

VARIAÇÃO DA ESTRICÇÃO COM O TEMPO, EM CONDIÇÕES ISOTÉRMICAS, NO AÇO ALTO CARBONO¹

*Leandro Aparecido Marchi²
Berenice Mendonça Gonzalez³
Paulo José Modenesi⁴
Francisco Boratto⁵
Fábio da Silva Borchardt⁶*

Resumo

Em função da sua elevada resistência à relaxação sob tensão, aços de alto carbono vêm ampliando sua aplicação na fabricação de componentes para a indústria automobilística que sofrem beneficiamento (têmpera seguida de revenimento). Foi constatado que a redução de área na estrição de fio-máquina aumentava com o tempo de estocagem no pátio de manuseio. Para a identificação do mecanismo associado à esta variação, amostras armazenadas a -18°C após resfriamento no Stelmor[®] foram tratadas em diferentes condições de tempo e temperatura com o objetivo de determinar a cinética do processo responsável pela variação da ductilidade do aço estudado com o tempo. Foram também avaliados os efeitos da taxa de deformação e da temperatura de ensaio na ductilidade do aço estudado, como um método auxiliar para a identificação do mecanismo responsável pela variação na redução de área com o tempo.

Palavras-chave: Ductilidade; Taxa de deformação; Beneficiamento.

ISOTHERMAL VARIATION OF THE REDUCTION OF AREA IN A HIGH CARBON STEEL

Abstract

High carbon steels can present a high resistance against stress relaxation and are increasingly used to manufacture car components subject to quench and tempering. Steel rods of this material can however present a low reduction of area after hot rolling which increases with storage time. This paper attempts to identify the mechanism of this variation by studying the mechanical properties of samples stored at different temperatures and times and by tension tests with different strain rates. The empirical activation energy of the process was determined and compared to that of the diffusion of different interstitial atoms in iron.

Key words: Ductility; Strain rate; Quench and temper.

¹ *Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ*

² *Engenheiro Mecânico, M.Sc, Controle de Processo Laminação, Belgo Arcelor Brasil;*

³ *Física, Dra, Prof do Departamento de Metalurgia da EEUFMG;*

⁴ *Engenheiro Metalurgista, Ph.D, Prof do Departamento de Metalurgia da EEUFMG;*

⁵ *Físico, Ph.D, Consultor da Belgo Arcelor Brasil;*

⁶ *Engenheiro Metalurgista, M.Sc, Controle de Processo Laminação, Belgo Arcelor Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Para certos componentes produzidos por conformação a frio, a partir do fio-máquina, o valor mínimo especificado para a redução percentual de área na estrição, Z, é de 40%,⁽¹⁾ em função da necessidade de trefilação logo no início do processo. Contudo, ensaiando o fio-máquina produzido pela Usina João Monlevade da Belgo Arcelor à temperatura ambiente logo após laminação a quente, o valor obtido é igual a 33±3%. No entanto, estocando este material por um período de alguns dias, o valor de Z aumenta com o tempo, atingindo o valor especificado entre 7 e 14 dias e um valor de saturação entre 46 e 48% em 40 dias.⁽²⁾

Fatores que podem influenciar a ductilidade dos aços com estrutura predominantemente perlítica são:

- Tamanho de grão austenítico;
- Espaçamento interlamelar da perlita;
- Solutos substitucionais e intersticiais;
- Inclusões não metálicas;
- Envelhecimento após deformação;
- Fragilização pelo hidrogênio.

No entanto, apenas o envelhecimento após deformação e a fragilização pelo hidrogênio causam variações nas propriedades mecânicas dos aços com o tempo a temperaturas relativamente baixas (25 a 300°C). Os aspectos fenomenológicos e cinéticos relacionados a estes dois processos serão discutidos a seguir.

Envelhecimento após Deformação

As variações nas propriedades mecânicas dos aços carbono, associadas ao envelhecimento por deformação, são atribuídas ao ancoramento das deslocções por átomos de carbono e nitrogênio. É bem estabelecido que o envelhecimento após deformação nos aços, acarreta variações nas propriedades mecânicas com o tempo em intervalos de temperaturas relativamente baixas, de 25°C a 300°C.⁽³⁾ Curvas relativas à variação do limite de escoamento e da redução de área na estrição com a temperatura, para um tempo constante de envelhecimento, passam por um máximo e um mínimo, respectivamente, como mostrado na Figura 1 para um aço perlítico pré-deformado de 86% por trefilação.⁽⁴⁾

A energia de ativação empírica para um processo termicamente ativado pode ser obtida pela relação entre o tempo e temperatura associados aos valores de uma propriedade que varia com estes parâmetros. Esta relação é expressa por:

$$\frac{1}{t} = B \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right] \quad (1)$$

Na eq. 1, t é o tempo, B é uma constante, Q é a energia de ativação aparente do processo, R é a constante universal dos gases e T é a temperatura absoluta.

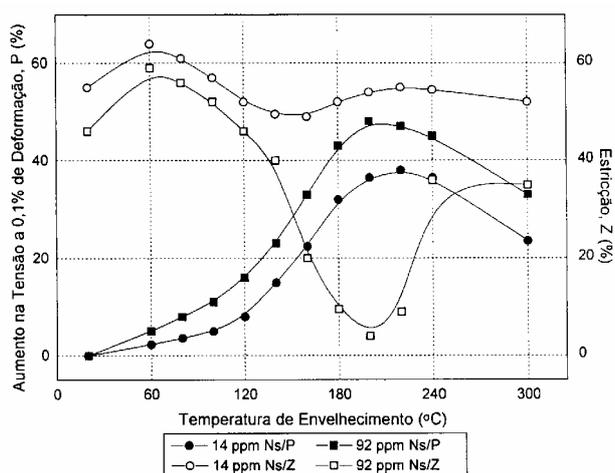


Figura 1. Influência do teor de nitrogênio solúvel na variação percentual do limite de escoamento, P, e da estrição, Z.⁽⁴⁾

Efeito do Hidrogênio nas Propriedades Mecânicas dos Aços

O hidrogênio proveniente de qualquer etapa do processamento dos aços, como o refino primário, decapagem com ácido e eletrodeposição, compromete de várias formas as propriedades mecânicas dos aços.⁽⁵⁾ Contudo, a remoção do hidrogênio através de um recozimento em baixa temperatura em atmosfera “seca” (dessorção) pode reverter seus efeitos nocivos nas propriedades mecânicas.⁽⁶⁾

Um aspecto interessante do efeito do hidrogênio na ductilidade dos aços é a influência da velocidade de conformação na deformação até a fratura. A Figura 2 mostra a variação da deformação até a fratura, ϵ_f , com a temperatura para um aço 1020 contendo diferentes teores de hidrogênio.⁽⁷⁾ A análise desta Figura mostra que, no aço que não contém hidrogênio, ϵ_f aumenta com a temperatura em todo intervalo de temperaturas considerado e é maior para a menor taxa de deformação. Para os aços que sofreram carregamento catódico, ϵ_f se torna menor para a menor taxa de deformação em uma faixa de temperaturas, passando por um mínimo em determinada temperatura.

A Figura 3 mostra a variação de propriedades mecânicas, na temperatura ambiente, com uma taxa de deformação de 10^{-5} a $10^{-3} s^{-1}$, para o aço baixo carbono não carregado e carregado com hidrogênio. Observa-se que, no caso do aço não carregado, as propriedades de ductilidade (A e Z) se mantêm constante com aumento da taxa de deformação. Para o aço carregado com hidrogênio, dois aspectos devem ser destacados: os valores de A e Z são menores do que os correspondentes ao aço não carregado e estes parâmetros aumentam com o aumento da taxa de deformação.

É objetivo deste trabalho investigar a influência do tempo e da temperatura de tratamento após laminação na variação de redução de área do fio-máquina de um aço alto carbono, visando identificar o processo responsável por esta variação e sua energia de ativação.

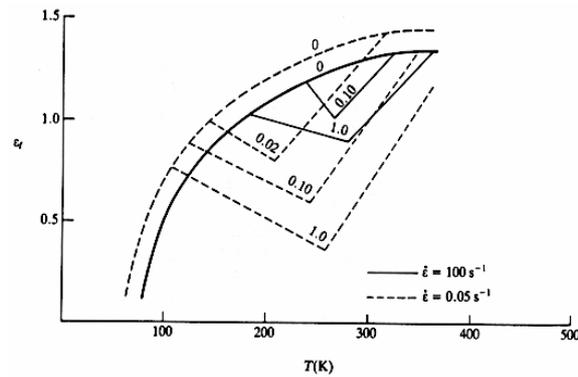


Figura 2. Variação da ductilidade em tração com a temperatura.⁽⁷⁾

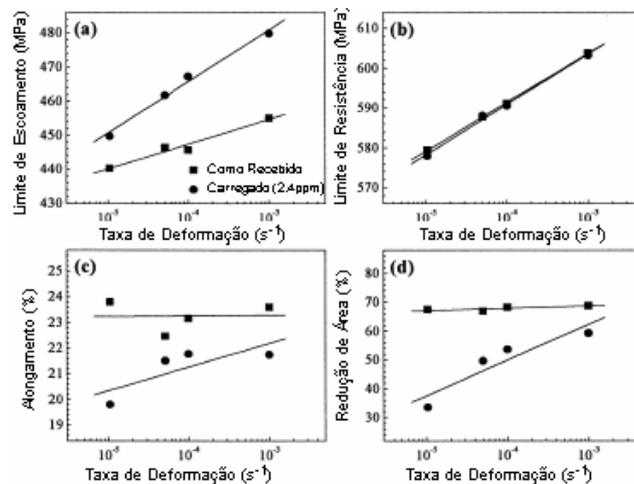


Figura 3. Propriedades de um aço de baixo teor de carbono: (a) Limite de escoamento; (b) Limite de resistência; (c) Alongamento; (d) Redução de área na estricção.⁽⁸⁾

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Materiais

Neste estudo foram utilizadas amostras de fio-máquina de um aço alto teor de carbono, laminado para os diâmetros, D_0 , de 8,0 e 14,3mm. A faixa da composição química do aço considerado para os dois diâmetros está especificada na Tabela 1.

Tabela 1. Faixa da composição química (% em peso) do aço em estudo.

C	Mn	Si	Cr	Al	P	N ₂
0,5-0,7	0,5-0,9	1,0-2,0	0,5-0,9	Max 0,01	Max 0,015	Max 0,01

Método

Tratamentos de envelhecimento

A Tabela 2 mostra os tempos e temperaturas utilizados nos tratamentos para determinação da cinética relativa ao processo de variação de Z com o tempo, para o fio máquina de 14,3 mm de diâmetro.

Tabela 2. Tempo e temperaturas de tratamentos.

Temperatura(°C)	Tempo(s)
25	163.000, 234.000, 344.600, 500.400, 730.800, 1.062.000, 1.544.000, 2.246.400
50	10.000, 13.779, 18.985, 26.158, 36.042, 49.660, 68.424
75	3.000, 3.840, 4.920, 10.440, 17.160, 22.020
100	360, 540, 840, 1.320, 1.980, 3.060, 4.620, 7.080

Os tratamentos a 25°C foram realizados em uma sala climatizada e, a 50, 75 e 100°C, em um forno tipo mufla com controlador digital de temperaturas marca Analógica.

Ensaio Estático

Foi determinada, para cada condição de ensaio, a redução de área na estrição, Z. O valor deste parâmetro foi obtido a partir de uma média de três ensaios.

Para análise da cinética do processo, foi escolhido, para diferentes condições tempo-temperatura de tratamento, um valor constante de Z igual 40%. A relação entre o tempo, t, e a temperatura, T, para um valor constante de determinada propriedade é, obtido da eq. (1). O valor da energia de ativação encontrado foi comparado com diferentes valores conhecidos de energia de ativação com o objetivo de identificar possíveis mecanismos responsáveis pelo fenômeno.

Ensaio Dinâmico

Estes ensaios foram realizados nas amostras com 8,0mm de diâmetro. A comparação da variação da redução de área, Z, com a temperatura e a taxa de deformação de teste, entre amostras armazenadas a -18°C e amostras estocadas por 40 dias na temperatura ambiente foi feita como um método auxiliar para identificar o mecanismo responsável pela variação de Z com o tempo para o aço em estudo.

Dois tipos de experimentos foram realizados. No primeiro, um conjunto de amostras condicionadas a -18°C logo após laminação a quente e um conjunto de amostras estocadas por 40 dias na temperatura ambiente foram testadas nas temperaturas de -20, 0, 24, 40 e 60°C, nas taxas de $10^{-1}s^{-1}$ e $5.10^{-3}s^{-1}$, para comparação da variação de Z com a temperatura. O segundo experimento envolveu a comparação dos valores de Z entre amostras armazenadas a -18°C e amostras estocadas por 40 dias na temperatura ambiente, testadas a 25°C, nas seguintes taxas de deformação: 10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} , 10^{-4} e $10^{-5}s^{-1}$.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Ensaio Estático

A Figura 4 mostra a variação de Z com o tempo de tratamento para as temperaturas de 25, 50, 75 e 100°C. Observa-se que, para todas as condições de tratamento, Z tem a mesma forma de variação com t. O valor de Z aumenta com o tempo, mas dZ/dt diminui a medida que o tempo aumenta e Z tende para um valor constante entre 46% e 48% para tempos suficientemente longos. A variação de Z com t pode ser expressa, para as quatro temperaturas por.:

$$Z = a - b \cdot \exp[-(c \cdot t)] \quad (2)$$

Na eq (2), a, b e c são parâmetros de ajuste. a e b são constantes com o tempo e a temperatura, mas c aumenta com o aumento da temperatura.

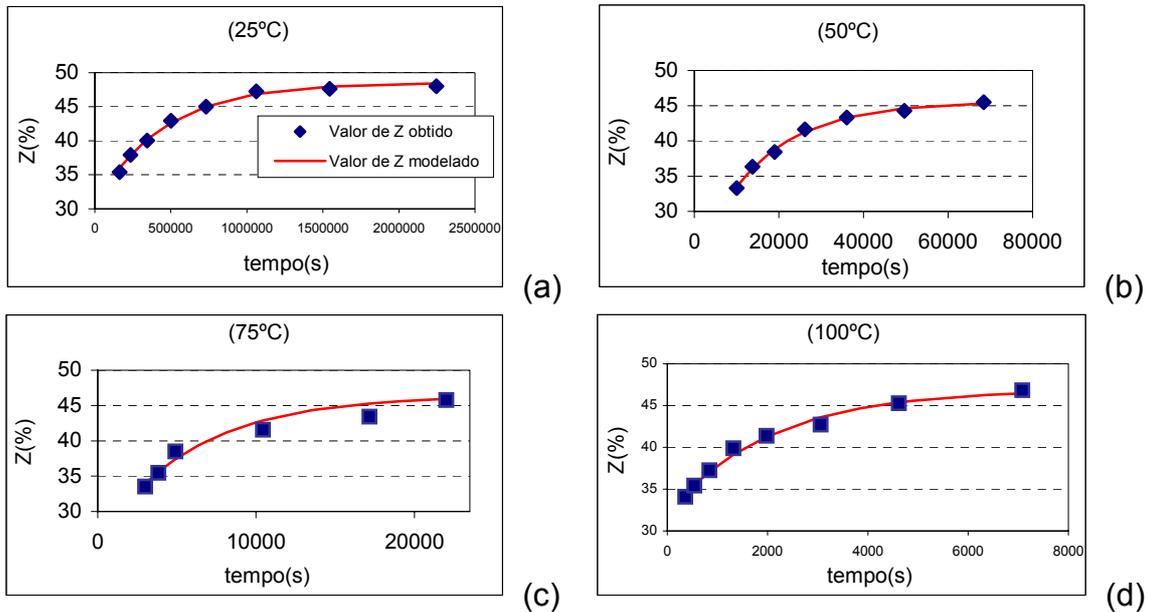


Figura 4. Variação da redução de área na estrição em função do tempo de tratamento. (a) 25°C, (b) 50°C, (c) 75°C e (d) 100°C.

Determinação da energia de ativação associada à variação de Z com o tempo

A Figura 5 mostra as curvas de Z versus t para as quatro temperaturas consideradas em um mesmo gráfico e os pontos t e T correspondentes a um valor constante de Z igual a 40%.

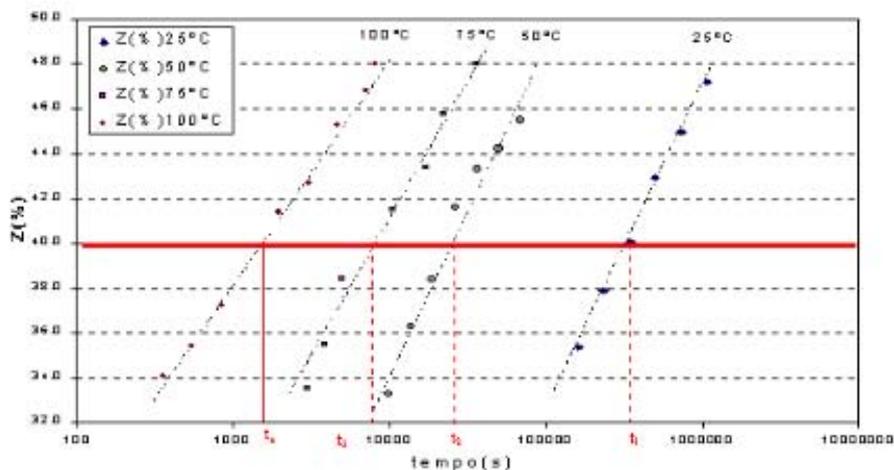


Figura 5. Variação da redução percentual de área na estrição em função do tempo.

Estes dados estão apresentados em um gráfico de Arrhenius, conforme eq. (1), na forma de $\ln 1/t$ versus $1/T$, Figura 6. Os pontos se ajustam em uma reta, com coeficiente de correlação, r^2 , igual a 0,9801. Pela inclinação da reta obtida, $-Q/R$, calculou-se o valor da energia de ativação empírica, Q , associada à cinética do processo de variação de Z . O valor encontrado foi de 63,9kJ/mol.

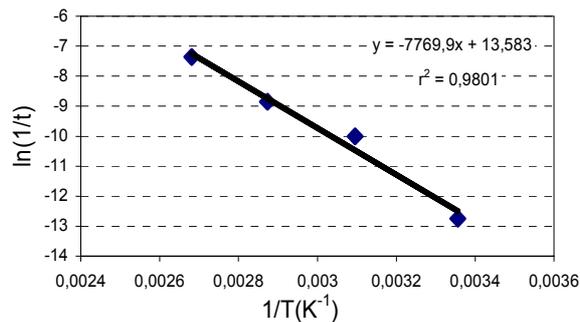


Figura 6. Gráfico de $\ln(1/t)$ versus o inverso da temperatura absoluta ($1/T$) para Z igual a 40%.

Com base nos valores das energias de ativação para difusão do C, N e H no Fe, 84,1kJ/mol, 74,1kJ/mol e 18,0 a 86,9kJ/mol, respectivamente,^(9,10) pode-se descartar inicialmente o efeito do C na variação da redução de área com o tempo. Quanto a um possível efeito do envelhecimento devido ao N, um aumento no tempo de estocagem causaria uma queda no valor de Z , não um acréscimo,⁽⁴⁾ assim, esse elemento não pode ser o responsável pelo fenômeno. Então, deve-se considerar a possibilidade de efeitos associados ao hidrogênio, cuja energia de ativação para difusão no Fe pode variar 18,0kJ/mol a 86,9kJ/mol, dependendo da natureza do *trap*.⁽¹⁰⁾ Estes autores atribuem uma energia de ligação H-*trap* de 10,5kJ/mol para o caso em que os *traps* são as interfaces Fe/Fe₃C, 18,9kJ/mol quando os *traps* são as deslocções e 78,9kJ/mol para as interfaces Fe/TiC atuando como *traps*. Por outro lado, Pyun *et al.*⁽¹¹⁾ determinaram uma energia de ligação H-deslocação e H-microporos em aços de baixo carbono, igual a 56,4kJ/mol. Segundo os autores estes microporos e deslocções que atuam como *traps* se formam nas interfaces Fe/MnS durante o resfriamento rápido do aço. Considerando a energia de ativação de difusão do hidrogênio na rede do Fe igual a 8kJ/mol⁽¹²⁾ e a energia de interação H-microporo igual a 56,4kJ/mol, de acordo com Pyun *et al.*,⁽¹¹⁾ a energia de dessorção do hidrogênio, E_D , seria igual a 64,4kJ/mol, em bom acordo com o valor de Q encontrado neste estudo, situado entre 62,2 e 67,2kJ/mol.

Ensaio Dinâmicos

Varição de Z com a temperatura do ensaio de tração

A Figura 7a mostra a variação de Z com a temperatura para amostras do aço em estudo armazenadas à temperatura ambiente para taxa de deformação igual a $1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ e $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Observa-se que, para as amostras armazenadas a 25°C, Z aumenta com a temperatura para os dois valores de taxa de deformação e o valor de Z em todo o intervalo de temperaturas é maior para a menor taxa de deformação, como previsto para a variação de Z com a temperatura e a taxa de deformação na ausência de efeitos relacionados ao hidrogênio.^(7,13)

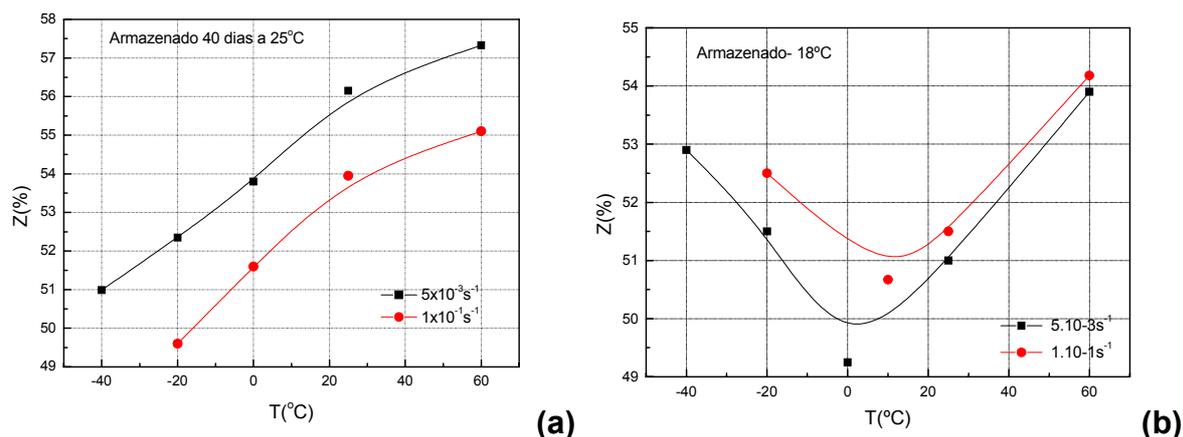


Figura 7. Variação da redução de área com a temperatura para amostras estocadas por 40 dias na temperatura ambiente (a) e a -18°C (b).

A Figura 7b apresenta a mesma variação de Z no caso das amostras armazenadas a -18°C . Para estas, o valor de Z é maior para a maior taxa de deformação em todo o intervalo de temperaturas estudado e passa por um mínimo a cerca de 0°C para as duas taxas de deformação. O fato de Z ser menor para a menor taxa de deformação, bem como o fato da curva Z *versus* T passar por um mínimo em um intervalo de temperatura indicam, segundo vários autores^(7,13,14) os efeitos do hidrogênio na ductilidade do aço. Segundo Courtney,⁽⁵⁾ em aços contendo hidrogênio, para certas combinações de taxa de deformação e T, as deslocações se moveriam arrastando os átomos de hidrogênio. Este arraste teria um efeito semelhante a fragilização observada nos aços a $\sim 250^\circ\text{C}$, decorrente do envelhecimento dinâmico devido à interação entre deslocações e átomos de nitrogênio e carbono em solução sólida. Estes resultados sugerem, portanto, que as amostras armazenadas a -18°C contém hidrogênio e que a estocagem a 25°C por um período de 40 dias possibilitou a liberação da fração de hidrogênio responsável pelo comportamento anômalo de Z com a temperatura e com a taxa de deformação.

Variação de Z com a taxa de deformação em testes realizados à temperatura ambiente

Na Figura 8 é apresentada a variação de Z com a taxa de deformação para amostras estocadas a 25°C por 40 dias e armazenadas a -18°C pelo mesmo período de tempo testadas à temperatura ambiente. Observa-se que o valor Z para as amostras que foram estocadas a 25°C não varia com a taxa de deformação, comportamento compatível com aquele de aços que não apresentam efeitos na ductilidade associados à presença de hidrogênio. Por outro lado, para as amostras armazenadas a -18°C , Z aumenta continuamente com a taxa de deformação atingindo, para taxa de deformação igual a 10^{-1} s^{-1} , um valor de aproximadamente 55,5%.

Aqui novamente se observa um comportamento característico do efeito do hidrogênio na ductilidade dos aços. A diferença nos valores de Z entre as amostras estocadas a 25°C e armazenadas a -18°C é nitidamente maior para as taxas de deformação menores.

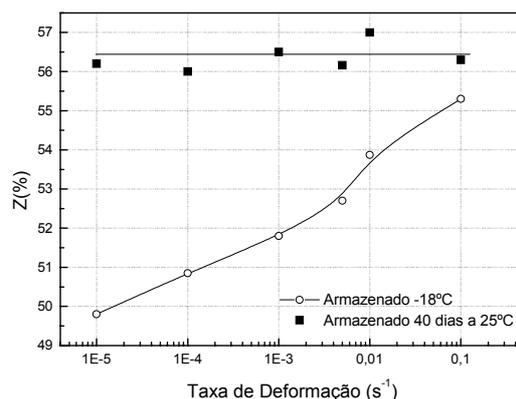


Figura 8. Variação de Z com a taxa de deformação para amostras estocadas por 40 dias na temperatura ambiente e armazenadas a 18°C testadas a 25°C.

4 CONCLUSÕES

A análise realizada dos resultados obtidos neste trabalho dá suporte às seguintes conclusões:

- O estudo da cinética de variação das propriedades mecânicas do aço em estudo indica que, provavelmente, o mecanismo responsável por esta variação é a dessorção de hidrogênio.
- Os ensaios dinâmicos em amostras estocadas a -18°C e a temperatura ambiente confirmam esta hipótese.
- O valor da energia de ativação obtido para a variação da redução de área com o tempo de estocagem, considerando-se que a dessorção de hidrogênio é o processo responsável por esta variação, sugere que os *traps* predominantes para a difusão do hidrogênio são microporos formados nas interfaces matriz/inclusões não metálicas durante o processamento do aço.

Agradecimentos

O autor gostaria de agradecer a Belgo Arcelor Brasil pela oportunidade de realização deste trabalho, e ao Professor António Eduardo Clark Perez da UFMG pela preciosa ajuda.

REFERÊNCIAS

- 1 DOVE, A. B., GARRETT, C. W., GODFREY, H. J. *Steel Wire Handbook*. v.3. Braintort: The Wire Association, 1972, 495p.
- 2 BORATTO, F. Companhia Siderúrgica Belgo Mineira, *Comunicação Pessoal*, 2004.
- 3 LESLIE, W. C. *The Physical Metallurgy of Steels*. International student edition. New York: McGraw-Hill, 1982, 396p.
- 4 GONZALEZ, B. M., COELHO, A. R. Z., CETLIN, P. R., DIAS, J. F. Efeito do Nitrogênio em Solução sólida no Envelhecimento após Deformação de Aços Perlíticos, *Jornadas Metalúrgicas*, v.1, p.49-51, 1989.
- 5 COURTNEY, T. H. *Mechanical Behavior of Materials*, 1.ed. New York: McGraw-Hill, 1990.
- 6 MORLETT, J. O., JOHNSON, H., TROIANO, A. *Journal Iron Steel Institute*, 189, v.37, 1958, in COURTNEY, T. H. *Mecanical Behavior of Materials*, 1.ed. New York: McGraw-Hill, 1990.
- 7 TOH, T., BALDWIN, W. M. J., *Stress Corrosion Cracking and Embrittlement*. Wiley, New York, 1956, p.176.
- 8 WU, X. Q., KIM, I. S. Effects of Strain Rate and Temperature on Tensile Behavior of Hydrogen-Charged SA508 Cl.3 Pressure Vessel Steel, *Materials Science and Engineering A*. V.A348, p.309-318, 2003.
- 9 REED-HILL, R. E., ABBASCHIAN, R. *Physical Metallurgy Principles*. Boston: PWS-KENT Publishing Company, 1992, 926p.
- 10 LEE, H. G., LEE, J. Y. Hydrogen Trapping by TiC Particles in Iron, *Acta Metallurgica*, v.32, p.131-136, January 1984.
- 11 PYUN, S. M., GROMOV, V. E., CHINOKALOV, V. Y., TSELLERMAER, V. Y. Hydrogen Trapping at Spheroidized and Elongated Sulphidic Inclusion-Matrix Interfaces in Mild Steel, *Materials technology Steel Research*, v.62, p512-517, 1991.
- 12 SHEWMON, P. G. *Difusion in Solids*. 2.ed. The Minerals, Metals and Materials Society, 1989, 394p.
- 13 DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. 3.ed. New York: Mc Graw-Hill, 1986. 751p.
- 14 HALL, E. O. *Yield Point Phenomena in Metals & Alloys*. Plenum Press: New York Plenum Publishing Corporation, 1970. 296p.