



EXPRESSÃO DO PARÂMETRO DE ZENER-HOLLOMON COMO FUNÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE AÇOS ARBL E LIVRE DE INTERSTICIAIS NA AUSTENITA

José Rubens Gonçalves Carneiro¹, Henrique de Abreu Demolinari²

PUC Minas, Curso de Engenharia Mecânica/Mecatrônica

(1) joserub@pucminas.br, (2) demolinari@yahoo.com – Belo Horizonte, MG, Brasil

Júlio Márcio Silveira e Silva

Gerente de Departamento de Engenharia da Qualidade/Tubo, V&M Brasil

jmssilva@vmtube.com.br – Belo Horizonte, MG, Brasil

Jefferson José Vilela

CDTN

jjv@urano.cdtm.br – Belo Horizonte, MG, Brasil

Ronaldo A. N. M. Barbosa

UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais

rbarbosa@demet.ufmg.br - Belo Horizonte, MG, Brasil

Resumo. *Curvas tensão-deformação foram determinadas em taxas de deformação de 0,1, 1, 3 e 10s⁻¹ e temperaturas de 1050, 1000, 950, 900 e 850 °C de 8 aços com composição química adequada para o estudo da influência do C, Nb, Nb-B e Ti na energia de ativação aparente para deformação a quente na expressão proposta por Sellars (1966). Desenvolveu-se um programa para cálculo dos parâmetros n , α e Q_{def} na equação desse autor. A evolução do coeficiente de variação de $n + Q_{def}$ versus α não mostra para todas as ligas um mínimo na curva para $\alpha = 0,011 \text{ MPa}^{-1}$, conforme descrito por Hernandez et al (1996) e é dependente dos valores experimentais da taxa de deformação, temperatura e tensão de pico. Encontrou-se uma expressão de Q_{def} como função do teor de cada elemento na composição química e, posteriormente, a interrelação entre Q_{def} e o parâmetro A . Esse fato possibilitou fornecer uma nova dimensão ao parâmetro de Zener-Hollomon, isto é, a sua dependência com a composição química. Foi, também, possível modelar a tensão de pico $\sigma_p = f\left(\frac{Z}{A}\right)$ através da expressão*

$$\sigma_p = \frac{1}{\alpha} \ln \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \sqrt{1 + \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}}} \right] \quad (\text{Hatta, 1985}) \quad (1)$$

Palavras-chave: *Deformação a quente, Energia de ativação aparente para deformação a quente, Curva de fluxo*

1. INTRODUÇÃO

Os aços livres de intersticiais (LI) foram desenvolvidos nas últimas duas décadas como uma alternativa para se melhorar a conformabilidade em produtos planos. Com o advento e instalação de equipamento de desgaseificação a vácuo e desenvolvimento de novos pós fluxantes, tornou-se possível alcançar consistentemente teores ultra baixos de carbono e nitrogênio (<0,0030 %) antes da adição dos elementos estabilizadores desses mesmos intersticiais, Ti e/ou Nb. O carbono e o nitrogênio nos aços LI, normalmente, estão na forma de carbonetos e nitretos de Ti, Nb e Al, dependendo do tipo de aço. Esses aços que tem proporcionado à indústria automobilística produção de peças de difícil conformabilidade mais facilmente e com alta resistência (Park, 1996).

Os aços ARBL de baixo carbono têm sido produzidos através da utilização de resfriamento acelerado após a laminação a quente (Silva, 1995). No Brasil, tal tecnologia não se encontra totalmente desenvolvida e procura-se compensar a não utilização de velocidades de resfriamento mais altas, adicionando-se molibdênio, boro, nióbio e manganês.

A carga de laminação talvez seja o parâmetro operacional mais importante de processo, pois ela reflete influências não só das variáveis de processo (deformação, taxa de deformação e temperatura num dado passe), mas, também, do estado do próprio material (tamanho de grão, fração de amaciamento ou de endurecimento entre passes). Qualquer modelagem de carga deve se iniciar pela simulação das curvas de fluxo de um dado material, a partir de condições idealizadas em laboratório (Anderson, 1996). Nestes modelos, a tensão de fluxo, em qualquer instante durante a conformação, é função dos parâmetros deformação, taxa de deformação e temperatura, isto é,

$$\sigma = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) \quad (2)$$

Por sua vez, Sellars (1966) propôs a seguinte expressão para relacionar temperatura, taxa de deformação, tensão e deformação

$$Z = A \sinh(\alpha \sigma_p)^n \quad (3) \quad Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{def}}}{RT}\right) \quad (4)$$

onde Q_{def} é a energia de ativação aparente para deformação a quente, R constante dos gases e T temperatura absoluta em que a deformação ocorre e σ_p é a tensão de pico. A energia de ativação aparente para a deformação a quente tem significado tecnológico uma vez que, através do parâmetro Z , pode-se calcular a tensão de pico e tensão média para qualquer condição de deformação.

Este artigo estuda a deformação a quente na fase austenítica de 8 ligas com composições apropriadas para estudar a influência de cada elemento de liga no valor da energia de ativação aparente para a deformação a quente. A energia de ativação foi modelada como uma função da composição química, tornando possível avaliar o efeito endurecedor de cada elemento de liga na austenita. O objetivo desse trabalho foi fornecer uma maior dimensão ao parâmetro de Zener-Hollomon e garantir maior precisão na modelagem das curvas de fluxo.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Mostram-se as composições químicas dos corpos-de-prova das 8 ligas utilizadas nos experimentos de torção (Tabela 1). As ligas 2, 3 e 8 foram produzidas em convertedor LD, desgaseificadas a vácuo e, em seguida, lingotadas convencionalmente. Os lingotes após pré-aquecimento foram laminados para tarugos de 100 x 100 mm². As outras ligas foram fundidas em forno elétrico a vácuo produzindo lingotes de 45 kg. Esses foram aquecidos a 1180 °C e forjados a

quente em barras de 30 x 70 mm² de seção transversal. Amostras de torção foram usinadas com seus eixos paralelos à direção de laminação.

Os ensaios de torção a quente foram conduzidos no laboratório do Departamento de Metalurgia e Materiais da UFMG. Os equipamentos utilizados consistem basicamente em máquina universal de ensaio MTS 880-14 equipada com uma unidade de torção, unidade de aquecimento Infratherm-Analogic e unidade computadorizada para controle de ensaio e aquisição de dados. A unidade servo-hidráulica de torção consiste de um motor hidráulico controlado por uma servo-válvula e um gerador de funções. A unidade de aquecimento das amostras é formada de um forno radiante e de um controlador de temperatura equipado com um microprocessador. A medição de temperatura foi feita empregando-se termopares chromel-alumel soldados ao corpo-de-prova no raio de curvatura. Os corpos-de-prova usados nos experimentos tinham o comprimento útil de aproximadamente 15 mm e o diâmetro de 6,35 mm.

Tabela 1 - Composição química das ligas utilizadas nos experimentos, % em peso.

LIGA	C(ppm)	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	N2(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	-

O procedimento de ensaio consistiu em aquecer o corpo-de-prova a uma temperatura de 1200 °C por 15 minutos e, em seguida, resfriá-lo até a temperatura de ensaio a uma taxa de 1 °C/s. A amostra permaneceu nessa temperatura por 3 minutos com o objetivo de se promover a sua homogeneização. Após esses procedimentos, os ensaios foram executados nas temperaturas de 1100, 1050, 1000, 950, 900, 850 °C e nas taxas de deformação de 0,1, 1, 3 e 10 s⁻¹.

Os ensaios de compressão foram conduzidos em máquina universal Schenk equipada com duas servo-válvulas em paralelo com 63 litros/min cada e célula de carga com 160 kN de capacidade máxima. O aquecimento e o resfriamento dos corpos-de-prova foi feito indutivamente através de uma espira de cobre e a medição de temperatura feita através de termopar Pt-PtRh soldado a ponto na superfície. A liga 5 foi ensaiada em temperaturas de 1050, 1000, 950, 900 e 850 °C em taxas de deformação de 0,1, 1,0 e 10 s⁻¹.

A conversão dos dados de torque (Nm) e ângulo de giro pelo comprimento útil do corpo-de-prova para, respectivamente, tensão de cisalhamento (τ) e deformação angular (γ), seguiu a análise para corpos sólidos que têm um gradiente radial de τ , γ e $\dot{\gamma}$ (Matuszewski, 1991):

$$\left| \tau = \frac{M[3 + m + n]}{2\pi r^3} \right| \quad (5)$$

onde m e n são, respectivamente, a sensibilidade a taxa de deformação e ao encruamento. Foram utilizados os valores constantes de m=0,17 e n=0,13 para cálculo da tensão de cisalhamento a partir do torque, e o critério de escoamento de Von Mises, isto é, $\sigma = \sqrt{3}\tau$.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As curvas de fluxo da liga 5 em compressão e torção são apresentadas na Figura 1 em temperaturas variando de 850 a 1050 °C e em taxas de deformação de 1 e 10 s⁻¹ com a finalidade de calibração do equipamento de torção.

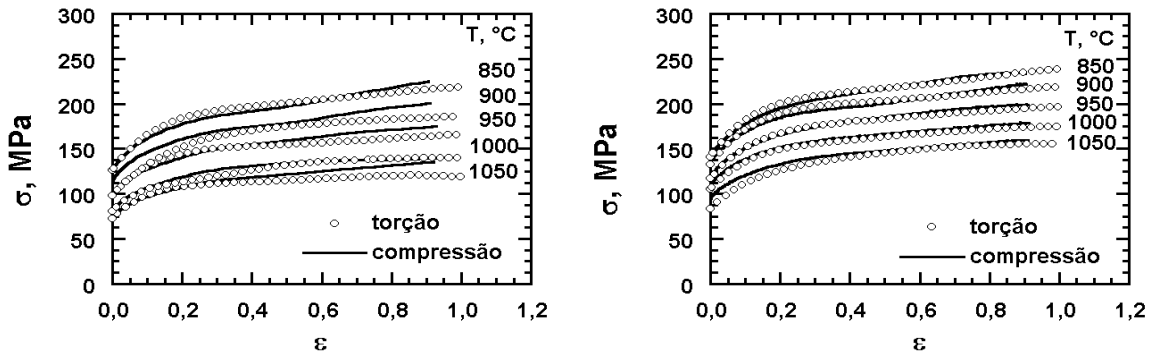


Figura 1 - Comparação entre as curvas de fluxo para a liga 5 em compressão e torção, em taxas de 1 e 10 s⁻¹ respectivamente em temperaturas de 850, 900, 950, 1000 e 1050 °C.

A taxa de encruamento experimental, θ , foi obtida da inclinação das curvas de fluxo para temperatura e taxa de deformação constantes.

As curvas de fluxo de todas as ligas apresentaram taxa de encruamento em uma dada deformação e deformação de pico crescentes com o decréscimo da temperatura e acréscimo da taxa de deformação. A partir da tensão crítica, θ decresce mais rapidamente devido a recristalização dinâmica para alcançar a tensão de pico, (σ_p), em $\theta = 0$. As Equações (1) e (3) forneceram melhor relação entre Z e a tensão de pico do que as leis de potência ou exponencial. O parâmetro Z poderia ser modelado pela determinação da energia de ativação na Equação (4), mas objetivou-se, também, modelar A , α e n na Equação (3). Essa equação foi utilizada para determinação de α e n para as ligas estudadas. Através de um programa foi possível determinar o valor de α tal que as relações entre os desvios-padrão dos gradientes $\left[\frac{\partial \ln(\dot{\epsilon})}{\partial \ln \sinh(\alpha \sigma_p)} \right]_T$ e

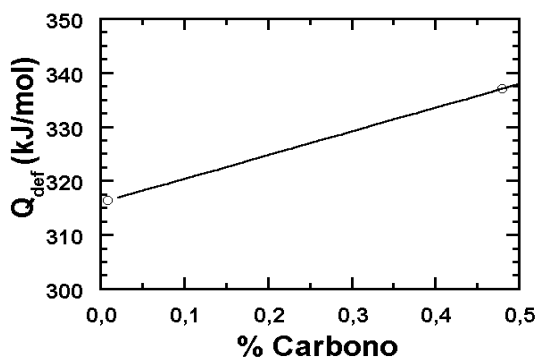
$\left[\frac{\partial \ln \sinh(\alpha \sigma_p)}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}}$ em relação aos respectivos valores médios em temperatura ou taxa de deformação constantes fossem minimizados. Os resultados indicaram que não há uma solução única para α e n na Equação (3), isto é, eles constituem ajustes matemáticos. A partir desses valores de α , foram calculados os valores de n , Q_{def} e $\ln(A)$ na Equação 3 para todas as ligas. Escolheu-se o α para a modelagem das curvas para todas as ligas como o valor médio dos valores individuais, e, a partir desse valor de α , foram calculados os outros parâmetros n , Q_{def} e $\ln(A)$. Posteriormente, os valores dos parâmetros médios de A e Q_{def} foram recalculados para os pares α e n médios (Tabela 2).

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) (Figura 3a) ou precipitado como NbTiCN (ligas 4 e 5) (Silva, 1995) (Figura 3b). O titânio em solução

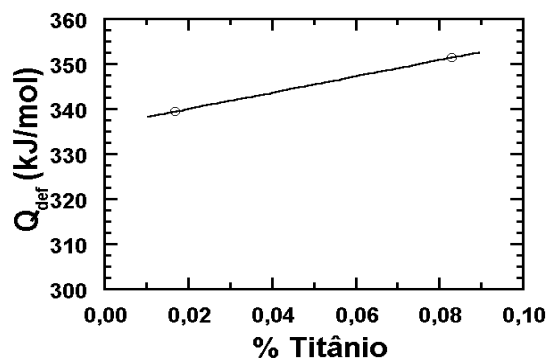
sólida (liga 2), também, promoveu uma elevação na energia de ativação. Esse acréscimo foi maior que o verificado na liga 7, onde o potencial de precipitação é menor (Figura 2b). Da mesma forma, o boro elevou a energia de ativação para deformação a quente, uma vez que a segregação nas discordâncias, contornos de grão e subgrãos, favorecem a formação de borocarbonetos e/ou borocarbonitretos mais estáveis nesses sítios e, conseqüentemente, aumenta a força química para a nucleação (Silva, 1995).

Tabela 2 - Valores de Q_{def} e $\ln(A)$ calculados para valores médios de α e n.

Liga	α	N	Q_{def} médio (J/mol)	Desvio de Q_{def}	$\ln(A)$ (s^{-1})
1	0,016	3,89549	339871,47	1670	25,93451
2	0,016	3,89549	351311,50	1709	27,87237
3	0,016	3,89549	316323,04	1546	25,72913
4	0,016	3,89549	360511,05	1776	28,37775
5	0,016	3,89549	425059,53	2077	33,85711
6	0,016	3,89549	445793,83	2186	35,46077
7	0,016	3,89549	339358,11	1475	27,45060
8	0,016	3,89549	337818,54	1855	28,47691

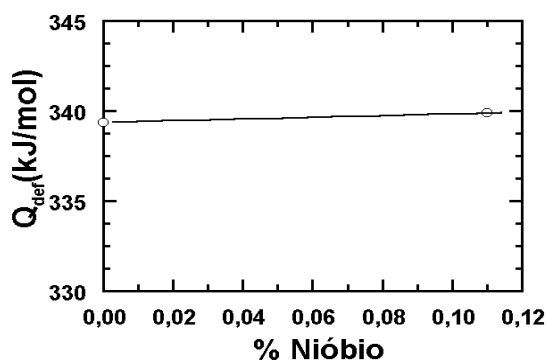


(a)

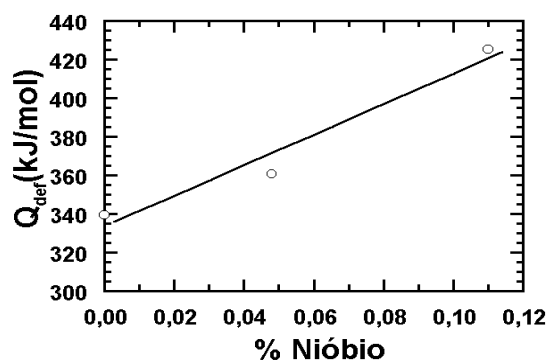


(b)

Figura 2 – (a) Dependência da energia de ativação com o teor de carbono para as ligas 3 e 8 (C-Mn) (b) Dependência da energia de ativação com o teor de titânio para as ligas 7 e 2 (C-Mn-Ti).



(a)



(b)

Figura 3 - 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.

Os valores de Q_{def} calculados a partir de regressão múltipla se aproximaram dos valores calculados individualmente. A comparação da Equação (6) com a Equação proposta por Medina et al (1996)

$$Q_{def} = 285,50\%C + 17,52\%Mn + 1757,25\%Al + 790,48\%Nb + 475,87\%Ti - 1587,75\%N + 11024,7\%B - 206,229\%Si + 114,911\%P + 216,062 \quad (6)$$

mostra alteração no termo independente, no coeficiente do carbono, expoentes do nióbio e titânio. Medina et al (1996) justificaram a diferença na energia de ativação devido a fração atômica de soluto e ao volume atômico dos elementos substitucionais. Segundo esses mesmos autores, a energia de ativação aparente para a deformação a quente na austenita modificou-se com a presença de soluto e essa alteração dependeu da fração atômica de cada soluto e de seu volume atômico. Comprovou-se que a energia de ativação depende da fração atômica de soluto, uma vez que tanto o acréscimo do titânio na liga 2 para a liga 7, como o nióbio da liga 5 para as ligas 4 e 7, propiciaram elevação dessa energia de ativação. As ligas 1 e 5 têm o mesmo percentual de nióbio e titânio, porém a energia de ativação da liga 5 foi maior que da liga 1. A adição de carbono na liga 5 aumentou o potencial de precipitação dinâmica dessa liga em comparação à liga 1 o que justificou a sua maior energia de ativação. Esses resultados mostraram, também, que os valores da energia de ativação são dependentes dos elementos intersticiais presentes, pois os precipitados dinâmicos formados alteram diferentemente a taxa de encruamento. Aqui, neste trabalho, os resultados comprovaram que a energia de ativação depende da fração atômica de soluto e da precipitação dinâmica que ocorre em ensaios a grandes deformações e baixas taxas de deformações.

Os volumes atômicos dos elementos que ocupam sítios substitucionais se colocam nessa ordem, $V_{Mn} < V_{Si} < V_V < V_{Mo} < V_{Nb} < V_{Ti}$. Essa diferença no raio atômico não justifica a diferença na energia de ativação entre as ligas 2, 1, 5. A explicação para a dependência da energia de ativação aparente para a deformação a quente com a precipitação dinâmica encontra seus fundamentos na densidade de discordâncias existentes na matriz no início do processo de precipitação. Se as discordâncias são sítios energeticamente favoráveis para a nucleação de precipitados induzidos por deformação, à medida que a temperatura decresce, aumenta seus sítios para a nucleação de precipitados. Essa precipitação é mais intensa para as ligas que apresentem maiores concentrações de elemento microligante e intersticial e maior razão de supersaturação. A liga 5 tem maior teor de carbono e mesmo nióbio que a liga 1. A precipitação mais abundante de NbTi (CN) na liga 5 em comparação a liga 1, retardaria a recuperação dinâmica para a mesma deformação, velocidade de deformação e temperatura. A tensão de pico seria, então, reflexo da densidade de discordâncias existentes como, também, do tipo e da fração volumétrica de precipitados formados durante a deformação. A expressão envolvendo a energia de ativação para a deformação a quente com a composição química é, assim, limitada às ligas e às condições de ensaios utilizadas.

A inserção da Equação (6) na Equação (4), forneceu um modelo de Z como função não somente da taxa de deformação e temperatura, mas, também, da composição química do aço. A Equação (1) mostrou que, para se modelar a tensão de pico com a composição química, torna-se necessário modelar A, porque esse parâmetro não é constante para todas as ligas. A Figura 4 mostra uma relação entre Q_{def} e A. Ao se inserir esta expressão, na Equação (1), foi possível calcular a tensão de pico para as diferentes ligas em diferentes taxas de deformação e temperatura. As tensões de pico modeladas pela Equação (1) e experimentais estão mostradas na Figura 6a. com

erro médio de 6,42 %. Devido às contribuições específicas de carbono e nióbio, Medina et al (1996) corrigiram a relação entre A e Q_{def} para:

$$A(s^{-1}) = (12,197 + 65,590 (\%C) - 49,052 (\%Nb)) \exp(0,00007076 Q_{def}) \quad (7)$$

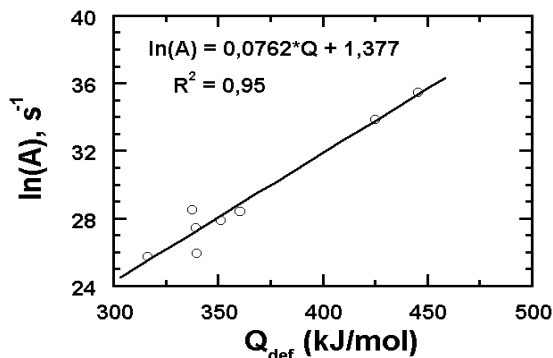


Figura 4 - Correlação entre o coeficiente A e a energia de ativação para todas as ligas estudadas.

O fato do bom ajuste entre o $\ln(A)$ versus Q_{def} não propiciar erro baixo para a tensão de pico modelada, associar-se-ia à elevação do potencial de precipitação dinâmica da liga 5 em relação a liga 1. Assim, novas expressões envolvendo Q_{def} e A foram calculadas para as ligas C-Mn, C-Mn-Ti, C-Mn-Ti-Nb e C-Mn-Ti-Nb-B em separado. As novas expressões obtidas foram as seguintes:

Equação 8 Ligas 3 e 8: $A = \exp(0,1278 * Q_{def} - 14,707)$

Equação 9 Ligas 1 e 5: $A = \exp(0,093 * Q_{def} - 5,674)$

Equação 10 Ligas 4,5 e 7: $A = \exp(0,0771 * Q_{def} + 0,9742)$

Equação 11 Ligas 2 e 7: $A = \exp(0,0353 * Q_{def} + 15,477)$

Equação 12 Ligas 5 e 6: $A = \exp(0,0773 * Q_{def} + 0,9816)$

Utilizando-se essas novas expressões entre A e Q_{def} , o erro médio obtido entre as tensões de pico experimentais e modeladas foi de 3,26 %, conforme se observa na Figura 5b.

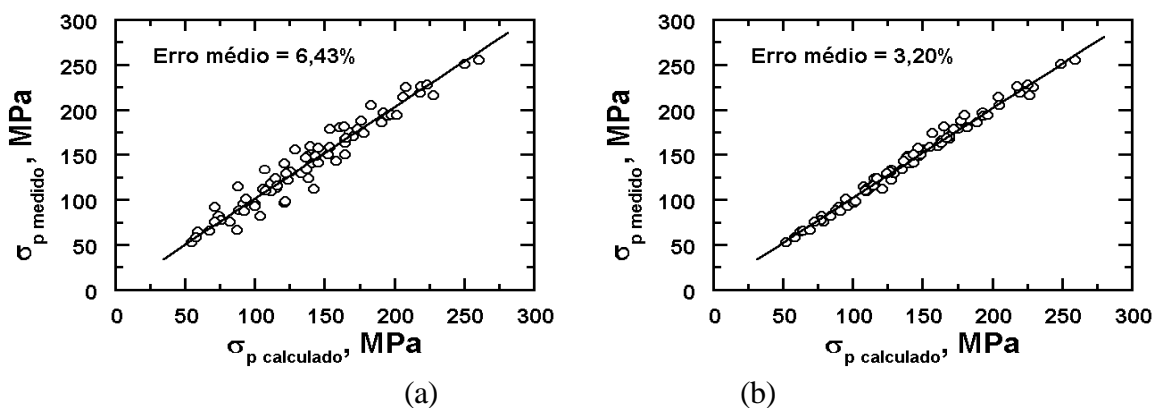


Figura 5 - Comparação entre os valores das tensões de pico calculadas de acordo com a Equação 1 e as tensões de pico experimentais, obtidas a partir da relação entre A e Q_{def} , (a) para todas as ligas estudadas e (b) para família de ligas com o mesmo microaligante.

4. CONCLUSÃO

- O parâmetro de Zener-Hollomon Z foi modelado com a composição química da austenita.
- 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.
- O coeficiente A é uma função da energia de ativação e essa relação deve ser estabelecida para se modelar a tensão de pico das diferentes ligas. O erro na modelagem da tensão de pico reduziu de 6,42 % para 3,26 %, quando se calculou a relação entre A e Q_{def} levando-se em consideração separadamente o efeito endurecedor por solução sólida e precipitação dos elementos de liga utilizados.

REFERÊNCIAS

- Anderson, J. G., Evans, R. W., 1996, Modelling Flow Stress Evolution During Elevated Temperature Deformation of Two Low Carbon Steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v. 23, n. 2, p. 130-135.
- Hatta, N., Kokado, J., Kikuchi, S., Takuda, H., 1985, Modelling on Flow Stress of Plain Carbon Steel at Elevated Temperatures *Steel Research*, v. 56, n. 63, p. 575-582.
- Hernandez, C. A., Medina, S. F., Ruiz J., 1996, Modelling Austenite Flow Curves in Low Alloy and Microalloyed Steels. *Acta Mater.*, v. 44, n. 1, p. 155-163.
- Matuszewski, T., Machmeier, P. M., Mcqueen, H. J., 1991, Torsional Hot Workability in 0,47 C, 0,86 Mn, 0,5 Cr-B Steel from 650 °C to 870 °C. *Metallurgical Transactions*, v. 22A, p. 469-477, fevereiro.
- Medina, S. F., Hernandez, C. A., 1996, 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.
- Park, Y. B., Lee, D. N., Gottstein, G., 1996, Development of Texture Inhomogeneity during Hot Rolling in Interstitial Free Steel. *Acta Mater.*, v. 44, n. 8, p. 3421-3427.
- Sellars, C. M., Mcg. Tegart, W. J. M., 1966, La Relation entre la Résistance et la Structure dans la Déformation à Chaud. *Mémoires Scientifiques Rev. Métallurg*, v. 63, n. 9, p. 731-746.
- Silva, J. M. S., 1995, 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.

EXPRESSION OF THE ZENER-HOLLOMON PARAMETER AS A FUNCTION OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF INTERSTITIAL FREE AND MICROALLOYED STEELS ON THE AUSTENITE

Abstract. *The object of this investigation was to analyze flow curves of the microalloyed C-Mn-Ti, C-Mn-Ti-Nb, C-Mn-Ti-Nb-B, interstitial free and C-Mn steels on the austenitic phase. Those curves were obtained from a torsion machine at constant strain rates of 0,1, 1, 3 e 10s⁻¹ at the temperature range of 850 to 1050 °C.*

All the elements in solution have a hardening effect on the austenite. The Z parameter has been modelled as a function of the chemical composition of the austenite. Coefficient A is a

function of the Q_{def} and another adjustment between $\ln(A)$ versus Q_{def} was done with the aim to distinguish the effect caused by a drag solute and dynamic precipitation hardening which should be considered in the modelling of the peak stress.

Keyword: *Hot deformation, Activation energy, Flux curve*