



## FLUÊNCIA ASSISTIDA POR TRINCA EM AÇO API P22

**Joyson Luiz Pacheco**

Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)  
Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS)  
Rua Sarmento Leite 425, Porto alegre, RS.  
joyson@mecanica.ufrgs.br

**Resumo.** Muitos componentes de plantas industriais como tubulações, geradores de vapor, caldeiras, vasos de pressão, etc., especialmente nos setores petroquímico, termelétrico, e componentes de sistemas mecânicos como turbinas a gás e a vapor, estão sujeitos a fluência assistida por defeito. Pretende-se contribuir para a compreensão do mecanismo de fluência assistida por defeito, estabelecendo metodologia experimental que ampare resultados de modelagem teórica para a previsão de vida e análise de integridade estrutural. São descritos testes da mecânica da fratura em corpos de prova pré-trincados de aço API P22 de tubulação petroquímica na forma usada (120000 horas a 11,5 MPa de vapor à temperatura de 811 K) e na forma nova, sem uso, para comparação. Os ensaios foram realizados baseados na norma ASTM E – 399 e foi medido o deslocamento da linha de carga em função do tempo. Através de uma curva de calibração construída experimentalmente, pôde-se avaliar o crescimento de trinca em função do tempo (da/dt). Calculou-se o parâmetro  $C^*$  em função de da/dt para o material novo e para o material usado. A metodologia empregada se mostrou satisfatória e os resultados se mostraram coerentes com a prática industrial.

**Palavras chave:** fluência, fluência assistida por defeito, mecânica da fratura em alta temperatura.

### 1 - INTRODUÇÃO

A integridade estrutural em alta temperatura, de componentes como caldeiras, turbinas, geradores de vapor, tubulações de alta pressão, trocadores de calor, válvulas, compressores, etc..., é importante para:

**a) Impedir poluição**, decorrente de vazamentos acidentais, podendo haver contaminação do solo, água de rios e fontes e atmosfera. É sempre bom lembrar que a maioria das instalações petroquímicas estão localizadas próximas a grandes centros urbanos.

**b) Evitar perdas humanas** eventualmente registráveis em acidentes, resultando em invalidez temporária ou permanente e óbitos.

**c) Evitar lucro cessante** ocasionado por acidentes catastróficos que produzam longos tempos de inoperância das plantas.

Tradicionalmente os estudos de fluência levam em consideração a nucleação e o crescimento massivo de danos que, ao longo do tempo, levam o material ao colapso. A existência de defeitos de fabricação e/ou operação não é contemplada nesta metodologia que, a partir de considerações da Mecânica da Fratura, sofreu uma implementação que busca equacionar melhor o problema. Esta nova abordagem emprega os conceitos classicamente estudados em fluência para, a partir deles, introduzir a real parcela de periculosidade de um defeito presente em um componente operando à elevadas temperaturas.

Este trabalho avalia o desempenho de um aço API P22 (2¼ Cr 1 Mo) sob duas condições distintas: uma com material utilizado em planta petroquímica durante 120.000 horas em tubulação de vapor sob pressão de 11,5 MPa a temperatura de 811 K e a outra sem ter sido posta em operação. Através de ensaios de fluência, buscou-se uma metodologia para avaliar a taxa de crescimento de trinca. Para a previsão de vida remanescente em função do crescimento de trinca foram desenvolvidos conceitos e uma metodologia de Mecânica da Fratura Dependente do Tempo para componentes que operem em temperaturas elevadas. Esta mesma metodologia foi aplicada por Liaw, Saxena, e Schaefer (1989a e 1989b) para previsão de vida remanescente e para o desenvolvimento de critérios de inspeção de tubulações de vapor em temperaturas elevadas.

Em função da combinação de pressão interna e exposição a temperaturas elevadas, as tubulações de vapor estão sujeitas a danos provocados por fluência. Potencialmente as falhas em tubos de vapor podem resultar de crescimento de trincas em temperaturas elevadas a partir de defeitos de fabricação. Em particular os cordões de solda de tubos de vapor estão propensos a falhas por trincamento ao longo da linha de fusão (local com maior probabilidade de conter trincas). Desta forma as taxas de propagação de trinca na fluência são importantes dados de entrada nos modelos para a previsão de vida remanescente de tubulações de vapor em temperaturas elevadas conforme Liaw e Saxena (1992).

O aço API P22 estudado é empregado na indústria petroquímica, geralmente em superaquecedores e coletores de vapor de caldeiras flamotubulares, casco de reatores de hidrocraqueamento e tubos de condução de vapor de alta pressão. É objetivo deste trabalho, comparar o desempenho do aço API P22 usado com o do API P22 novo em testes de fluência a 811 K, adotando-se valores iniciais de  $K$ , 23,3 ; 27,8 e 32,2 MPa $\sqrt{m}$ . Para tanto foi empregada uma máquina convencional de fluência por peso morto, produzindo bons resultados experimentais.

## **2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 - Conceitos Básicos de Fluência**

Devido à ativação térmica os materiais podem deformar lenta e continuamente sob carga constante e podem, eventualmente, falhar. A dependência do tempo na deformação termicamente auxiliada de componentes sob carga (tensão) é conhecida como fluência. Como uma consequência de tal deformação, temos mudanças dimensionais inaceitáveis e distorções, podendo levar a ocorrência da ruptura final do componente. Processos de fluência localizada na ponta de um defeito pré-existente ou concentração de tensões podem também levar ao crescimento de trinca localizado e eventual falha conforme Viswanathan (1993).

A fluência é um fenômeno no qual um material, sob ação de uma determinada tensão (inferior ao seu limite de escoamento), se deforma plasticamente ao longo do tempo. Este processo é termicamente ativado, e a rigor acontece a qualquer temperatura acima do zero absoluto de acordo com Reed-Hill (1982). Entretanto, na prática, esta temperatura deve ser superior a 40% da temperatura absoluta de fusão do material conforme Whittenberger (1996), uma vez que abaixo desta a fluência não produz resultados significativos em tempos considerados para estruturas de engenharia.

### **2.2 - Curva Típica de Fluência**

As propriedades de fluência geralmente são determinadas por meio de um teste em que uma carga ou tensão uniaxial constante é aplicada no corpo de prova e os valores de deformação são traçados em função do tempo. Forma típica de curva de fluência é mostrada na Fig.(1). A forma da curva de fluência é determinada pela competição de vários fenômenos, incluindo encruamento por deformação; processos de amolecimento tais como: recuperação, recristalização, amolecimento por deformação e precipitados formados por superenvelhecimento; e processos de danos tais como: formação de cavidades, trincamento e tipos de entalhe.

Destes fatores o encruamento por deformação tende a diminuir a taxa de fluência, enquanto os outros fatores tendem a aumentá-la. O balanço entre estes fatores determina a forma da curva de fluência. Durante o 1º estágio de fluência a diminuição da inclinação da curva de fluência é atribuído ao encruamento por deformação. O 2º estágio de fluência é explicado em termos de um balanço entre encruamento por deformação, amolecimento e processos de danos, resultando uma taxa de fluência quase constante. O 3º estágio marca o início do processo de danos internos ou externos, que resulta em uma diminuição na resistência em função da carga ou um significativo aumento de tensão efetiva na seção do corpo de prova.

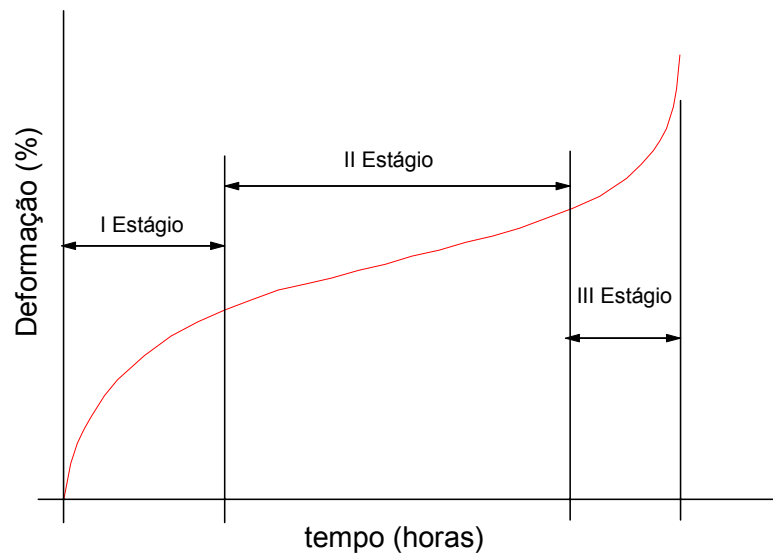


Figura 1 - Forma típica da curva de fluência sob carga constante.

Para quase todas as aplicações de engenharia, dados do teste de fluência com carga constante são considerados adequados em função da conveniência do mesmo de acordo com Viswanathan (1993).

### 2.3 - Dependência da Temperatura, Tensão e Tempo

De todos os parâmetros pertinentes às curvas de fluência, os mais importantes para aplicações de engenharia são a taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) e o tempo para ruptura ( $t_r$ ). Especificamente, a dependência da temperatura, da tensão aplicada e do tempo são do maior interesse para o projetista. Esta dependência varia com o mecanismo de fluência aplicado. Uma variedade de mecanismos e equações tem sido propostos na literatura (Viswanathan, 1993). Felizmente todos estes mecanismos podem ser colocados dentro de duas categorias básicas: fluência por difusão, e fluência por deslizamento.

O mecanismo de fluência por deslizamento ocorre para tensões intermediárias e altas, e para temperaturas acima de 0,4 do ponto de fusão. Este é o mecanismo que tem significado para a maior parte dos materiais e estruturas de engenharia. O processo de deformação é controlado por movimentos não conservativos de deslizamentos, implicando na difusão de vacâncias ou escorregamentos transversais. Vários modelos baseados nestas variações têm sido propostos. Em geral as taxas de fluência não variam linearmente com a tensão, mas sim como uma função potencial ou exponencial de tensão, em contraste com a dependência linear da tensão na fluência por difusão. Do ponto de vista de aplicação prática, a fluência em altas temperaturas é a mais comum e, por isso, a que tem sido mais estudada. Para tensões e temperaturas de interesse para engenharia, o seguinte comportamento proposto por Norton citado por Viswanathan (1993), conhecida como Lei de Norton citado por Miranda e outros (1983), é geralmente aplicável:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n \quad \text{Eq. (1)}$$

Onde “ $A$ ” e “ $n$ ” são constantes dos materiais. Como a fluência é um processo termicamente ativado, a sensibilidade com a temperatura é definida por uma expressão do tipo Arrhenius, com uma energia de ativação característica “ $Q$ ”, para o mecanismo de controle da taxa. A Eq. (1) pode, portanto, ser reescrita como

$$\dot{\epsilon} = A_0 \cdot \sigma^n \exp(-Q / R \cdot T) \quad \text{Eq. (2)}$$

onde “ $A_0$ ” e “ $n$ ” são constantes e “ $R$ ” é a constante universal dos gases conforme Viswanathan (1993) e Miranda e outros (1983). Ainda que a Eq. (2) apresente valores constantes para “ $n$ ” e “ $Q$ ”, resultados experimentais em aços mostram que ambos os valores são variáveis em função da temperatura e tensão.

Uma tentativa de explicar quais os mecanismos presentes no fenômeno de fluência foi feita a partir da análise dos aspectos da superfície de fratura dos materiais após a ruptura por fluência. Crossman e Ashby (1975), Ashby citado por Viswanathan (1993) mostraram através de gráficos tensão aplicada *versus* temperatura/tempo que, dependendo da região analisada, a fratura resultante é governada por um tipo específico de mecanismo. A conjugação temperatura-tensão-tempo de acordo com Frost e Ashby (1982) mostra a existência de uma grande complexidade nos fenômenos envolvidos.

## 2.4 - Microestrutura e Fluência

As modificações morfológicas que ocorrem nos carbetos, que em função da temperatura da tensão e do tempo, passam de aciculares a esferoidizados diminuem a resistência à fluência conforme Whittenberger (1996) uma vez que as barreiras para o movimento das discordâncias (que produzem o encruamento do material) vão ficando mais distantes. Fica notória então a influência da microestrutura prévia na cinética de esferoidização e, em consequência, na queda de resistência à fluência, especialmente nos processos de endurecimento por têmpera ou por encruamento produzido por deformação plástica a frio. Sob este prisma verifica-se que os aços que apresentam as melhores características para fluência são os que possuem elementos de liga que favorecem a formação de precipitados finamente dispersos e estáveis em temperaturas elevadas, bem como os que se apresentam substitucionalmente no reticulado cristalino. Nos aços-baixa liga, o molibdênio é o elemento de liga que melhor cumpre esta função e tem sido largamente empregado na indústria petroquímica de acordo com Telles (1987).

## 2.5 - Precipitados e Fluência

Arst (1989) e Whittenberger (1989), mostraram em seus trabalhos com superligas a base de níquel que a utilização de partículas precipitadas de óxidos finamente dispersas na matriz aumentam a vida em fluência, graças a estabilidade (capacidade de travar o movimento das discordâncias sem se romper) nas temperaturas de operação. No caso de aços ferríticos ao molibdênio, os precipitados formados devem-se aos elementos de liga presentes, principalmente Mo e Cr. A cementita, por sua vez, tende a transformar-se em carbetos à base de elementos de liga na medida em que a temperatura vai aumentando e/ou o material seja mantido sob determinado tempo em temperaturas elevadas. Kuo (1953) em trabalho bastante abrangente a respeito de carbetos formados à base de cromo, molibdênio e tungstênio, explica a tendência desta decomposição da cementita em função dos elementos de liga presentes e de suas respectivas quantidades.

## 2.6 – Parâmetro de Controle de Fluência no Regime Estacionário

O parâmetro  $C^*$  é a taxa de energia da integral de linha de contorno independente, definida por analogia com a integral de contorno J conforme Landes e Begley (1976) e Harper e Ellison (1977), com a diferença que na integral de contorno J são utilizadas a deformação  $\varepsilon$  e a densidade de energia de deformação  $W^*$  e, no parâmetro  $C^*$ , são utilizadas as respectivas taxas das mesmas conforme Viswanathan (1993). Este parâmetro é específico para o regime de crescimento de trinca em fluência no estado estacionário (grande escala). Sob as condições de estado estacionário a integral  $C^*$  é definida por Landes e Begley (1976, Saxena (1980), Harper e Ellison (1977), Wu, Christian e Ellison (1984) como:

$$C^* = \int_{\Gamma} W^* dy - T_i \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x} ds \quad \text{Eq. (3)}$$

$$e \quad W^* = \int_0^{\dot{\varepsilon}_{ij}} \sigma_{ij} d\dot{\varepsilon}_{ij} \quad \text{Eq. (4)}$$

Para ensaios realizados em laboratório de acordo com Norris, Grower, Hamilton e Saxena (1996), o valor de  $C^*$  pode ser obtido pela seguinte equação:

$$C^* = \frac{P\dot{V}_s}{BW} \eta \left( \frac{a}{W}, n \right) \quad \text{Eq. (5)} \quad e \quad \eta = \frac{n}{n+1} \left[ \frac{2 + 0.522 \left( 1 - \frac{a}{W} \right)}{1 - \frac{a}{W}} \right] \quad \text{Eq. (6)}$$

onde P é carga aplicada; W o comprimento útil do corpo de prova; B a espessura do corpo de prova;  $\dot{V}_s$  a taxa de deslocamento da linha de carga no regime estacionário e  $\eta$  uma função geométrica dependente do tempo. O valor de  $\eta$  para corpos de prova compact tension (CT) pode ser obtido pela Eq. (6), onde “n” é o expoente de fluência; a = comprimento de trinca e W = comprimento útil do corpo de prova.

## 3 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 3.1 - Material: Histórico e Processamento.

Os tubos de diâmetro externo de 500mm e espessura de parede de 50 mm, foram fabricados a pelo processo Mannesman para laminação de tubos sem costura. Neste processo, as barras são aquecidas a 1523 K antes de passar pelo trem de laminação com cilindros em forma de barril e com um mandril de perfuração. Após passar pelo leito de resfriamento, o tubo é reaquecido e então descarepado em equipamento hidráulico de alta pressão para depois ser conduzido a um laminador calibrador para dar suas dimensões finais. Durante este processo o tubo sofre, na prática, uma “têmpera” (solubilização) que, seguida de um revenimento no trem calibrador de laminação, confere as melhores propriedades mecânicas associadas a propriedades em altas temperaturas. A Tab.(1) apresenta a composição química dos materiais empregados.

Tabela 1 – Composição química em peso percentual do aço API P22.

	C %	Mn %	P %	S %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %
Norma-	0,05 a	0,30 a	0,025	0,025	0,50	0,40	1,90 a	0,87 a
lizado	0,15	0,60	max	max	max	max	2,60	1,13
Usado	0,161	0,555	0,016	0,022	0,365	0,148	2,468	0,898

Novo	0,153	0,473	0,009	0,016	0,371	0,123	2,148	0,970
------	-------	-------	-------	-------	-------	-------	-------	-------

### 3.2 - Preparação dos Corpos de Prova

Foram usinados corpos de prova “**compact tension disk shaped**”, dimensionados de acordo com a norma ASTM E 399-90 e retirados na direção axial dos tubos, com pré-trinca direcionada no sentido radial. Com os parâmetros geométricos medidos, e conhecendo-se o tamanho da pré-trinca inicial, avaliou-se a carga de teste necessária para produzir um determinado fator de intensidade de tensões K inicialmente arbitrado.

### 3.3 - Equipamentos Empregados

Máquina de fadiga auxiliar, de construção simples, por excêntrico, para abertura de pré-trinca por fadiga nos corpos de prova em temperatura ambiente. Máquina de fluência por peso morto e máquina MTS servo-hidráulica, para construção da curva de calibração, com sistema de aquisição de dados.

### 3.4 - Parâmetros de Teste

O valor do  $K_{\text{inicial}}$  foi arbitrado em 23,3 ; 27,8 e 32,2  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  e pelas Eq. (7) e Eq.(8), conforme Normas ASTM E-399/90 e ASTM E-647/91, pôde-se calcular as cargas de teste:

$$K = \frac{F}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad \text{Eq. (7), onde:}$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \left[ \frac{2 + \left(\frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \right] \left[ 0,76 + 4,8 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 11,58 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 11,43 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 4,08 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right] \quad \text{Eq.(8)}$$

sendo **a** o comprimento de trinca **W** o comprimento da seção remanescente e **B** a espessura do corpo de prova.

Coloca-se o corpo de prova previamente trincado na máquina, aplica-se a pré-carga ( $F_{\text{min}}$ ), liga-se o forno até a estabilização na temperatura desejada (811 K) e a seguir aplica-se a carga complementar ( $\Delta F$ ), dando-se início ao ensaio. O ensaio é acompanhado em tempo real por meio da geração de um arquivo no sistema de aquisição de dados, que registra o deslocamento da linha de carga em função do tempo.

Para converter o deslocamento da linha de carga ( $\Delta V$ ) em função do tempo registrado nos testes, em crescimento de trinca em função do tempo ( $da/dt$ ), foi necessária a construção de uma curva de calibração. Através de ensaios interrompidos de fadiga, realizados a um ciclo por segundo, com  $\Delta K = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , e a 811 K, pôde-se expressar  $(\Delta a) = f(\Delta V)$  e então calcular ( $da/dt$ ) para o segundo estágio de fluência, que possui velocidade estável de crescimento de trinca Fig.(2).

É importante destacar que foi dada ênfase na aplicação deste procedimento para o segundo estágio das curvas de deslocamento da linha de carga em função do tempo obtidas nos testes, porque este é mais relevante nas aplicações de engenharia. A avaliação da velocidade de deslocamento da linha de carga ( $V'$ ) e o intervalo de tempo de duração deste segundo estágio ( $\Delta t$ ) foi feita por regressão linear. A reta que proporcionou o melhor grau estatístico de correlação foi a que determinou os valores. Assim, se forem avaliados os parâmetros  $\Delta K$ ,  $C^*$  ou  $(C_i)_m$  para equipamentos em serviço em planta industrial, poderá ser feita então uma comparação com os resultados dos testes e uma avaliação de tempo de vida e ou integridade estrutural destes equipamentos.

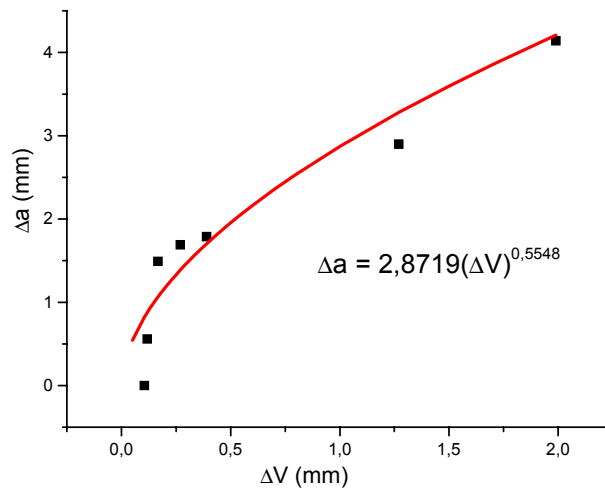


Figura 2 – Crescimento de trinca  $\Delta a$  em função do deslocamento da linha de carga  $\Delta V$ .

### 3.5 - Caracterização Microestrutural

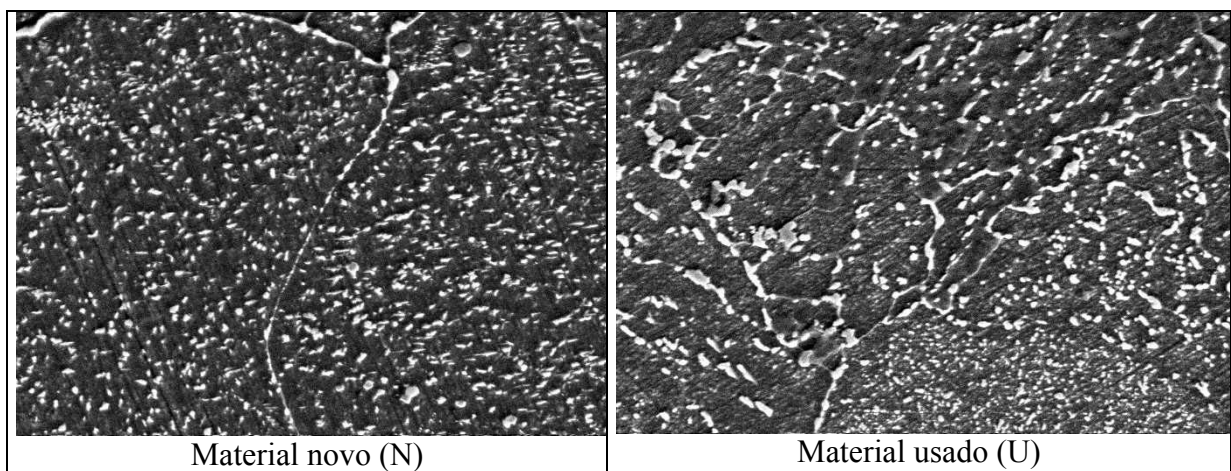


Figura 3 - Metalografia em MEV, 2000X, ataque nital 3%.

Observa-se na Fig.(3) a melhor distribuição de carbeto no material novo (esquerda), em comparação com o material usado (direita), que apresenta migração de carbeto para os contornos de grão e um processo de esferoidização e coalescimento de carbeto, danoso à fluência e que melhora a resistência à fadiga.

## 4 – RESULTADOS

Os resultados dos testes de fluência, realizados em máquina convencional com aplicação de carga por meio de pesos mortos são apresentados abaixo na Fig.(4) para diversos  $K_{iniciais}$  aplicados. São apresentados os resultados do material novo (N) e do material usado (U). Os parâmetros da mecânica da fratura que permitem comparação de desempenho à fluência assistida por defeito entre o material novo (N) e usado (U) são mostrados na Fig.(5).

A curva de calibração construída e mostrada na Fig.(2) mostrou boa correlação estatística e permitiu o estabelecimento da relação:

$$(\Delta a) = 2,8719 (\Delta V)^{0,5548} \quad \text{Eq. (9)}$$

onde  $(\Delta a)$  e  $(\Delta V)$  são em mm.

Esta relação é base para o cálculo de  $da/dt$  e para plotagem em função do parâmetro  $C^*$ . Para os testes de fluência, calcula-se a velocidade de propagação de trinca no segundo estágio de fluência:

$$\frac{da}{dt} = \frac{2,8719[V' \Delta t]^{0,5548}}{\Delta t}, \text{ (mm/h)} \quad \text{Eq. (10)}$$

E com  $C^*$  calculado para cada teste pela Eq. (6), foram plotados os gráficos de  $da/dt$  em função de  $C^*$  mostrados na Fig. (6). Por regressão linear onde  $da/dt$  é em mm/h e  $C^*$  em  $J/m^2h$  chegou-se a:

$$(da/dt) = 1,243 \cdot 10^{-4} (C^*)^{0,8186} \quad \text{para o material novo, Eq. (11)}$$

$$(da/dt) = 7,236 \cdot 10^{-4} (C^*)^{0,5829} \quad \text{para o material usado Eq. (12)}$$

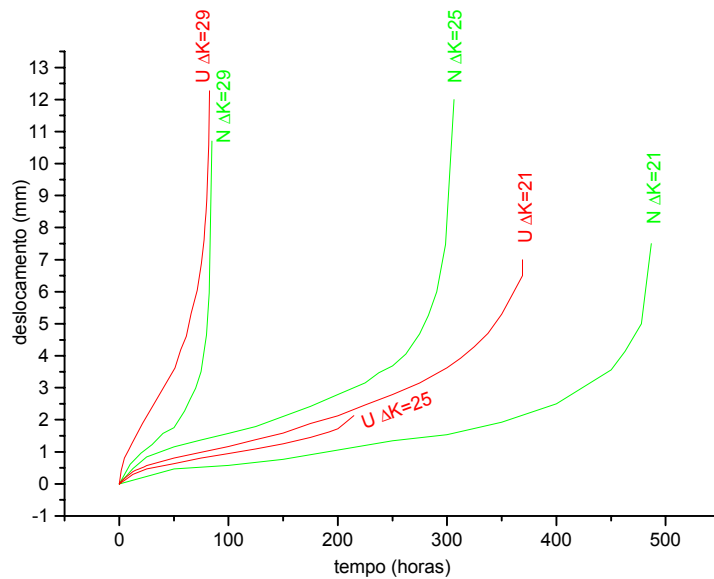


Figura 4 – Deslocamento da linha de carga em função do tempo nos diversos testes.

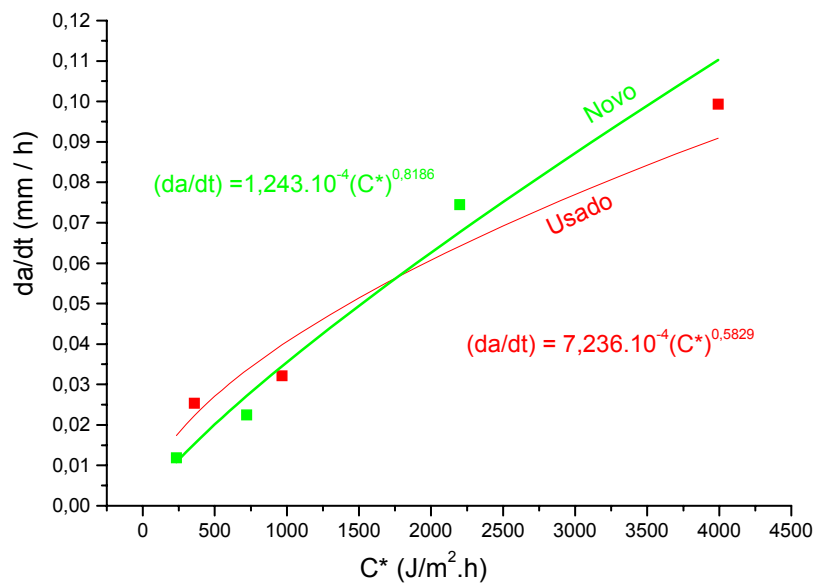


Figura 5 - Taxa média de crescimento de trinca em fluência a 811 K, entre o P22 novo e o usado em função do parâmetro  $C^*$ .



## 5 - CONCLUSÕES

Com base na metodologia proposta, nos resultados, e na discussão realizada, pode-se concluir que o material novo apresenta melhor desempenho à fluência (maiores  $t_r$ ) que o material usado nas mesmas condições de ensaio. E a metodologia empregada se mostrou satisfatória para análise dos parâmetros da mecânica da fratura para as diversas condições de ensaio.

## 6 – AGRADECIMENTOS

À COPESUL, Companhia Petroquímica do Sul, pelo apoio no fornecimento de material, informações e serviços especiais,

Ao CENPES, Centro de Pesquisas da PETROBRÁS pelas discussões e sugestões, também fundamentais, e

Aos órgãos financiadores, CNPq, CAPES, FINEP e FAPERGS, pelo apoio financeiro, sem o que este trabalho não teria sido possível.

## 7 – REFERÊNCIAS

LIAW, P. K.; SAXENA, A.; e SCHAEFER, J. Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes - Part I: Materials Properties, Engineering Fracture Mechanics, v.32 , n.5 , p.675 - 708, 1989.

LIAW, P. K.; SAXENA, A.; e SCHAEFER, J. Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes – Part:II Fracture Mechanics Analysis, Engineering Fracture Mechanics, v.32 , n.5 , p.709 - 722, 1989.

LIAW, P. K.; e SAXENA, A. Crack Propagation Behavior Under Creep Conditions. International Journal of Fracture, v.54 , p.329 -343, 1992.

VISWANATHAN, R. Damage Mechanisms And Life Assessment Of High Temperature Components. Ohio, ASM International, 1993. 497p.

REED-HILL, R. E. Princípios de Metalurgia Física 2ª ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1982, p 741-754.

WHITTENBERGER, J. D. Metals Handbook 9ª ed., ASM, Vol. 8, p.301-307.

MIRANDA, P. E. V; PASCUAL, R. e SILVEIRA, T.L. Propriedades Mecânicas em Altas Temperaturas, Encontro Sobre Análise de Componentes Estruturais em Temperaturas Elevadas, Anais ACETE Volume 1, Rio de Janeiro, 1983, p.1 - 127.

CROSSMAN, F. W.; e ASHBY, M. F. The Uniform Flow of Polycrystals by Grain Boundary Sliding Accommodated by Power Law Creep, Acta Metallurgica, vol. 23, abril de 1975, p. 425.

FROST, H. J. e ASHBY, M. F. Deformation Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics. New York, Pergamon Press, 1982.

TELLES, P. C. S. Tubulações Industriais. Rio de Janeiro, Ed. LTC, 1987, p. 16.

ARST, E. High Temperature of Dispersion Strengthened Materials Produced by Mechanical Alloying, Current Theoretical Understanding and Some Practical Implications. In: New Materials by Mechanical Alloying Techniques Informations, Gesellschaft. Verlag, 1989, p. 185.

WHITTENBERGER, J. D. Properties of Oxide Dispersion Strengthened Alloys. In: New Materials By Mechanical Alloying Techniques Informations. Gesellschaft. Verlag, 1989, p.201.

KUO, K. Carbide in Chromium, Molybdenum and Tungsten Steels. Journal of the Iron and Steel Institute, abril de 1953, p. 363-375.

LANDES, J.D.; e BEGLEY, J.A. A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth. In: Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590 1976. p. 128 - 148.

HARPER, M.P; e ELLISON, E.G. The Use of The C\* Parameter in Predicting Creep Crack Propagation Rates. Journal of Strain Analysis, v.12 n.3, p.167 - 179, 1977.

- SAXENA, A. Evaluation of  $C^*$  for The Characterization of Creep Crack Growth Behavior In 304 Stainless Steel, FRACTURE MECHANICS : Twelfth Conference, ASTM STP 700, 1980. p. 131-151.
- WU, D.; CHRISTIAN, E.M.; e ELLISON, E.G. Evaluation of Creep Crack  $C^*$  Integrals, Journal of Strain Analysis Vol.19 n.3, p.185 -195, 1984.
- NORRIS, R. H.; GROWER, P. S.; HAMILTON, C. e SAXENA, A.; Elevated-Temperature Crack Growth, Metals Handbook, vol19, December, 1996, p. 507-519.

## **CREEP CRACK ASSISTED IN API P22 STEEL**

**Joyson Luiz Pacheco**

Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)

Pontificia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS)

Rua Sarmiento Leite 425, Porto alegre, RS.

joyson@mecanica.ufrgs.br

**Abstract:** Many industrial plants components such as pipeline, steam generator, boilers, pressure vessels and so ones, specially in petrochemical branch (refineries, petrochemicals poles) and electric energy generation (steam power plants) and mainly mechanical systems components such as gas turbine and steam turbine are subject to creep crack assisted in service. We know so little about crack or pre-existent defect propagation by mean of creep crack assisted. The scope of this work is improve the comprehension of creep crack assisted establishing experimental methodology which can gives support for theoretical modeling life prediction and structural integrity analysis. Mechanical fracture tests were described in pre-cracked specimens of API P22 steel used in steam pipeline about 120000 hours at 11,5 MPa and 811 K, and virgin material for comparison. The tests were made by ASTM E-399 norm and the load line displacement was registered as a time function. Through an experimental calibration curve we could evaluate the creep crack assisted effect. It was calculated  $C^*$  parameter as a  $(da/dt)$  function for used and virgin material. The methodology used shown itself satisfactory and the results were according with industrial practice.

**Keywords:** creep, crack creep assisted, fracture mechanics in high temperatures