

A IMPLANTAÇÃO DO ENSAIO DE FLUÊNCIA USANDO A TÉCNICA DE PESO MORTO NO LABORATÓRIO DE ENSAIOS MECÂNICOS DO CDTN/CNEN

Jefferson José Vilela

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

Roberto Francisco di Lorenzo

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

Nirlando Antônio Rocha

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

RESUMO

Ao projetar qualquer sistema mecânico ou avaliar a sua integridade estrutural, vários mecanismos de danos dos materiais devem ser considerados, como: danos por fadiga, corrosão sob tensão, velocidade de crescimento de trinca e outros. Mas, alguns fenômenos são mais sutis e imperceptíveis, e acontecem em períodos mais longos como a fluência. Que é a deformação de plástica de um material sujeito a uma tensão abaixo de seu limite de escoamento. Este fenômeno ocorre em temperaturas acima da homóloga, onde os mecanismos de endurecimento e amaciamento se equilibram. A temperatura homóloga geralmente corresponde a 1/2 da temperatura absoluta de fusão. Os mecanismos de dano por deve ser considerado em equipamentos que operam a altas temperaturas.

O presente trabalho, que teve os seguintes objetivos:

- 1) Propor um método que sem instrumentação preveja as variações dimensionais do corpo-de-prova durante o ensaio de fluência usando a técnica de peso morto.*
- 2) Analisar a variação da taxa de fluência ao longo do ensaio.*
- 3) Analisar os mecanismos de dano por fluência e fragilização do aço ABNT 1045 em temperaturas abaixo da homóloga.*

Ao final deste trabalho, pode-se concluir que:

- 1) A variação dimensional do corpo-de-prova resulta num acréscimo da tensão verdadeira ao longo do ensaio;*
- 2) A taxa de fluência pode variar na faixa 5 % ao longo do ensaio.*
- 3) Mesmo a 40 % da temperatura absoluta de fusão, o aço ABNT 1045 sofreu fluência e fragilização.*

Palavras chaves: *fluência, ensaios mecânicos, dano.*

1. INTRODUÇÃO

A resistência mecânica do material, talvez, seja a variável mais importante, pois ela reflete influências não só dos variáveis do processo (deformação, taxa de deformação e temperatura), mas também, o estado do próprio material (composição química, tamanho de grão, microestrutura, precipitação). Por isso, grande atenção é dispensada ao uso de modelos que prevejam a variação de resistência mecânica com o tempo.

Durante a deformação a frio, o encruamento predomina sobre a restauração dinâmica (recuperação). Os dois mecanismos ocorrem simultaneamente e a resistência é controlada pelo balanço dos mesmos. O encruamento é o fenômeno pelo qual a resistência aumenta durante a deformação plástica (DOHERTY; MARTIN, 1976, WULFF; MOFFATT; HAYDEN 1965). A recuperação, por sua vez, engloba toda alteração da estrutura encruada, onde não ocorre movimentação dos contornos de grão (YOSHIE et. al, 1996, MECKING et. al, 1986, MECKING; KOCKS, 1981, MECKING; BULIAN, 1976, McG. TEGART, 1964).

A fluência ocorre em temperaturas acima da temperatura homóloga, que corresponde à metade da temperatura absoluta de fusão (HERTZBERG, 1989) e onde a recuperação se equilibra com o encruamento. Se ocorrer recristalização, a taxa de fluência aumentará. Mas se ocorrer precipitação, a taxa de fluência reduzirá. Descrições de curvas deformação-tempo em equações matemáticas empíricas obtidas de valores medidos em testes de fluência por peso morto em condições isotérmicas são, muitas vezes, usadas em parâmetros de projeto e integridade estrutural.

O modelamento das taxas de fluência incluem os aspectos termomecânicos e metalúrgicos que permitem melhorar a previsibilidade de microestruturas e, conseqüentemente, as propriedades dos produtos ao longo do ensaio. Os aspectos metalúrgicos como precipitação e recuperação dinâmica podem ser avaliados através de medição e interpretação das taxas de fluência obtidas em laboratório (ANAN et. al, 1992).

A fluência pode ser subdividida em três categorias: primária, estado de equilíbrio (secundária) e terciária. A região primária é fortemente dependente da história do material. A fluência secundária consome a maior parte da vida do componente e apresenta uma taxa de deformação constante. Nesta região, os mecanismos de encruamento e de recuperação se equilibram. A temperatura em que se inicia este equilíbrio é conhecida como temperatura homóloga. Entre 0,3 e 0,7 da temperatura absoluta de fusão, o mecanismo de escalagem de deslocamentos é ativado devido à facilidade de difusão dos átomos. Para temperaturas maiores que 0,7 da temperatura absoluta de fusão, o mecanismo de fluência se modifica (DIETER, 1981). Para estimar a vida de um componente mecânico utiliza-se a taxa de fluência e o tempo de operação. Na região terciária, ocorre a instabilidade plástica num curto espaço de tempo. A fratura apresenta planos de clivagem, e eventualmente, ela é dúctil.

Foram propostos dois mecanismos de fluência para temperaturas superiores a 0,7 da temperatura absoluta de fusão. Um deles propõe que a difusão de átomos ocorra ao longo dos contornos de grão, devido ao fato de existir mais deslocamentos que facilitam a mobilidade dos átomos e reduz a energia de ativação em relação àquela do interior do grão. O aumento do tamanho de grão diminui a área de contorno de grão e, conseqüentemente, reduz a taxa de fluência. O outro mecanismo sugere a difusão atômica no interior do grão. Embora a barreira de ativação seja mais alta, existe um número maior de sítios para os átomos se moverem (REED-HILL, 1973).

A fluência pode ser correlacionada com a difusão em metais puros, a energia de ativação para fluência a altas temperaturas é igual a energia de autodifusão (SHERBY; ORR; DORN, 1954). Como a energia de autodifusão é a soma das energias para a formação e movimentação de lacunas, isto fornece um forte suporte para o ponto de vista de que a escalagem de deslocamentos é o mecanismo que controla a taxa de fluência a altas temperaturas. Um outro fator que contribui para esta suposição é a formação de estrutura de deslocamentos de subgrão. Seria de se esperar que os metais nos quais as lacunas se movem rapidamente apresentasse baixa resistência a fluência. Sherby (1962) observou que as taxas de fluência no ferro alfa é 200 vezes maior que no ferro gama na temperatura de transição. O coeficiente de difusão no ferro alfa é 350 vezes maior que no ferro gama. Um outro exemplo é o fato do coeficiente de autodifusão no ferro alfa aumentar com o teor de carbono, da mesma forma que a taxa de fluência secundária.

A escalagem de deslocamentos está envolvida na deformação por fluência através da superação de os obstáculos que se interpõem ao deslizamento delas. Existem vários outros mecanismos de fluência termicamente ativados além da escalagem. A interseção de deslocamentos com outras deslocamentos da rede é um mecanismo importante. O trabalho para que uma deslocamento atravesse outra pode variar de uma fração de elétron-volt até vários elétron-volts, dependendo do metal. A

energia térmica a 300 K corresponde a 1/40 eV e a 1200 K corresponde a 1/10 eV. Estas interseções produzem degraus. Nas deslocções espiral os degraus terão de se movimentar de maneira não conservativa, já que necessitam de formação de lacunas. Estas lacunas criam uma resistência ao movimento do degrau, a não ser que haja ativação térmica suficiente para as que as lacunas se difundam no interior da rede. Desta forma o processo controlador da taxa de fluência é a difusão das lacunas e a energia de ativação do mecanismo, que é a de autodifusão. Um outro mecanismo importante na fluência dos metais cfc é ativação térmica para o deslizamento cruzado, o qual não pode ocorrer quando a deslocção esta dissociada em duas parciais. Para que uma deslocção possa realizar o deslizamento cruzado é necessário que, as deslocções parciais sofram uma constrição e se recombinem numa única deslocção. O comprimento ao longo do qual ocorre a constrição possui valo crítico. Caso, este seja muito pequeno, a deslocção se desmembra e retorna ao seu plano de deslizamento original, sem realizar o cruzamento cruzado. Quanto maior for a tensão cisalhante envolvida no plano de deslizamento cruzado, mais fácil ocorre o desmembramento da deslocção. O mecanismo de contrição e deslizamento cruzado é um processo termicamente ativado. Por outro lado, como o comprimento de constrição diminui com o aumento da tensão e, sendo assim, a energia de ativação para deslizamento cruzado é dependente da tensão, diminuindo como o aumento desta

Em alguns tipos de centrais nucleares, pode ocorrer a degradação por fluência de componentes mecânicos. Além disso, esta degradação pode ser acelerada pela radiação e pelo ambiente agressivo. A deformação por fluência no revestimento do elemento combustível interfere no desempenho do reator. A fluência pode, também, trazer problemas de desempenho para turbina que opera sob rígido controle dimensional de seus componentes (OLANDER, 1973).

Os altos custos para se instalar novas centrais nucleares tornam vantajosos os programas de extensão de vida de centrais nucleares em operação. Alguns países já realizam estudos neste sentido. Por exemplo, o DOE-EPRI (DEPARTMENT OF ENERGY – ELETRIC POWER RESEARCH INSTITUTE, 1998) tem o objetivo de aumentar a vida dos reatores nucleares de potência de 40 para 60 anos. A usina nuclear de Angra 1 está em operação desde de 1982 e o seu programa de gerenciamento de vida encontra-se em fase de implantação. O desenvolvimento de conhecimentos sobre as técnicas de fluência é necessário para as futuras avaliações de integridade estrutural das centrais nucleares brasileiras.

2. METODOLOGIA

Na Figura 1, mostra-se a máquina de fluência de peso morto construída no CDTN/CNEN. Uma célula de carga foi colocada para ler a força atuante no corpo-de-prova. A diferença entre a carga lida e a prevista foi menor que 1%. O material testado foi o aço ABNT 1045, a temperatura de teste foi 400 °C, que é inferior a temperatura homóloga (50 % da temperatura absoluta de fusão), porém, nesta faixa de temperatura este aço sofre fragilização. O período de ensaio foi 1001 horas e 45 minutos. A tensão atuante no corpo-de-prova foi 61 MPa, que corresponde aproximadamente a um terço do limite de escoamento deste material, à temperatura ambiente.

O corpo-de-prova foi tensionado através de sistema de alavanca esquematizado na Fig. 2. Na Figura 3, mostra-se o desenho do corpo-de-prova usado no experimento. O diâmetro do corpo-de-prova foi 12,50 mm. Ele foi medido em 3 pontos ao longo do comprimento útil. Foi realizada uma medição em cada extremidade e outra no centro. A área de 122,6 mm² foi calculada pelo diâmetro médio. O comprimento útil médio foi 60,00 mm, que foi medido 3 vezes ao longo de raio, de forma equidistante a 120°. Foram utilizados 2 pesos de 250 N que geraram no corpo-de-prova uma carga de 7500 N, através do sistema de alavanca. Nas condições de execução do ensaio, pode-se considerar que a tensão se distribui uniformemente na seção transversal do corpo-de-prova.

A unidade de aquecimento da amostra foi composta de um forno radiante, equipado de quatro lâmpadas halógenas com potência máxima de 2000 W cada e de um controlador de temperatura equipado com um microprocessador digital. A temperatura foi medida e controlada através de termopares do tipo chromel-alumel soldados no raio de curvatura do corpo-de-prova. Antes de se iniciar os ensaios, foi medido o gradiente de temperatura no forno. A diferença de temperatura entre

o centro do comprimento útil e o raio de curvatura do corpo-de-prova foi menor que 1°C . A agressividade da atmosfera foi reduzida com argônio (ASTM 2000). Observou-se que a oscilação de temperatura durante o ensaio foi inferior a 1°C .



Figura 1 - Máquina de fluência construída no CDTN/CNEN usando a técnica de peso morto.

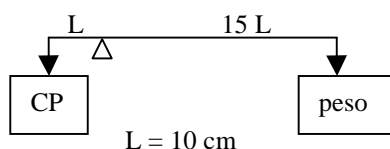


Figura 2 - Esquema de alavanca da máquina de ensaio de fluência.

3. DISCUSSÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS

Após o ensaio, o comprimento total do corpo-de-prova aumentou para 61,92 mm. Na região de deformação uniforme, o diâmetro reduziu para 12,45 mm. Na região de deformação localizada, o diâmetro reduziu para 12,15 mm. O alongamento uniforme calculado foi 0,80% e o total foi 3,2%, a redução de área calculada foi 5,5 %. O material apresentou um comportamento frágil. O corpo-de-prova apresentou deformação localizada na região central do comprimento útil e uma cor azulada, indicando a ocorrência de fragilização ao azul.

Para medir as modificações dimensionais de um corpo-de-prova deformado a quente é necessário desenvolver diversos dispositivos. Neste experimento, não foi colocada nenhuma instrumentação para realizar estas medidas, mas, algumas técnicas de inferência foram propostas. O ideal seria comparar essas técnicas de cálculo com a instrumentação. Inicialmente, considerou-se que a formação do pescoço iniciou-se a 900 h e a deformação uniforme variou linearmente neste período. A deformação instantânea foi calculada por meio da Eq. 1. Para tempos maiores que 900 °C foi utilizada da Eq. 2 (Fig. 4).

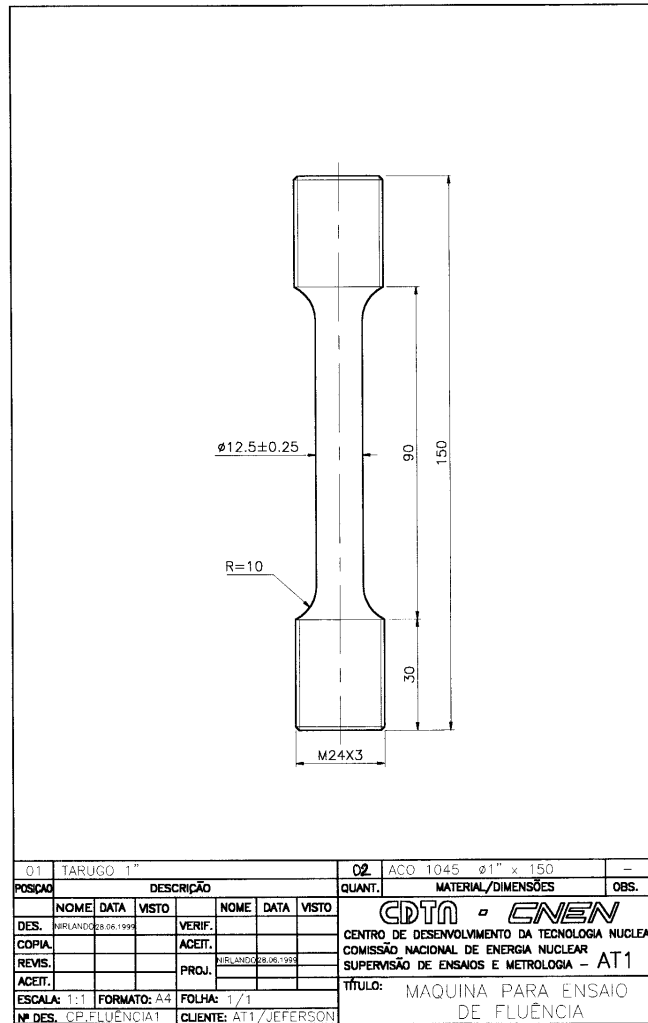


Figura 3 - Principais dimensões do corpo-de-prova utilizado neste trabalho.

$$\varepsilon = \varepsilon_u \frac{t}{t_p} \quad (1)$$

Onde:

ε_u é deformação uniforme.

t_p é tempo do início de formação do pescoço.

t é o tempo transcorrido no ensaio.

$$\varepsilon = \varepsilon_u + (\varepsilon_f - \varepsilon_u) \frac{(t - t_p)}{(t_f - t_p)} \quad (2)$$

ε_f é deformação final.

Para obter a variação do diâmetro ao longo do ensaio foi utilizada a equação 3 para tempos inferiores 900 h e a equação 4 para tempos superiores a 900 h. A tensão real foi calculada usando a Eq. 5 para tempos inferiores 900 h e para tempos superiores a 900 h. Quando ocorreu a formação do pescoço foi utilizada a correção tensão axial média (Eq. 6, 7, 8 e 9) para compensar a introdução de tensões transversais (BRIDGMAN 1944) (Fig. 5).

$$D = \sqrt{\frac{D_i}{1 + \varepsilon}} \quad (3)$$

Onde D_i é diâmetro inicial do corpo-de-prova.

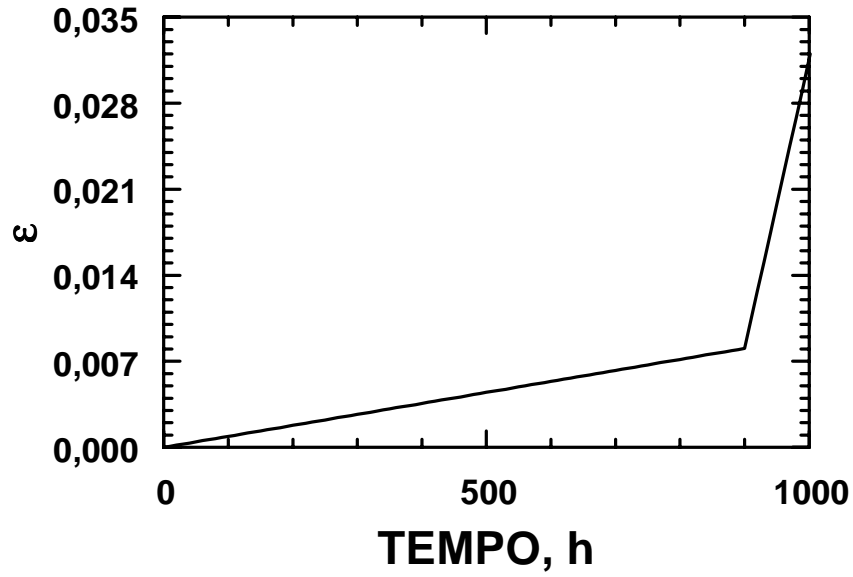


Figura 4 – Variação da deformação ao longo do ensaio de fluência.

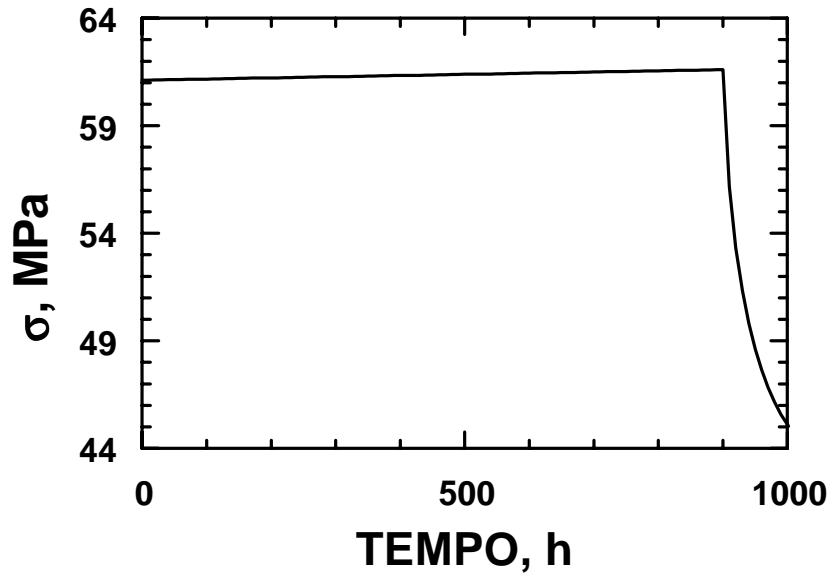


Figura 5 – Variação da tensão ao longo do ensaio de fluência.

$$D = D_u - (D_u - D_f) \left(\frac{t - t_p}{t_f - t_p} \right) \quad (4)$$

$$\sigma = \frac{F}{\pi \frac{D^2}{4}} \quad (5)$$

Onde F é força aplicada no corpo-de-prova

$$a = \frac{D}{2} \quad (6)$$

Onde “a” é o raio mínimo do corpo-de-prova no pescoço.

$$2R_f = \varepsilon_f - \varepsilon_u \quad (7)$$

R_f é este raio no momento da ruptura.

$$2R = 2R_f \frac{(t - t_p)}{(t_f - t_p)} \quad (8)$$

R é o raio de curvatura do pescoço

$$\sigma = \frac{F}{\pi \left(\frac{D_f}{2} \right)^2} \frac{1}{\left(1 + \frac{2R}{a} \right) \left[\ln \left(1 + \frac{a}{2r} \right) \right]} \quad (9)$$

Os modelos utilizados no comportamento mecânico do material podem ser mecanicistas ou empíricos. Os mecanicistas são formulados a partir de equações diferenciais em função da densidade de deslocações, como os modelos de Mecking e Kocks (1981) e de Laasraoui (1990). Os modelos empíricos descrevem o comportamento de um material durante a deformação a quente através da determinação das relações quantitativas entre a temperatura e a tensão, que são as variáveis independentes que afetam diretamente a taxa de fluência (HOFFMANN; JORGE JR; BALANCIN, 1994; ZENER; HOLLOMON, 1944). Essas variáveis são consideradas em um modelo através de uma equação constitutiva.

Garofalo (1963) mostrou uma equação constitutiva (Eq. 10) em que a taxa de deformação é função da tensão para o cobre, o alumínio e o aço inoxidável. Sellars e Mcg Tegart (1972), posteriormente, descreveram com sucesso a tensão em função da temperatura e da taxa de fluência utilizando a Eq. 11 que tem a forma seno-hiperbólica, combinada com a equação de Arrhenius, onde A, α, n são constantes empíricas. Neste trabalho, a taxa de fluência foi calculada através da Eq. 11, e sua evolução ao longo do ensaio é apresentada na Fig. 6. A taxa de fluência variou aproximadamente 5 % na região de deformação uniforme. A equação 11 é utilizada para qualquer nível de tensão. Em baixas tensões, pode-se utilizar uma relação de potência como a Eq. 12, para ασ < 0,8, e em altas tensões pode-se utilizar uma relação exponencial, do tipo da Eq. 13, para ασ > 1,2 (SELLARS; MCG TEGART, 1972). As constantes α e n estão relacionadas por β = αn, tal que α e n podem ser determinados a partir de dados experimentais em altas e baixas tensões (SELLARS; MCG TEGART, 1966).

$$\dot{\varepsilon} = A(\sinh(\alpha\sigma))^n \quad (10)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (11)$$

Valores utilizados no cálculo da taxa de fluência:

$A = 1,7684 \times 10^{27}$ (VILELA, 1999);

$\dot{\epsilon}_s$ = taxa de fluência;

$n = 4$ (VILELA, 1999);

$\alpha = 0,0012$ (SELLARS; McG TEGART, 1972);

σ = tensão aplicada;

$Q = 350$ kJ/mol (energia de ativação) (VILELA, 1999);

$R = 8,14$ J/mol/K (constante universal dos gases);

$T = 673$ K (temperatura absoluta).

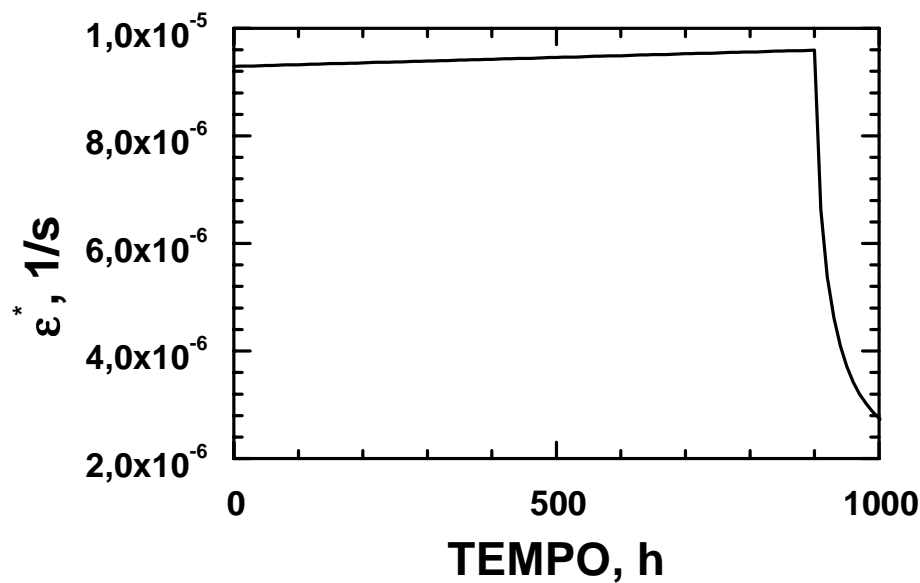


Figura 6 – Variação da taxa de fluência ao longo de ensaio de fluência.

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^{n'} \exp\left(\frac{-Q_{def}}{RT}\right) \quad (12)$$

$$\dot{\epsilon} = A'' \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q_{def}}{RT}\right) \quad (13)$$

No intervalo entre 230 a 370 °C, o aço apresenta um decréscimo na ductilidade e na resistência ao impacto. Esse intervalo de temperatura é conhecido como a região da fragilização azul. Essa faixa de temperatura é também a região na qual os aços apresentam uma sensibilidade mínima à taxa de deformação e um grau de envelhecimento por deformação (DIETER, 1981). Neste ensaio ficou evidenciado a fragilização do material pela coloração do corpo-de-prova.

Freqüentemente, necessita-se de dados de resistência a altas temperaturas para condições nas quais não existe informação experimental. Isto acontece particularmente para longos tempos de fluência, onde muitas vezes é necessário conhecer a tensão necessária para produzir 1 por cento de

deformação em 100.000 h (11,4 anos), embora a liga tenha apenas 4 anos de existência.. Obviamente, em tais situações torna-se necessário uma extrapolação segura.

4. CONCLUSÕES

- 1) A variação dimensional do corpo-de-prova resulta num acréscimo de tensão verdadeira ao longo do ensaio de fluência de peso morto;
- 2) A taxa de fluência pode variar 5 % ao durante o ensaio antes da formação do pescoço.
- 3) O aço ABNT 1045 sofreu fluência mesmo abaixo da temperatura homologa juntamente com a envelhecimento com deformação.

5. REFERÊNCIAS

- ANAN, G., NAKAJIMA, S., MIYAHARA, M., NANBA, S., UMEMOTO, M., HIRAMATSU, A., MORIYA, A. WATANABE, T. Model for Recovery and Recrystallization of Hot Deformed Austenite Considering Structural Heterogeneity. *Iron and Steel Institute of Japan International*, v. 32, p. 261-266, 1992.
- ASTM 2000, Standard Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials – *American Standard Testing Materials* – ASTM E-139-00.
- BRIDGMAN, P. W. *Transaction American Metallurgic*, v. 32, p. 553, 1944
- DEPARTMENT OF ENERGY AND ELECTRICAL POWER RESEARCH INSTITUTE *Joint DOE-EPRI Strategic Research and Development Plan to Optimize U.S. Nuclear Power Plants*, 20 de março de 1998.
- DIETER, G. E. *Metallurgia Mecânica*. Tradução. Guanabara Dois, segunda edição, Rio de Janeiro, 1981.
- DOHERTY, R. D., MARTIN, J. W. *Stability of Microstructure in Metallic Systems*. Cambridge. Ed. Cambridge University Press, 1976. 420p.
- GARAFALO, F. *Transactions Metallurgical Society, AIME*, v. 227, p. 351, 1963.
- HERTZBERG, R. W. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. terceira edição, New York. Wiley & Sons, 1989.
- HOFFMANN, W. A. M., JORGE JR. A. M., BALANCIN O. Determinação da energia de ativação aparente para a deformação a quente de um aço inoxidável duplex. In: *CBCIMAT*, 1994, p. 235-238.
- LAASRAOUI, A. *Computer Modeling of Temperature, Flow Stress and Microstructure during the Hot Rolling Steels*. Montreal: McGill University, 1990. 290 p. Tese (Doutorado em Filosofia) - Departamento de Mineração e Metalurgia, 1990.
- McG. TEGART, W. J. M. *Elements of Mechanical Metallurgy*. Nova York: Ed. The Macmillan Company, 1964. 259p.
- MECKING, H., BULIAN, G. Correlation Between Stress, Strain and Dislocation Arrangement in Weakly Deformed Copper Single Crystals. *Acta Metallurgica*, v. 24, p. 249-260, 1976.
- MECKING, H., KOCKS, U. F. Kinetics of Flow and Strain Hardening. *Acta Metallurgica*, v. 29, p. 1865-1875, 1981.
- MECKING, H., NICKLAS, B., ZARUBOV, N., KOCKS, U. F. A Universal Temperature Scale for Plastic Flow. *Acta Metallurgica*, v. 34, N. 3, p. 527-535, 1986.
- OLANDER, D. R. *Fundamental Aspects of Nuclear Reactor Fuel Elements*. Departamento de Energia, Washington, D. C., U. S., 1976.
- REED-HILL, R. E. *Physical Metallurgy Principles*. D. Van Nostrand Company, segunda edição, University Series in Basic Engineering, Nova York, 1973.
- SELLARS, C. M. McG. TEGART, W. J. M. Hot Workability. *International Metallurgical Reviews*, v. 17, p. 1-24, 1972.
- 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.
- SHERBY, O. D. *Acta Metallurgica*, v. 10, p. 135-147, 1962.
- SHERBY, O. D.; ORR, R. L.; DORN, J. E. *Trans. AIME*, v. 200, p. 71-80, 1954.

- VILELA, J. J. *Modelamento 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.
- WULFF, J., MOFFATT, W. G., HAYDEN, W. *Mechanical Behavior*. Nova York. Ed. John Wiley & Sons, 1965. 150p.
- YOSHIE, A., FUJITA, T., FUJIOKA, M., OKAMOTO, K., MORIKAWA, H., Formulation of the Decrease in Dislocation Density of Deformed Austenite Due to Static Recovery and Recrystallization. *Iron and Steel Institute of Japan International*, v. 36, n. 4, p. 474-480, 1996.
- ZENER, C. H., HOLLOMON, J. H. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. *Journal of Applied Physics*, v. 15, p. 22-32, janeiro, 1944.

DEVELOPMENT OF CREEP TEST IN THE LABORATORY OF CDTN/CNEN

Jefferson José Vilela

National Commission of Nuclear Energy, jjv@cdtn.br

Roberto Francisco di Lorenzo

National Commission of Nuclear Energy, rfl@cdtn.br

Nirlando Antônio Rocha

National Commission of Nuclear Energy, nar@cdtn.br

ABSTRACT

The mechanical project or the structural integrity demand to know many mechanical behaviors of material. For example: fatigue, stress corrosion, mechanical fracture and others. Some phenomenon is difficult to realize, and happen in the long period for example: creep. That plastic strain occurs in material with stress less than yield. This phenomenon occur in the temperature more than 50 % melting absolute temperature, where hardening and smoothing mechanisms became equal. This damage must be considered in the equipment that operates in the high temperature.

The objectives the present work were:

Develop um approach out of instrumentation could be foresight the change in the specimen during creep test.

Analyze the change of rate strain during the test.

Evaluate the mechanisms of damage to creep in the temperature less 50 % of melting absolute temperature.

The conclusions of this work were:

The changes in the dimension of specimen modify the stress.

The rate strain change 5 % during the test.

The steel SAE 1045 suffers damage for creep in the 400 °C and brittle behavior less than 50 % of melting absolute temperature.

Key words: *creep, mechanical test, and damage.*