



## **FADIGA EM AÇO API P22 PRÉ-TRINCADO EM ALTA TEMPERATURA**

**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.** Componentes de plantas industriais como tubulações, geradores de vapor, caldeiras, vasos de pressão, etc., especialmente na área petroquímica, termelétricas, e componentes de sistemas mecânicos como turbinas a gás e a vapor, estão sujeitos a fadiga assistida por defeito em alta temperatura. Pretende-se contribuir para a compreensão do mecanismo de fadiga em alta temperatura, 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 (ou do número de ciclos). Mostra-se a validade da Lei de Paris, calculando-se os parâmetros 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:** fadiga, fadiga em alta temperatura, mecânica da fratura em alta temperatura

### **1 - INTRODUÇÃO**

Uma das maiores dificuldades do projeto, manutenção e operação de componentes para alta temperatura é prever qual o modo de falha que estará presente em serviço e avaliar as propriedades dos materiais (em testes de mecânica da fratura) e aplicar um critério de comparação que leve em conta a configuração geométrica estrutural e o efeito da tensão, tempo e temperatura de serviço, através de parâmetros confiáveis para avaliar a integridade estrutural. Esta integridade estrutural se manifesta por:

a) Tamanho crítico de defeitos, que pode ter seu tamanho limitado pela incerteza do método de inspeção.

b) Parâmetros críticos do material ( $K_{IC}$ ,  $J_{IC}$ ,  $C^*$ , CTOD, etc...), que podem indicar também degradação microestrutural do material em serviço e ou de fabricação.

c) Vida remanescente como o tempo ou número de ciclos de carregamento que um defeito presente numa dada configuração geométrica estrutural leva para atingir um tamanho crítico nas condições de serviço.

A integridade estrutural (em alta temperatura), de componentes como caldeiras, turbinas, geradores de vapor, tubulações de alta pressão, trocadores de calor, válvulas, compressores, etc..., interessa entre outros, aos seguintes ramos do setor produtivo: aeronáutico, termoelétrico, nuclear naval, armamento, espacial, alimentício e petroquímico.

A maioria das refinarias e pólos petroquímicos do país estão chegando ao limite de vida e de uso dos equipamentos instalados, e com perspectiva de ampliação de instalações e consequente aumento de produção para atender o mercado internacional. Assim sendo, os resultados esperados serão auxiliares importantes 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.

Muito pouco se conhece sobre as propriedades mecânicas dependentes do tempo dos aços estruturais empregados em alta temperatura, especialmente aquelas envolvendo fadiga na presença de defeitos.

O presente trabalho pretende contribuir para melhorar o conhecimento da influência das alterações microestruturais em tempos longos (até 120.000 horas em serviço), nos mecanismos de fratura por fadiga em alta temperatura (811 K) e na resistência à propagação de trinca do aço API P22 empregado na indústria petroquímica.

Tradicionalmente os estudos de fadiga 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 fadiga para, a partir deles, introduzir a real parcela de periculosidade de um defeito presente em um componente operando à elevadas temperaturas.

Um dos fatores que tem sido relatado como de grande importância na evolução da fadiga convencional é a presença de precipitados finamente dispersos no material. No caso de aços ferríticos ao molibdênio (amplamente utilizados na prática), estes precipitados são compostos de carbetos à base de Cr e Mo que, por questões termodinâmicas, vão sofrendo transformações ao longo do tempo. Estas transformações levam a microestruturas que apresentam diferentes capacidades de maximizar o desempenho do material em fadiga e, por este motivo, deve-se conhecer os carbetos que efetivamente contribuem para um bom desempenho e quais as condições necessárias para a sua existência.

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 fadiga 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 (1989), para previsão de vida remanescente e para o desenvolvimento de critérios de inspeção de tubulações de vapor em temperaturas elevadas.

Em função da combinação da flutuação da pressão interna e exposição a temperaturas elevadas, as tubulações de vapor estão sujeitas a danos provocados por fadiga. 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 fadiga são importantes dados de entrada nos modelos para a previsão de vida remanescente de tubulações de vapor em temperaturas elevadas (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 hidrocrackeamento 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 fadiga, em mesma temperatura (811 K), para valores iniciais de variação do fator de intensidade de tensões  $\Delta K=21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ;  $\Delta K=25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  e  $\Delta K=29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . A razão de carregamento em fadiga adotada foi  $R = (K_{\text{min}}/K_{\text{max}}) = 0,1$ . Para tanto, foi empregada uma máquina servo-hidráulica MTS com capacidade de 100 kN, na frequência de um ciclo por segundo. Os resultados mostraram a validade da Lei de Paris tanto para o material novo como para o usado, servindo de base para avaliação de vida e integridade estrutural.

## 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 - Fadiga Em Alta Temperatura

Os materiais submetidos aos ensaios de fadiga clássica (curvas S-N) em temperaturas elevadas apresentam uma diminuição no que se convencionou chamar de limite de fadiga (Cazaud, 1957) e na resistência à fadiga (resistência mecânica associada a um número fixo de ciclos). Este comportamento tende a ser mais danoso para os aços nos casos onde a razão de carregamento em fadiga  $R (P_{\text{min}}/P_{\text{max}})$  esteja entre 0,4 e 1 (Boardman, 1990). Com isto uma diminuição na temperatura produz um aumento no limite de fadiga do aço; entretanto, para alguns componentes com trincas pré-existentes, um efeito de diminuição no limite de fadiga pode vir a ocorrer ao diminuir-se a temperatura, uma vez que o tamanho crítico da trinca e a tenacidade à fratura do material podem também ser reduzidos.

Ao analisar o comportamento de materiais submetidos aos ensaios de mecânica da fratura aplicada à fadiga (curvas  $da/dN \times \Delta K$ ) observa-se que genericamente um aumento na temperatura causa um acréscimo na taxa de propagação de trinca. Observa-se que o aumento na taxa de propagação de trinca em elevadas temperaturas se dá preponderantemente em temperaturas acima de 50% da temperatura de fusão do material (ASM, 1996; James, 1976 e Jaske, 1990).

Sabe-se que nos materiais pré-trincados submetidos a carregamentos em fadiga, uma zona plástica devido a este carregamento alternado é encontrada à frente da trinca. Nos casos de fadiga em temperaturas elevadas, deve-se levar em conta ainda as três zonas referidas anteriormente. Tomkins (1975) mostra um modelo de avanço de trinca de fadiga em materiais com grande plasticidade à ponta da trinca. Ele procura explicar as situações onde a trinca propaga-se conforme o segundo estágio de fadiga (para o qual é válida a lei de Paris), não levando em consideração taxas menores do que  $10^{-7} \text{ mm/ciclo}$ , nem maiores do que  $1 \text{ mm/ciclo}$ . Ao introduzir-se uma pequena tensão trativa na trinca, são geradas bandas de deslizamento à 45 graus da ponta. Isto possibilita uma nova superfície de trinca, originada pela decoesão de cisalhamento.

A fadiga em altas temperaturas deve ser distinguida da fadiga térmica proveniente de mudanças na temperatura, onde o componente sofre ciclos de fadiga exclusivamente devido às diferentes dilatações impostas pelas diferentes temperaturas. Além disto, no caso da fadiga em altas temperaturas, outras variáveis além da temperatura elevada devem ser consideradas. Dentre estas destacam-se, principalmente a frequência, a razão de carregamento e a forma da onda que, por estar diretamente envolvida na propagação por mecanismos às vezes simultâneos de fluência e fadiga, deverão ser analisados.

### 2.2 - Efeito da Frequência f

A frequência de carregamento imposta a componentes estruturais pode variar desde baixas frequências (associadas a ciclos de início e fim de operação) até altas frequências (devidas a vibrações induzidas pelo fluxo, por exemplo).

De maneira genérica, James, (1976) e Jaske (1990) mostraram em trabalhos realizados em aço inoxidável AISI 304 e API P22 (2 ¼ Cr 1Mo), respectivamente, que à temperaturas ao redor de 811 K, o aumento na frequência de aplicação da carga leva a uma diminuição na taxa de propagação de trincas. Como pode ser visto, a constante **m** da Lei de Paris (Eq. 1) não é significativamente afetada pela frequência:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad \text{Eq. (1),}$$

onde (da/dN) = avanço de trinca por ciclo; mm/ciclo; C = constante do material; m = constante relacionada com a inclinação da reta da curva da/dN x ΔK; e ΔK = variação do fator de intensidade de tensões; MPa√m.

O aumento da taxa de propagação de trinca verificado ao diminuir-se a frequência de aplicação de carga é atribuído por Liu (1990) como sendo proveniente de uma distinção dos mecanismos que governam o avanço da trinca: para frequências elevadas a propagação é dependente do ciclo; já em frequências baixas o avanço é dependente do tempo. Com isto, num ensaio a frequências baixas o avanço por ciclo seria maior em função dos fenômenos de fluência apresentarem preponderância nesta situação. Em condições intermediárias o avanço governado por fadiga ou por fluência dependem do efeito combinado de outras variáveis tais como material, temperatura, frequência e razão de carregamento em fadiga.

### 2.3 - Efeito da Razão de Carregamento em Fadiga R

A razão de carregamento em fadiga  $R = (P_{\min}/P_{\max})$  é tradicionalmente conduzida em ensaios de laboratório como tendendo a zero ( $P_{\min}=0$ ). Na prática industrial, porém, os componentes estruturais estão geralmente sujeitos a carregamentos submetidos a uma razão diferente de zero ( $P_{\min} \neq 0$ ) (James, 1976).

Para aplicações em temperaturas elevadas, os trabalhos de James (1976) realizados em aço inoxidável AISI 304; de Jaske (1990) feito em API P22 (2 ¼ Cr 1 Mo) e de Shahianan e Sakananda (1979) com liga de níquel 718, demonstraram que ao tornar os valores de R diferente de zero e tendê-los a 1, para uma mesma taxa de propagação de trinca, nota-se que quando os valores se aproximam de 1 necessitarão de um menor ΔK. Isto significa dizer que ao se aproximar o valor da tensão média da tensão máxima, as taxas de propagação de trinca diminuem para um mesmo ΔK considerado.

## 3 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 3.1 - Material: Histórico e Processamento.

Neste trabalho utilizou-se o aço API P22 com dois históricos diferentes: material retirado de tubulação de planta petroquímica para condução de vapor, que operou na planta durante cerca de 120.000 horas (13,7 anos) sob uma pressão interna de 11,5 MPa a uma temperatura de 811 K designado por material usado; e material retirado de tubulação que ainda não foi posta em operação, designado por material novo.

Os tubos possuem um diâmetro externo de 500mm e espessura de parede de 50 mm. Foram fabricados a partir do processo Mannesman (1979) 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 “tempêra” (solubilização) que seguida de um revenimento no trem calibrador de laminação, confere as melhores propriedades mecânicas necessárias ao serviço em altas temperaturas.

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

	C %	Mn %	P %	S %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %
Norma- lizado	0,05 a 0,15	0,30 a 0,60	0,025 max	0,025 max	0,50 max	0,40 max	1,90 a 2,60	0,87 a 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 servo-hidráulica marca MTS, totalmente controlada por computador, com um posto de trabalho, para ensaios dinâmicos de fadiga, com sistema de aquisição de dados.

### 3.4 - Parâmetros de Teste

O valor do  $\Delta K_{\text{inicial}}$  foi arbitrado em 21, 25 e 29 MPa $\sqrt{m}$  e pelas Eq. (2) e Eq. (3), conforme as normas ASTM E-399/90 e ASTM E-647/91, pôde-se calcular as cargas de teste:

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad \text{Eq. (2), onde:}$$

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

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

$\Delta F = F_{\text{máx}} - F_{\text{mín}}$ , onde  $F_{\text{mín}}$  representa a pré-carga e  $\Delta F$  a carga complementar de teste. Em todos os testes, a razão de carregamento em fadiga  $R = (F_{\text{mín}} / F_{\text{máx}}) = (K_{\text{mín}} / K_{\text{máx}})$  foi arbitrada em 0,1.

Adotou-se sempre o mesmo o procedimento de teste:

Coloca-se o corpo de prova previamente trincado na máquina, aplica-se a pré-carga ( $F_{\text{mín}}$ ), liga-se o forno até a estabilização na temperatura desejada (811 K) e a seguir aplica-se a carga complementar ( $\Delta F$ ) alternando entre  $F_{\text{máx}}$  e  $F_{\text{mín}}$  linearmente, na frequência de um hertz, dando-se assim ao início do ensaio de fadiga. 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.

Todos os testes medem deslocamento da linha de carga em função do tempo. Para avaliação do crescimento de trinca no tempo ( $da/dt$ ) ou com o número de ciclos ( $da/dN$ ), planejou-se uma série de testes de fadiga interrompidos, com  $\Delta K = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , a 811 K, e um ciclo por segundo, onde se registrou-se o deslocamento da linha de carga  $\Delta V$  e mediu-se o avanço de trinca  $\Delta a$  correspondente. Com estes dados, por interpolação numérica obteve-se uma curva de calibração Fig. (1) que permite avaliar  $da/dt$  e  $da/dN$  e expressá-los em função dos parâmetros da mecânica da fratura correspondentes. Este procedimento torna-se importante para avaliação da integridade estrutural e vida residual de componentes que operem à alta temperatura, em condições similares. O comprimento de trinca correspondente foi medido nas faces laterais polidas dos corpos de prova, adotando-se a média como representativa.

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 estágio 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 proporciona melhor grau estatístico de correlação é a que determina os valores.

Assim, se forem avaliados os parâmetros  $\Delta K$ ,  $C^*$  ou  $(C_t)_m$  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.

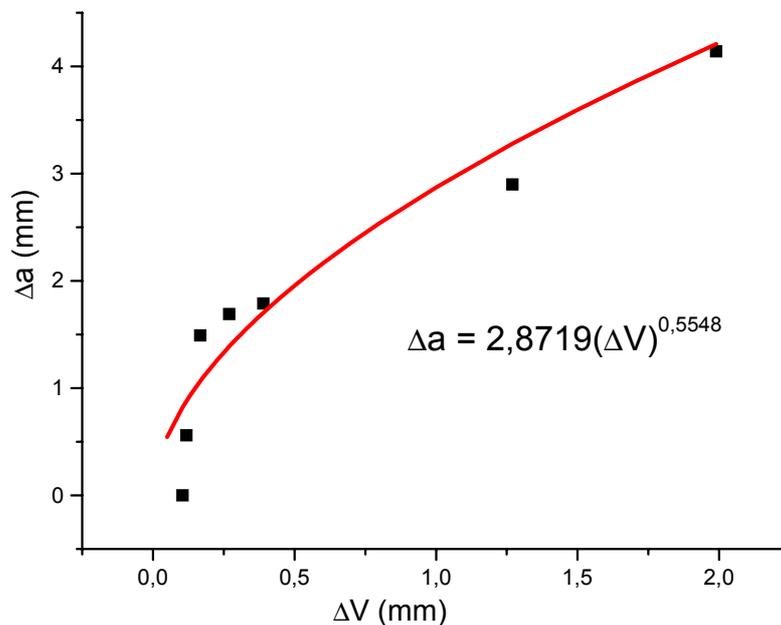


Figura 1 – Crescimento de trinca  $\Delta a$  em função do deslocamento da linha de carga  $\Delta V$ .

### 3.5 - Caracterização Microestrutural

Observa-se na Fig. (2) 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, que melhora a resistência à fadiga.

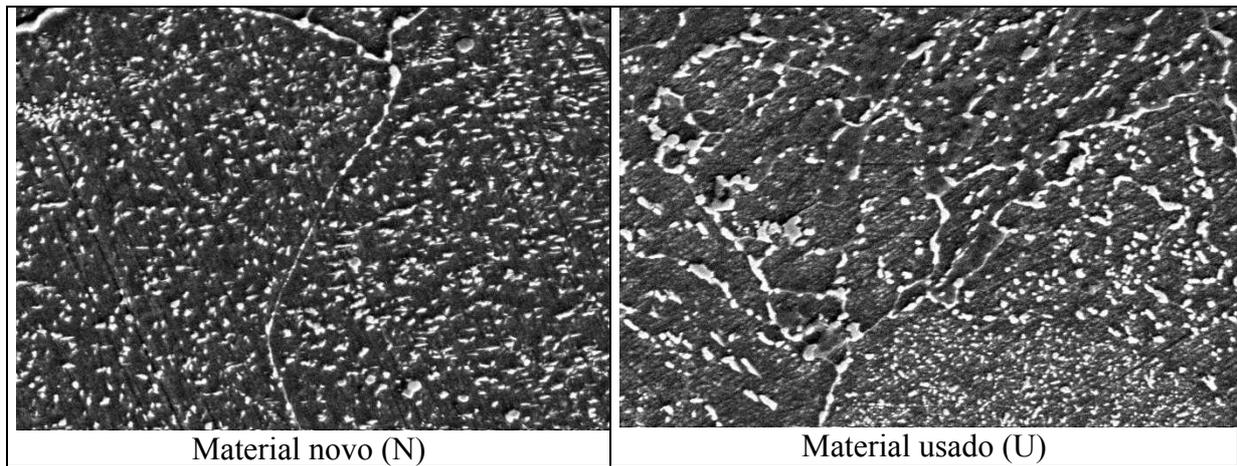


Figura 2 - Metalografia em MEV, 2000X, ataque nital 3%.

#### 4 - RESULTADOS

A seguir, são apresentados os resultados dos testes de fadiga, realizados em máquina servo-hidráulica MTS, com registro do deslocamento da linha de carga em milímetros versus tempo, em horas, para diversos  $\Delta K_{\text{iniciais}}$  aplicados. São mostrados os resultados comparativos dos testes de desempenho entre o material novo e usado Fig. (3).

A curva de calibração construída e mostrada na Fig. (1) mostrou boa correlação estatística e permitiu o estabelecimento da relação:

$$(\Delta a) = 2,8719 (\Delta V)^{0,5548} \quad \text{Eq. (4),}$$

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

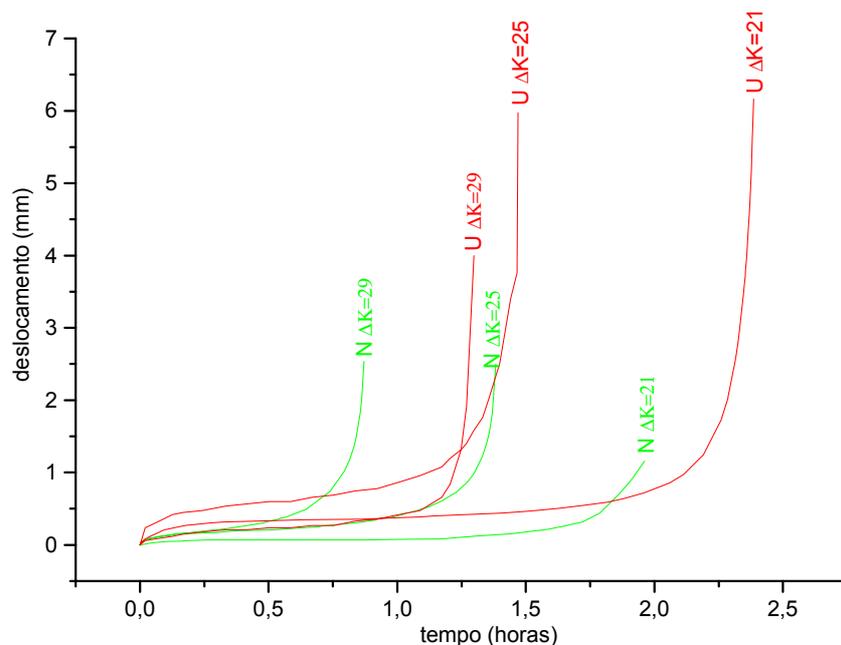


Figura 3 – Comparação dos testes de fadiga entre os materiais novo (N) e usado (U).

Esta relação é base para o cálculo de  $da/dN$ , para plotagem em função dos parâmetro  $\Delta K$ . Calculou-se para cada teste realizado:

$$\frac{da}{dN} = \frac{2,8719[V' \Delta t]^{0,5548}}{3600\Delta t} \quad \text{Eq. (5)}$$

onde,  $da/dN$  é calculado em mm/ciclo,  $V'$  é velocidade de deslocamento da linha de carga em mm/h, e  $\Delta t$  é o intervalo de tempo (h) considerado no cálculo de  $V'$

Pela plotagem de  $da/dN$  em função de  $\Delta K$ , Fig. (4), pôde-se realizar a regressão linear que permitiu avaliar os parâmetros da Equação de Paris Eq. (1) para o material novo e usado. Para o material novo,

$$(da/dN) = 7,378.10^{-9}(\Delta K)^{3,412} \quad \text{Eq. (6)}$$

onde  $da/dN$  é calculado em mm/ciclo e  $\Delta K$  em  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  e, para o material usado,

$$(da/dN) = 1,4.10^{-7}(\Delta K)^{2,519} \quad \text{Eq. (7)}$$

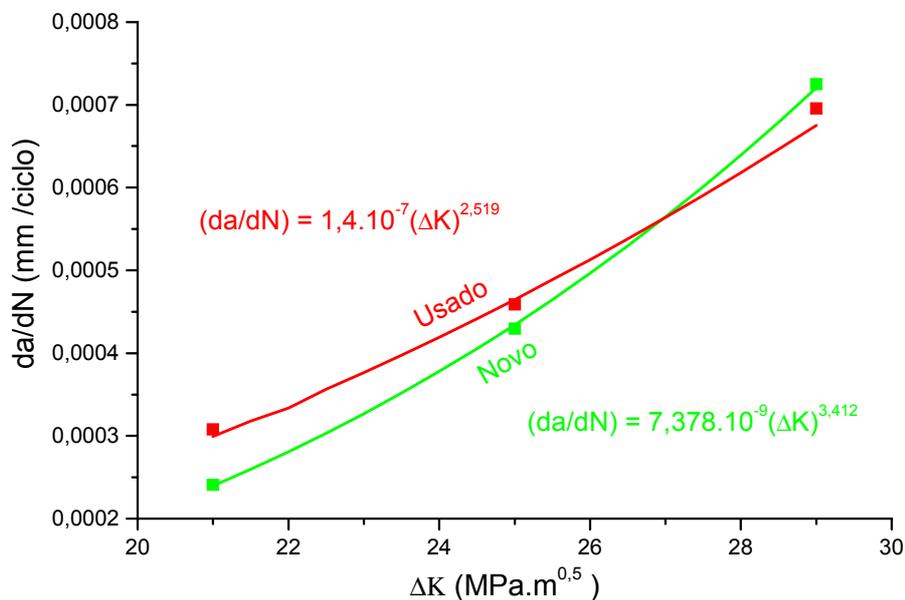


Figura 4 - Crescimento de trinca em fadiga no aço API P22 novo e usado.

## 5 - CONCLUSÕES

Com base na metodologia proposta, nos resultados e, na discussão realizada, pode-se concluir que:

1 - O material usado apresenta melhor desempenho à fadiga (maiores tempos de ruptura) que o material novo nas mesmas condições de ensaio.

2 - Da mesma forma se poderia falar de um  $\Delta K$  limite de transição, onde as solicitações são tão severas que não permitem distinção de desempenho entre material novo e material usado em alta temperatura.

3 - 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., 1989, Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes - Part I: Materials Properties, Engineering Fracture Mechanics, v.32 , n.5 , p.675 – 708.
- LIAW, P. K.; SAXENA, A.; e SCHAEFER, J., 1989, Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes – Part:II Fracture Mechanics Analysis, Engineering Fracture Mechanics, v.32 , n.5 , p.709 – 722.
- LIAW, P. K.; e SAXENA, A., 1992, Crack Propagation Behavior Under Creep Conditions. International Journal of Fracture, v.54 , p.329 –343.
- CAZAUD, R.,1957, La Fatiga de los Metales, Madrid, Ed. Aguilar, p. 4.
- BOARDMAN, B., 1990, Fatigue Resistance of Steels, Metals Handbook 10<sup>a</sup> Ed, vol 1 Ohio, ASM, p. 676.
- METALS HANDBOOK, 10<sup>a</sup> Ed, 1996, Vol 19. Fracture Mechanics Properties of Carbon and Alloys Steels, Ohio, ASM, p. 642.
- TOMKINS, B., 1975, The Development of Fatigue Crack Propagation Models for Engineering Applications at Elevated Temperatures, Journal of Engineering Materials, p. 289.
- JAMES, L. A., 1976, Fatigue Crack Propagation in Austenitic Stainles Steels, Atomic Energy Review, Vol 14, , p. 37-85.
- JASKE, C. E., 1990, Fatigue Curve Needs for Higher Strenght 2 ¼ Cr 1 Mo Steel for Petroleum Process Vessels, Journal of Pressure Vessel Technology, vol. 112, p. 323.
- SHAHINIAN, P. e SAKANANDA, K., 1979, Effects of Stress Ratio and Hold Time on Fatigue Crack Growth in Alloy 718, Transactions of the ASME, vol. 101, p. 224.
- LIU, A. F., 1990, High Temperature Life Assessment. In: Metals Handbook 10<sup>a</sup> Ed, Vol.1. Ohio, ASM, p. 642.
- MANNESMANN.SA., 1979, Produção e Controle de Tubos de Aço, Belo Horizonte, Catálogo Técnico, p. 6-32.

## FATIGUE IN API P22 STEEL PRE-CRACKED IN HIGH TEPERATURE

**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 fatigue crack assisted in service. We know so little about crack or pre-existent defect propagation by mean of fatigue in high temperatures. The scope of this work is improve the comprehension of fatigue 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 fatigue crack assisted effect. It was shown the Paris law validity through  $(da/dN)$  or  $(da/dt)$  parameter calculated as a  $\Delta K$  function for used and virgin material. The methodology used shown itself satisfactory and the results were according with industrial practice.

**Keywords:** fatigue, fatigue in high temperature, fracture mechanics in high temperature