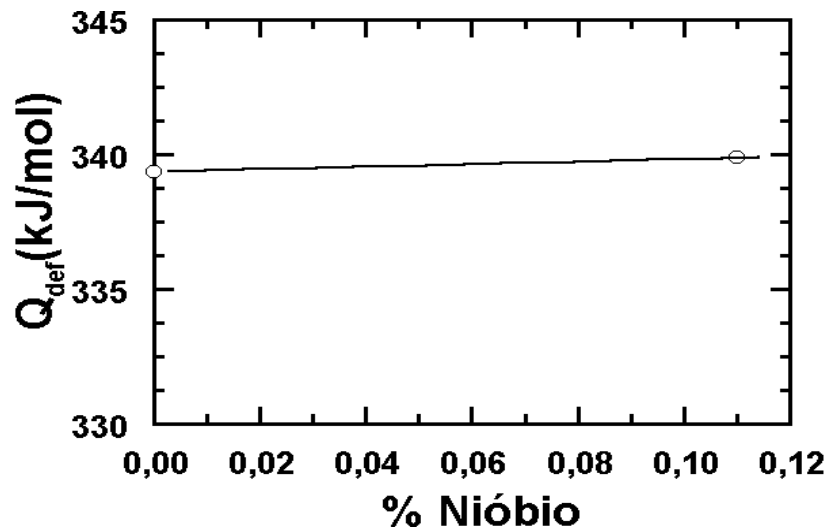
$$\Delta\sigma = B' \left[1 - \exp \left[-k' \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^{m'} \right] \right] \quad (10)$$

A Eq. (11) é usada para calcular a curva de fluxo em função da deformação, e os parâmetros B_H , C' , m_H , B' , k' e m' são funções do parâmetro Z/A . Hernandez et al. (1996) usaram as equações de potência e logarítmica para relacionar essas variáveis com o parâmetro Z/A . As Eq. (9) e Eq. (10) foi substituída na Eq (11), e as curvas de fluxo foram calculadas e apresentadas na figura 8, com velocidade de deformação 10 s^{-1} e temperaturas de 850, 900, 950, 1000 e 1050°C. A Eq. (12) foi usada para calcular o erro médio (Hernandez et al., 1996) para a liga 5, cujo valor médio foi de 4,73 (Tab. 2).

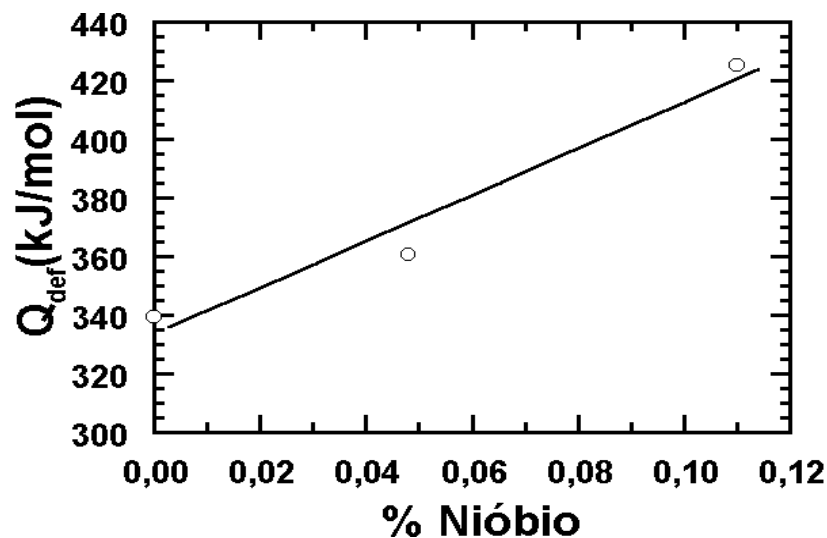
$$\sigma = \sigma_e - \Delta\sigma \quad (11)$$

$$\text{Erro}(\%) = \frac{1}{p} \sum_{i=1}^p \left(\frac{\sigma_{\text{modelado}} - \sigma_{\text{experimental}}}{\sigma_{\text{modelado}}} \right) \times 100 \quad (12)$$

Os parâmetros m_H e m' são constantes em diferentes ligas e deformações (Sellars, 1985; Poliak, 1996). Estes parâmetros foram propostos como função da deformação por Hernandez et al. (1996), mas, nas equações propostas por Hernandez et al. (1996), não ocorreu bom ajuste. Estes ajustes entre Z/A e os parâmetros (C' , m_H , k' e m') explicam o erro encontrado entre as curvas de fluxo calculada e medida. Outros autores (Roucoules, 1992; Hernandez et al., 1996) dizem que o erro é causado pelo aquecimento adiabático.



(a)



(b)

Figura 6 - Dependência da energia de ativação com o teor de nióbio para as ligas (C-Mn-Ti-Nb) em solução sólida (a) 1 e 7 e como precipitação dinâmica (b) 7, 4 e 5.

A interação entre o encruamento, recuperação dinâmica, recristalização dinâmica e precipitação dinâmica é muito complexa e influenciada pela composição química e deformação. Este fato justifica o baixo coeficiente de determinação entre os parâmetros B_H , C' , m_H , B' , k' , m' , ϵ_c e ϵ_p com Z/A , que contribui para aumentar o erro na modelagem da curva de fluxo. Com este modelo, o efeito de endurecimento da matriz por soluto e por precipitação pode ser avaliado, mas, também, provocam alteração na cinética de recuperação e recristalização dinâmica o que eleva o erro na modelagem das curvas de fluxo.

4. CONCLUSÃO

A interação entre o encruamento, recuperação dinâmica, recristalização dinâmica e precipitação dinâmica é muito complexa e influenciada pela composição química e a deformação o que explica a faixa de erro elevada encontrada no modelamento.

As equações propostas por Hernandez et al. (1996) apresentam um bom ajuste, mas são válidas nas condições dos testes para as ligas estudadas.

A energia de ativação para a deformação a quente é sensível a qualquer mudança na composição química da austenita, e cresce com a introdução dos elementos de liga quer em solução sólida ou como precipitado.

TABELA 2 Erro obtido entre as curvas de fluxo experimentais e as modeladas pelo método de Hernandez et al. (1996) para a liga 5, até a deformação de 7, em diferentes taxas de deformação e temperaturas.

T, °C	$\dot{\epsilon}$, s ⁻¹	Erro (%)
1050	0,104	14,07
1000	0,1042	2,78
950	0,1054	5,51
900	0,104	6,31
850	0,1001	5,83
1050	1,0362	4,93
1000	1,0445	3,81
950	1,0376	1,19
900	1,0415	1,91
850	1,0441	2,74
1000	3,1439	2,43
950	3,1406	1,86
900	3,1329	3,76
1050	8,3175	4,56
1000	8,4026	2,68
950	8,2883	2,54
900	8,3234	7,28
850	8,4702	10,98
Média	-	4,73
Desvio	-	3,34

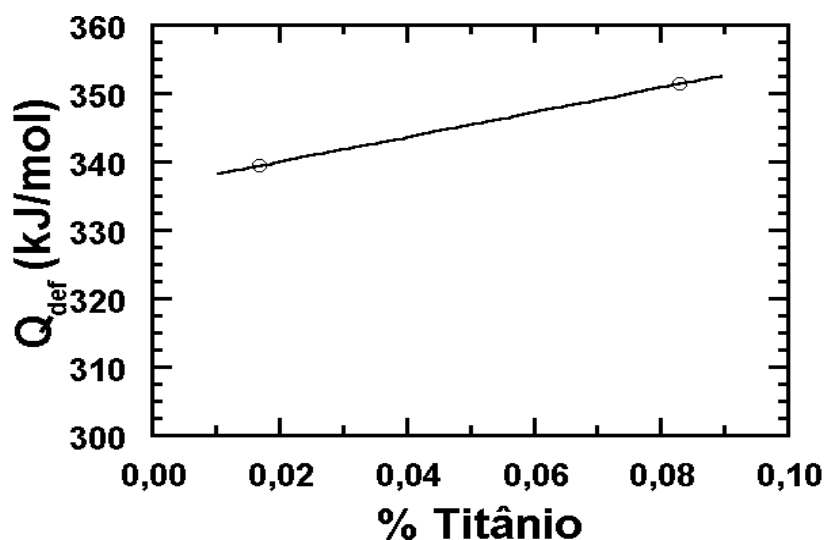


Figura 7 – Dependência da energia de ativação com o teor de titânio para as ligas 7 e 2 (C-Mn-Ti).

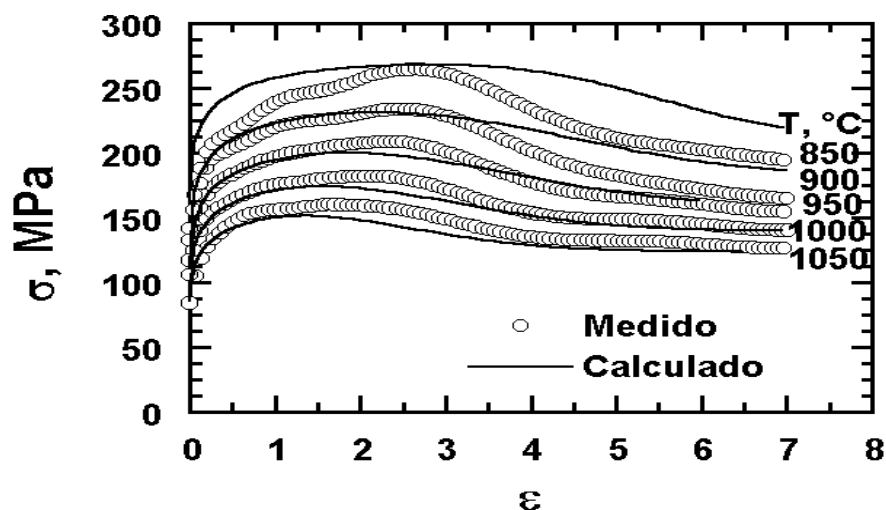


Figura 8 Comparação entre as curvas de fluxo obtidas por ensaio de torção e as calculadas usando o modelo proposto por Hernandez et al. (1996), para a liga 5, velocidade de deformação 10 s^{-1} e temperaturas: 850, 900, 950, 1000 e 1050 °C.

5. REFERÊNCIAS

- Almeida, J. A. Obtenção de Curvas Tensão-Deformação via Ensaio de Torção a Quente em Aos Inoxidáveis Austeníticos ABNT 304 e ABNT 316 a taxas de deformação entre 0,1 e 100 s^{-1} . Belo Horizonte: UFMG, 1996. 121p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Escola de Engenharia da UFMG, 1996.
- Anderson, J. G., Evans, R. W. Modeling Flow Stress Evolution during Elevated Temperature Deformation of Two Low Carbon Steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 23, n. 2, p. 130-135, 1996.
- Avrami, M. Kinetic of Phase Change, I. *Journal of Chemical Physics*, v. 7, p. 1103-1112, 1939.
- Baragar, D. L. The High Temperature and High Strain-Rate Behavior of a Plain Carbon and an HSLA Steel. *Journal of Mechanical Working Technology*, v. 14, p. 295-307, October 1987.
- Butterworth, C. The Future of Interstitial-Free Steels *Iron and Steel International*, April, p.83-86, 1982.
- Cahn, R.W. *Mechanical Properties, Middle Temperature-Dependent*. New York. Ed. John Wiley & Sons, 1957. 576p.
- Hernandez, C. A, Medina, S. F., Ruiz J. Modeling Austenite Flow Curves in Low Alloy and Microalloyed Steels. *Acta Mater.*, v. 44, n. 1, p. 155-163, 1996.
- Hulka, K. Development Trends in High Strength Structural Steels. In: *Processing Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels*, IN. *Procedures Warrendale TMS*, 1991, Pittsburgh, p. 177-187.
- Medina, S. F., Hernandez, C. A. General Expression of the Zener-Hollomon Parameter as a Function of the Chemical of Low Alloy and Microalloyed Steels. *Acta Mater.*, v. 44, n 1, p. 137-148, 1996.
- Perdrix, C. *Caracteristiques D'Ecoulement Plastique du Metal Dans les Conditions du TAB a Chaud – Commission des Communantes Europeennes – Rapport Technique des Travaux Effectues Pendant- France- 1982*.
- 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, n. 1, p. 127-136, 1996.
- Rao, K. P., Hawbolt, E. B. Development of Constitutive Relationships Using Compression Testing of a Medium Carbon Steel. *Transactions of the ASME*, v. 114, p. 116-122, January 1992.
- Roucoulès, C. *Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels*. Montreal: McGill University, 1992. 269 p. Thesis of Doctorate - McGill University, 1992.

- Ryan, N. D. Work hardening, strength, restorative mechanisms, and ductility in the hot working of 300 series stainless steels. Montreal: Concordia University, 1989. 215p. Thesis of Doctorate in Mechanical Engineering, Concordia University, 1989.
- Sellars, C. M. The Kinetics of Softening Processes during Hot Working of Austenite. Czech. J. Phys., v. 35, p. 239-248, 1985.
- Sellars, C. M., McG. TEGART, W. J. M. La Relation entre la Résistance et la Structure dans la Déformation à Chaud. Mémoires Scientifiques Rev. Métallurg, v. 63, n. 9, p. 731-746, 1966.
- Silva, J. M. S. Estudo sobre a cinética de precipitação e de recristalização em aços extra e ultra baixo carbono microligados com titânio, nióbio e boro. Belo Horizonte: UFMG, 1995. 311p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) -Escola de Engenharia da UFMG, 1995
- Vilela, J. J. Modelagem de Curvas de Fluxo para Aços Livres de Intersticiais. Belo Horizonte: UFMG, 1999. 265p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Escola de Engenharia da UFMG, 1999.
- Zener, C. H., Hollomon, J. H. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. Journal of Applied Physics, v. 15, p. 22-32, January 1944.

MODELING FLUX CURVE OF IF AND HSLA STEEL

José Rubens Gonçalves Carneiro

Pontific Catholic University of Minas Gerais, joserub@pucminas.com.br

Jefferson Joss Villa

National Commission of Nuclear Energy, jjv@cdtn.br

Ronaldo A. N. M. Barbosa

Federal University of Minas Gerais, rbarbosa@demet.ufmg.br

Guilherme Mariz de Barra

Pontific Catholic University of Minas Gerais, guiga@pucminas.com.br

ABSTRACT

The flux curve of 8 steels with adequate chemical composition prepared to analyze of influence of C, Nb, Nb-B and Ti were obtained from torsion test, in the strain rates 0,1, 1, 3 and 10 s⁻¹ and temperature 1050, 1000, 950, 900 and 850 °C, with objective mathematical modeling. All studied steel showed peak that indicates the occurrence of dynamic recrystallization. The apparent energy and maximum stress are function of chemical composition. But, precision approach to obtain yield stress and critical strain have not been developed yet

The flux curve could be divide in three regions: work hardening, dynamic recovery and dynamic recrystallization. The interaction among work hardening, dynamic recovery, dynamic recrystallization and dynamic precipitation is depended on chemical composition of alloy and condition of strain. One relation between the parameters B_H , C' , m_H , B' , k' , m' , ϵ_c and ϵ_p with Z/A was proposed. This parameters permit to evaluate the relations between the condition of strain and chemical composition of austenite. One comparison of relative error between flux curve modeled and measured for alloy 5 was 4.73 % and standard deviation 3.14%

Key words: hot rolling, flux curve, HSAL and IF steel.