

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA**

**Estudo do Fenômeno de Fluência nos aços AISI 304 e API P22 e
Fluência-Fadiga no aço API P22**

Hugo Marcelo Veit

Porto Alegre, 22 de Setembro de 1998

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer a minha família por todo o apoio e incentivo dado, aos meus amigos e em especial as pessoas que colaboraram para a realização desse trabalho:

- Prof. Telmo R. Strohaecker pela orientação dada;
- Diógenes Pereira pela indicação de bibliografia, ajuda nas fotos e nos ensaios de fluência-fadiga e fadiga;
- Luciano Biehl pela ajuda nos ensaios de fluência e na elaboração dos gráficos;
- Genaro Zanon pela ajuda na preparação dos corpos de prova e no acompanhamento dos ensaios de fluência

ÍNDICE

<u>AGRADECIMENTOS</u>	<u>2</u>
<u>ÍNDICE</u>	<u>3</u>
<u>RESUMO</u>	<u>4</u>
<u>LISTA DE FIGURAS</u>	<u>5</u>
<u>LISTA DE EQUACÕES</u>	<u>7</u>
<u>1 – INTRODUÇÃO</u>	<u>8</u>
<u>2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</u>	<u>9</u>
2.1 – MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA	9
2.2 – MÉTODO DE CTOD DA MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA	11
2.3 – FLUÊNCIA	13
2.3.1 – INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA FLUÊNCIA	16
2.3.2 – MECANISMOS FUNDAMENTAIS RESPONSÁVEIS PELA FLUÊNCIA	17
2.3.3 – EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO	20
2.4 – FADIGA	22
2.5 – FLUÊNCIA – FADIGA	26
<u>3 – MATERIAL EMPREGADO</u>	<u>30</u>
3.1 – HISTÓRICO	30
3.2 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA	30
3.3 – METALOGRAFIA	31
<u>4 – METODOLOGIA DE TESTE</u>	<u>35</u>
4.1 – PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	35
4.1.1 – MÁQUINA PARA ABERTURA DE PRÉ -TRINCA	37
4.2 – ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TEMPERATURA ELEVADA	37
4.2.1 – MÁQUINA DE TESTE DE RESISTÊNCIA EM TEMPERATURA ELEVADA	38
4.3 – ENSAIO DE FADIGA	39
4.4 – ENSAIO DE FLUÊNCIA - FADIGA	39
4.4.1 – MÁQUINA PARA ENSAIO DE FADIGA E FLUÊNCIA-FADIGA	40
<u>5 – RESULTADOS</u>	<u>41</u>
<u>6 – DISCUSSÃO</u>	<u>44</u>
<u>7 – CONCLUSÕES</u>	<u>45</u>
<u>8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</u>	<u>46</u>
<u>9 – REFERÊNCIAS</u>	<u>47</u>

RESUMO

No projeto de componentes que operem a alta temperatura são muitas as questões envolvidas: a previsão de vida e segurança, a vida remanescente e indicadores de alterações microestruturais desfavoráveis. Nos processos de fabricação e nas condições de serviço existe a influência dos fatores tempo, temperatura e tensões de serviço.

Isso tudo está ligado a problemas de segurança que envolve danos materiais e pessoais, e até catástrofes ecológicas .

Face a falta de dados concernente as propriedades mecânicas dependentes do tempo para aços estruturais usados em altas temperaturas, esse trabalho tem o objetivo de contribuir para melhorar o conhecimento sobre esses fenômenos.

Para isso foi feito uma comparação entre dois tipos de aço muito usados em altas temperaturas AISI 304 e API P22 através de ensaio de fluência. Em seguida foi analisado o comportamento do aço API P22 em ensaios de fluência-fadiga e comparados os fenômenos de fadiga e fluência.

LISTA DE FIGURAS

- **Fig. 1:** Modos de carregamento básicos de uma trinca.
- **Fig. 2:** Fluência a altas e baixas temperaturas.
- **Fig. 3:** Estágios de fluência na ponta de trinca.
- **Fig. 4:** Fluxo de lacunas resultando em aumento de comprimento de grão.
- **Fig. 5:** Efeito da tamanho de grão (a) fino e (b) grosso.
- **Fig. 6:** Curvas tensão (S) versus número de ciclos (N): (A) ferroso e (B) não – ferroso. S_L representa o limite de endurecimento.
- **Fig. 7:** Laço de histerese para carregamento cíclico em um material elástico.
- **Fig. 8:** Laço de histerese para um material elástico-plástico carregado ciclicamente.
- **Fig. 9:** Comportamento cíclico de um material sob controle de tensão.
- **Fig. 10:** Comportamento cíclico de um material sob controle de deformação.
- **Fig. 11:** Representação dos mecanismos de fluência-fadiga. a) efeito do ciclo na formação de micro-vazios. b) efeito dos micro-vazios no crescimento de trincas.
- **Fig. 12:** Aço API P22 novo (aumento 100X).
- **Fig. 13:** Aço API P22 novo (aumento 1000X).
- **Fig. 14:** Aço API P22 usado (aumento 100X).
- **Fig. 15:** Aço API P22 usado (aumento 1000X).
- **Fig. 16:** Aço AISI 304 (aumento 100X).
- **Fig. 17:** Aço AISI 304 (aumento 100X).
- **Fig. 18:** Aço AISI 304 (aumento 500X).
- **Fig. 19:** Corpo de Prova.
- **Fig. 20:** Posição do Corpo de Prova.
- **Fig. 21:** Máquina para Abertura de Pré-Trinca.
- **Fig. 22:** Máquina para ensaios de fluência.
- **Fig. 23:** Máquina para ensaios de fadiga e fluência-fadiga.
- **Fig. 24:** Deslocamento da linha de carga em função do tempo para o aço API P22 novo e usado.

- **Fig. 25:** Deslocamento da linha de carga em função do tempo para o aço AISI 304.
- **Fig. 26:** Comparação do deslocamento da linha de carga em função do tempo para os fenômenos de Fluência-Fadiga e Fluência.
- **Fig. 27:** Comparação do deslocamento da linha de carga em função do tempo para os fenômenos de Fluência-Fadiga e Fadiga.

LISTA DE EQUACÕES

- Eq. 1 – Campo de tensões na vizinhança da ponta de uma trinca.
- Eq. 2 – Valor de K para o caso de uma trinca de comprimento $2a$ no centro de uma placa com dimensões tendendo ao infinito submetido a um carregamento trativo σ .
- Eq. 3 – Fórmula sugerida por Dawes para o cálculo do valor de CTOD.
- Eq. 4 – Valor de K
- Eq. 5 – Fluência em tensões intermediárias.
- Eq. 6 – Coeficiente de difusão.
- Eq. 7 – Faixa de tensão.
- Eq. 8 – Amplitude de tensão.
- Eq. 9 – Tensão média.
- Eq. 10 – Razão de tensão.
- Eq. 11 – Fator intensidade de tensão.

1 – INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos, como o AISI 304, tem sido bastante utilizados em usinas de força, plantas geradoras de vapor e em indústrias petroquímicas pelas boas propriedades mecânicas, excelente resistência à corrosão e fabricabilidade.

Esses aços são bastante utilizados em elevadas temperaturas quando os aços carbono e aços ferríticos de baixa liga não possuem adequada resistência mecânica e resistência à corrosão. A utilização da matriz austenítica é baseada em sua maior resistência à fluência, associada ao fato de que a difusão de átomos no estado sólido apresenta uma grande influência no processo de fluência, sendo que a difusibilidade do ferro é duas ordens de magnitude menor na austenita do que na ferrita e na martensita.

Já os aços API P22 também são utilizados em plantas geradoras de vapor e indústrias petroquímicas devido ao seu bom comportamento em alta temperatura. Isso se deve ao teor de Mo presente que se acomoda substitucionalmente no retículo e forma carbeto finamente dispersos na matriz além de estáveis a temperaturas elevadas.

Neste trabalho foram realizados ensaios de fluência a 538°C em aços API P22 (2,25 Cr - 1 Mo) e em aços AISI 304 (18 Cr - 8 Ni), e ensaios de fadiga e fluência-fadiga no aço API P22. Para todos os ensaios foram usados corpos de prova pré-trincados do tipo "compact tension". Os ensaios de fluência (estáticos) foram realizados em máquina de fluência convencional adaptada para ensaios de mecânica da fratura e os de fadiga e fluência-fadiga (dinâmicos), foram realizados em máquina servo-hidráulica.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA

A mecânica da fratura pode ser dividida em dois ramos: a Linear Elástica (MFLE) e a Elasto-Plástica (MFEP).

A mecânica da fratura linear elástica é uma metodologia a ser empregada em situações em que há possibilidade de ocorrer fratura sem ser precedida de extensa deformação plástica. Esta restrição à deformação plástica pode ser decorrência das próprias propriedades do material (aços de altíssima resistência mecânica, por exemplo) ou de fatores geométricos como, por exemplo, as dimensões da estrutura (mesmo para aços de média resistência mecânica é possível atingir-se o estado de deformação plana na prática – se houver espessura suficiente ou se a temperatura for suficientemente baixa).

A MFLE pode ser empregada com sucesso à medida em que a zona plástica (ZP) for pequena em relação ao tamanho da trinca e das dimensões da estrutura que a contém. O campo de utilização da Mecânica da Fratura Linear Elástica é, de certa maneira, limitado porque boa parte dos materiais empregados em construção mecânica apresentam plasticidade considerável quando solicitados, principalmente nas extremidades de defeitos eventualmente existentes.

O campo de tensões na vizinhança da ponta de uma trinca pode ser caracterizado em termos de um fator intensidade de tensões (K_{IC}) que em coordenadas polares, é dado por:

$$\sigma_{ij} = K_I \cdot f_{ij}(\phi) / (2 \cdot \pi \cdot r)^{0.5} \quad (\text{Eq. 1})$$

Onde:

K_I é o fator intensidade de tensões para o modo de carregamento I (carregamento em tração, deslocamento das superfícies da trinca perpendicularmente a si mesmas),

r é a distância da ponta da trinca,

ϕ é o ângulo medido a partir do plano da trinca,

f_{ij} é uma função adimensional de ϕ , cujo módulo varia entre 0 e 1.

Expressões similares são encontradas para trincas submetidas aos modos de carregamento II e III (Fig. 1):

- carregamento II (cisalhamento puro-deslocamento das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas e perpendiculares à frente de propagação).
- carregamento III (rasgamento-deslocamento das superfícies das trincas paralelamente a si mesmas).

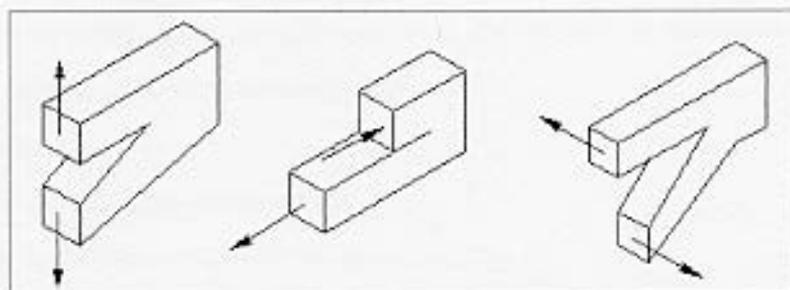


Fig. 1 – Modos de carregamento básicos de uma trinca.

Uma vez atendidas as condições preconizadas pela norma⁽¹⁾, teremos um valor crítico para o fator de intensidade de tensões (K_{IC}) que é uma constante, uma propriedade intrínseca do material da peça trincada, para uma dada situação de temperatura, taxa de carregamento e condição microestrutural.

Soluções de K para um grande número de geometrias e modos de carregamento, são encontradas em manuais⁽²⁾. Por exemplo, para o caso de uma trinca de comprimento $2a$ no centro de uma placa com dimensões tendendo ao infinito submetida a um carregamento trativo σ teremos:

$$K_I = \sigma \cdot (\pi \cdot a)^{0,5} \quad (\text{Eq. 2})$$

2.2 – MÉTODO DE CTOD DA MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA.

A avaliação do comportamento à fratura apresentado pelos materiais no regime elasto-plástico é dos mais importantes uma vez que se trata do regime que normalmente acompanha a maioria das aplicações estruturais envolvendo aços de média e baixa resistência mecânica. O desenvolvimento do método CTOD, com auxílio de uma curva de projeto, apresenta-se como uma ótima abordagem, já consagrada por uma infinidade de aplicações práticas. Esta metodologia tem o mérito de levar em consideração:

- tensões residuais
- efeito de concentradores de tensões
- tipos de defeitos (se internos, superficiais,...)

Ensaio de CTOD:

O corpo de prova recomendado pela Norma Britânica⁽³⁾ é do tipo flexão em três pontos, sendo que a espessura utilizada deve ser igual a do componente em serviço. O corpo de prova é pré-fissurado em fadiga a fim de simular um defeito com a máxima acuidade possível representando o pior defeito que pode ser encontrado na prática.

Um registro da carga aplicada ao corpo de prova pela abertura de trinca correspondente (monitorada por um extensômetro de fratura adequado) permite a obtenção dos dados a serem empregados na fórmula sugerida por Dawes^(4,5) que é a indicada pela Norma Britânica⁽³⁾ para o cálculo do valor de CTOD:

$$\delta = [K^2 \cdot (1 - \nu)^2 / \epsilon_y \cdot E] + [0,4 \cdot (W - a) \cdot V_p / 0,4 \cdot W + 0,6 \cdot a + z] \quad (\text{Eq. 3})$$

Sendo que:

$$K = (P \cdot Y) / (B \cdot W)^{(0,5)} \quad (\text{Eq. 4})$$

Onde: a – tamanho da pré-trinca

W – altura do corpo de prova

B – espessura do corpo de prova

v – coeficiente de Poisson

V_P – componente plástica da abertura de trinca

z – altura dos suportes do extensômetro

K – valor do fator de intensidade de tensões

Y – fator de forma

P - carga aplicada

Adicionalmente ao valor de CTOD de máxima carga pode ser determinado, também, o valor de CTOD de iniciação, isto é, o valor de abertura de trinca correspondente ao início de propagação da trinca. O interesse no valor de CTOD de iniciação (δ_i) reside no fato deste ser uma característica do material ensaiado, podendo até independer da espessura do corpo de prova, embora possa ser um valor por demais conservador para ser utilizado em projeto.

Para obtenção de valor de δ_i , a Norma BS-5762⁽³⁾ recomenda a utilização da curva de resistência à propagação de trinca CTOD que emprega vários corpos de prova. A curva de resistência à propagação de trinca CTOD é obtida plotando-se os valores de CTOD, obtidos de ensaios com diversos níveis de abertura de trincas imposta, contra a correspondente propagação de trinca. O valor de δ_i dado pela intersecção da reta obtida com o eixo das ordenadas, isto é, o valor de CTOD para o qual ainda não haveria propagação de trinca. Deve ser salientado que no valor de propagação estável de trinca não está incluída a zona estirada (“stretch zone”), já que esta corresponde ao processo de cegamento da trinca na fase inicial de carregamento e não a uma efetiva propagação da mesma.

Obtido o valor de CTOD do material seguindo os requisitos da Norma Britânica⁽³⁾, pode-se, através da curva de projeto:

- estipular o tamanho do defeito permissível para uma determinada solicitação da estrutura em questão ou, por outro lado,
- caracterizar a tensão admissível em uma estrutura para determinado tamanho de defeito identificado na mesma. Além, é claro de servir como parâmetro para seleção de materiais para determinada utilização específica.

2.3 – FLUÊNCIA

Os desenvolvimentos tecnológicos dos últimos anos têm demandado materiais que resistam a temperaturas mais e mais elevadas. As aplicações situam-se em três áreas principais:

- a) Turbinas
- b) Indústria química e petroquímica
- c) Reatores nucleares

A degradação sofrida pelos materiais pode ser classificada em dois grupos:

a) Mecânica – O material, apesar de resistir aos esforços a que está submetido inicialmente, sofre deformação anelástica, alterando suas dimensões com o tempo.

b) Química – Ela, é devida à reação do material à atmosfera que o envolve e à difusão de elementos externos no material. À cloração (que tem graves efeitos sobre superligas usadas em aviões) e a oxidação interna são exemplos de degradação química.

O comportamento anelástico do material é conhecido como fluência (creep) e grande parte das falhas a alta temperatura é atribuída a ela ou a uma combinação de fluência e fadiga. A fluência é caracterizada por um escoamento lento do material. Sob esse ponto de vista, o material tem um comportamento viscoso. Caso um componente mecânico esteja submetido a carga trativa constante, a diminuição da área da seção transversal gera um aumento na tensão; quando é alcançado o ponto em que o material não pode mais resistir estaticamente à carga aplicada, ocorre a ruptura. O regime de temperatura em que a fluência se torna um fenômeno de importância é $0,5T_f < T < T_f$, em que T_f é a temperatura de fusão em K. Esta é a faixa de temperatura em que a difusão se torna um fator significativo. A difusão, sendo um processo termicamente ativado, apresenta uma dependência exponencial à temperatura. Abaixo de $0,5T_f$, o coeficiente de difusão é tão baixo que qualquer mecanismo de deformação dependente da difusão é tão lento que pode ser desprezado. Assim a temperatura crítica para fluência varia de metal para metal. Enquanto o chumbo flui a temperatura ambiente e no ferro ela só se torna importante acima de $\sim 600^\circ\text{C}$.

Cumpridas estas duas exigências para a existência da fluência (cargas elástica constante e $T > 0.5 T_{fusão}$), duas situações básicas podem ocorrer:

1. Em temperaturas moderadas (Fig 2, curva A) a deformação permanente alcança um valor máximo e se estabiliza ao longo do tempo. Neste caso, um componente que esteja submetido a tais condições pode perder sua utilidade em função do aumento dimensional.
2. Em temperaturas elevadas (Fig 2, curva B) três zonas características são encontradas: uma onde a taxa de deformação diminui continuamente até chegar a um valor constante. Outra onde ela permanece durante um longo período nesta taxa e uma terceira onde a taxa de deformação cresce continuamente até a ruptura do material. Estas três zonas são conhecidas como Fluência Primária, Fluência Secundária (Estado Estacionário) e Fluência Terciária, respectivamente.

Do ponto de vista de aplicação prática, a segunda situação é a que mais comumente acontece. A fluência clássica, reconhecida através dos ensaios em amostras cilíndricas, é determinada por vários fenômenos competitivos, incluindo:

- Endurecimento por encruamento;
- Processos de amolecimento, tais como recuperação, recristalização e crescimento de precipitados;
- Processos de formação e crescimento de danos, como formação de microvazios e geração de microtrincas em pontos triplos.

O ensaio de fluência é bem simples e consiste em submeter um corpo de prova a uma carga (ou tensão) constante e medir o comprimento em função do tempo, a uma temperatura constante. A Fig.2 mostra o gráfico característico: na ordenada tem-se a deformação enquanto a abscissa representa o tempo. No estágio I as alterações estruturais que ocorrem no metal agem no sentido de aumentar o encruamento e diminuir a taxa de deformação. No segundo estágio, os mecanismos de encruamento e os de recuperação/recristalização se contrabalançam, com um ligeiro predomínio dos últimos. Isto possibilita que ocorra uma taxa constante no segundo estágio de fluência e o que provavelmente motivou o nome de "estágio estacionário". No terceiro estágio as reações de recuperação e recristalização se sobrepõem as de encruamento e, ajudadas pela estrição obtidas nos corpos de prova cilíndricos que aumentam localmente a tensão atuante, acabam rompendo o material.

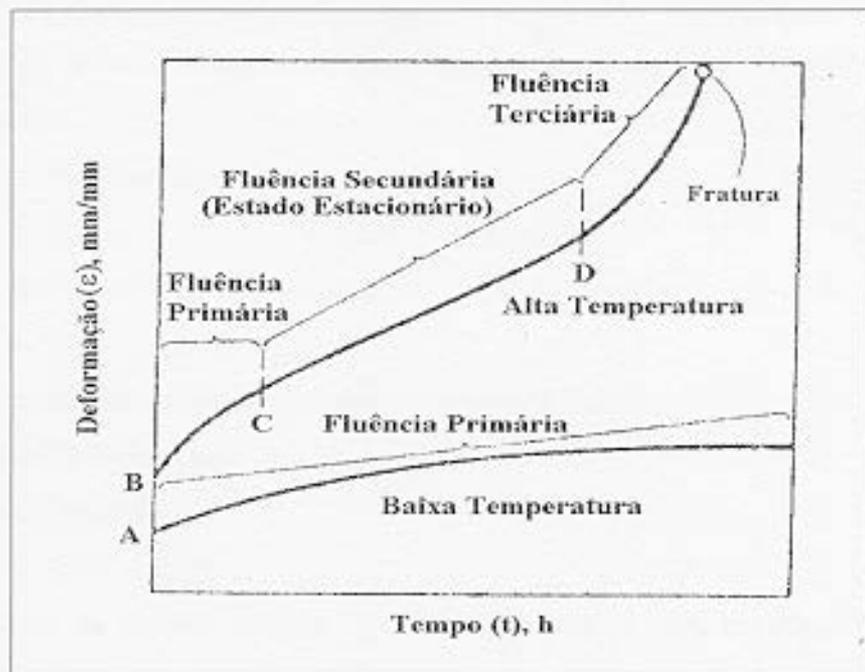


Fig. 2 – Fluência a baixa e altas temperaturas⁽³¹⁾.

Kumar et al⁽²⁹⁾ mostra que, na ponta de uma trinca macroscópica em elevadas temperaturas, todos os tipos de resposta em fluência vistos anteriormente podem ocorrer simultaneamente no material (Fig. 3).

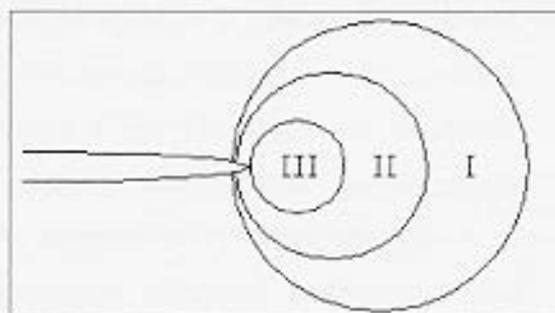


Fig. 3 - Estágios de fluência na ponta de trinca.

A região de estágio estacionário apresenta particular interesse pois, através da taxa constante de deformação ($\dot{\epsilon}$), pode-se prever qual a vida do componente, tanto do ponto de vista estrutural ou mesmo dimensional. Para isso, uma lei de fluência no segundo estágio de fluência é adotada:

$$\epsilon = A \cdot \sigma^n \quad (\text{Eq. 5})$$

onde:

A = constante de regressão derivada do ensaio de fluência

n = expoente de fluência

σ = tensão aplicada

As teorias de fluência tentam calcular valores de ϵ para o estágio II a partir de mecanismos de microdeformação no material. Caso a temperatura seja variada e a tensão mantida constante, à medida que aumenta a temperatura, aumenta ϵ . Há diferenças significativas, sob o ponto de vista fundamental, entre o ensaio de fluência a tensão e a carga constante. Nos ensaios a tensão constante a carga deve diminuir à medida que o comprimento do corpo de prova aumenta, de tal modo que a tensão permaneça constante.

A conclusão que se pode tirar é que resultados obtidos em ensaios a carga constante não podem automaticamente ser aceitos como representativos de ensaios a tensão constante. Outra diferença de grande importância entre o ensaio a tensão constante e o ensaio a carga constante é que para o primeiro, o início do estágio III é grandemente retardado. Sob um ponto de vista tecnológico, o ensaio de fluência a carga constante é mais importante que a tensão constante porque a carga, e não a tensão, é que é mantida constante na prática. Por outro lado, estudos fundamentais visando elucidar os mecanismos responsáveis pela deformação requerem tensão constante; o estudo da evolução da subestrutura do material sob tensão variável seria excessivamente complexo. Assim, dependendo da aplicação, opta-se por um ou outro tipo de ensaio.

2.3.1 – INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA FLUÊNCIA

Até agora viu-se que a fluência provém de fenômenos competitivos, a fim de encruar e tornar o material mais dúctil. Apesar da recristalização e a recuperação serem importantes, os

precipitados em contornos de grãos e a formação de microvazios também são muito importantes.

Como a fluência caracteriza-se pelo carregamento dentro do regime elástico e que através de alguns fenômenos o material passe a atuar no campo plástico, seria de se esperar que um material martensítico teria melhores qualidades que um ferrítico ou austenítico, isso porque o martensítico tem um limite de escoamento maior que os outros. Essa passagem de elástico para plástico seria mais difícil pela diferença entre a mesma tensão aplicada e o limite de escoamento. Mas isso não ocorre, pelo contrário, os aços martensíticos tem péssima performance em fluência. Isso porque os carbeto se modificam, passando de acicular para esferoidizados, fazendo com que as barreiras para o movimento das discordâncias vão ficando mais distantes com a esferoidização e coalescimento destes carbeto.

A partir disso vê-se que os melhores aços para fluência são os que tem elementos de liga que formam precipitados finamente dispersos e estáveis em altas temperaturas, assim como os que se apresentam substitucionalmente no retículo cristalino. O molibdênio é o que melhor cumpre a função e tem sido muito utilizado em aplicações petroquímicas.

Para uma mesma temperatura, as tensões para deformar o aço carbono são bem menores que para os aços com maior teor de Mo e os aços austeníticos. Comparando os dois: AISI 304 (18Cr - 8Ni) e API P22 (2¼Cr - 1Mo) os dois teriam quase que a mesma performance, mas através de mecanismos diferentes. O AISI 304 tem estrutura cúbica de face centrada e isso dificulta o movimento de discordâncias por não ter um plano preferencial de deslizamento. No API P22 o bom desempenho é por causa do teor de Mo presente que se acomoda substitucionalmente no retículo formando carbeto finamente dispersos na matriz, além de estáveis a temperaturas elevadas.

Mas para escolher um aço para operar em altas temperaturas tem que se levar em conta outros aspectos também, como resistência a corrosão, tipos de carregamento, níveis de carregamento e custo.

2.3.2 - MECANISMOS FUNDAMENTAIS RESPONSÁVEIS PELA FLUÊNCIA

Em 1954, Orr, Sherby e Dorn ^(7 e 8) introduziram o importante conceito de que as energias de ativação para difusão e fluência são iguais para um número apreciável de metais. Essa igualdade foi demonstrada para um número de metais e ligas superior a 25. A energia para autodifusão está ligada ao coeficiente de difusão pela equação:

$$D = D_0 \cdot e^{-(Q \cdot k \cdot T)} \quad (\text{Eq. 6})$$

Cabe ressaltar que há diversos mecanismos que podem ser responsáveis pela fluência e o que domina depende da tensão aplicada e da temperatura. Para temperaturas abaixo de $0,5 T_f$, a energia de ativação para fluência tende a ser menor que a energia de ativação para autodifusão. Sherby e Miller ⁽⁶⁾ interpretam esse efeito como sendo devido a difusão ocorrendo predominantemente ao longo das discordâncias em vez de difusão volumétrica uniforme ao material. A energia de ativação para a difusão pelas discordâncias é sensivelmente menor que para a difusão volumétrica. Esta explicação parece ser pois, razoável.

Para a faixa de temperatura $T > 0,5 T_f$, os mecanismos responsáveis pela fluência podem ser convenientemente descritos em função da tensão aplicada. Esses diferentes níveis serão analisados abaixo:

- a) $\sigma/G < 10^{-4}$: (este valor depende, é claro, do metal). Dois mecanismos são considerados importantes nesta região. O mecanismo proposto por Nabarro⁽⁹⁾ e Hering⁽¹⁰⁾ está esquematicamente mostrado na Fig. 4 e envolve a difusão de lacunas entre regiões sobre os contornos submetidos a diferentes níveis de tensão, de tal modo que a trajetória para este fluxo passe pelo interior dos grãos. Como resultado deste processo, o grão se alonga na direção da tensão aplicada. Este mecanismo não envolve a movimentação das discordâncias. Assim, cita-se a relação deste modelo com o tamanho de grão como uma relação inversa entre a taxa mínima de fluência e o quadrado do tamanho de grão. Um outro mecanismo é o de Coble⁽²²⁾ e envolve a difusão pelos contornos de grão ao invés pela rede cristalina. Essa difusão resulta no deslizamento dos contornos de grão. Um modo prático de se obter uma liga com elevada resistência à fluência de Nabarro-Hering e Coble é aumentar o tamanho de grão. Esse expediente é usado em superligas e chega-se ao extremo cuidado de preparar aletas de turbina monocristalinas pelo processo de solidificação direcional.

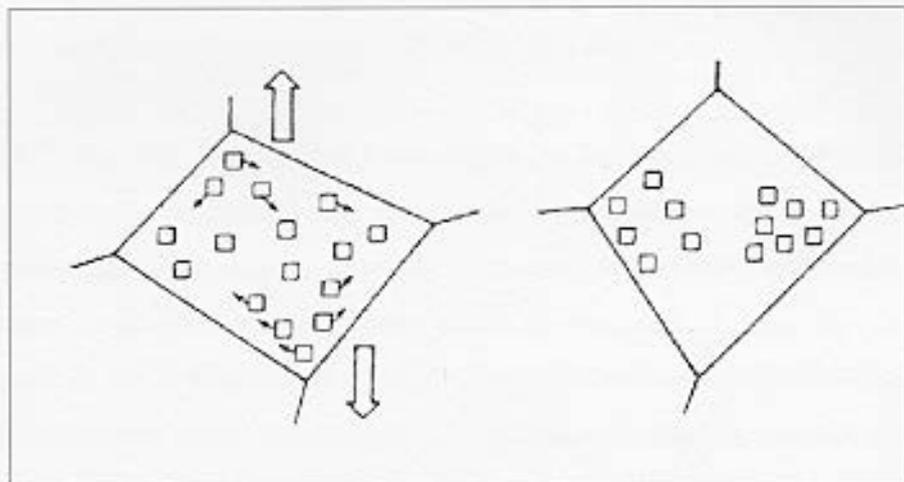


Fig. 4 - Fluxo de lacunas resultando em aumento de comprimento de grão⁽⁹⁾.

b) $10^{-4} < \sigma/G < 10^{-2}$: Nesta faixa de tensões a fluência ocorre pelo deslizamento e pela escalagem de discordâncias assistida pela difusão de lacunas. O tratamento dado por Weertman^(11 e 12) constitui o fundamento dessa região.

b.1) Deslizamento de discordâncias:

Segundo este mecanismo, a deformação por fluência é controlada pelo movimento de discordâncias em aresta em seus planos preferenciais de deslizamento, sendo os obstáculos superados por ativação térmica.

b.2) Escalagem de discordâncias:

Este mecanismo ocorre através da difusão de lacunas ou átomos intersticiais, sendo que estes podem ir para a discordância ou podem ser emitidos por ela. O processo prevê que o movimento das discordâncias envolva deslizamento e escalagem em atuação conjugada. Assim, há uma movimentação da discordância na direção perpendicular ao seu comprimento pelo processo de deslizamento e também verticalmente pelo processo de escalagem.

Dificilmente no processo de escalagem são adicionadas ou retiradas fileiras atômicas inteiras. Na realidade somente pequenos grupos de lacunas se difundem para a discordância, ocorrendo a escalagem somente sobre um curto segmento da linha de discordâncias. Isto dá origem a formação de pequenos degraus ao longo da linha de discordâncias.

Como é um processo controlado por difusão, e é termicamente ativado, o processo ocorre mais facilmente com o aumento da temperatura.

- c) $\sigma/G > 10^{-2}$: Para tensões elevadas a escalagem de discordâncias é substituída por deslizamento de discordâncias não dependente de difusão. Assim, o deslizamento de discordâncias termicamente ativado, o mesmo mecanismo responsável pela deformação a temperatura ambiente, passa a controlar a taxa de fluência. Kestenbach et al⁽¹⁴⁾ observaram que a subestrutura de discordâncias muda de subgrãos equiaxiais para emaranhados e subgrãos alongados quando a tensão alcança um valor crítico. Efeito semelhante é observado abaixando-se a temperatura e mantendo-se a tensão constante. Outra observação importante feita por Kestenbach et al⁽¹⁴⁾ é que a subestrutura varia com a orientação do grão em relação ao eixo de tração.

2.3.3 - EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO

Se tivermos um tamanho de grão pequeno, teremos um área superficial maior de contornos e então mais contornos podem apresentar escorregamento relativo entre si, possibilitando assim a formação de microvazios e pontos triplos.

De acordo com a Fig. 5, vê-se que ocorre uma temperatura limite na qual não é possível determinar se a falha será inter ou transgranular para um carregamento específico. Essa temperatura corresponde ao ponto onde resistências do contorno e interior dos grãos são praticamente iguais.

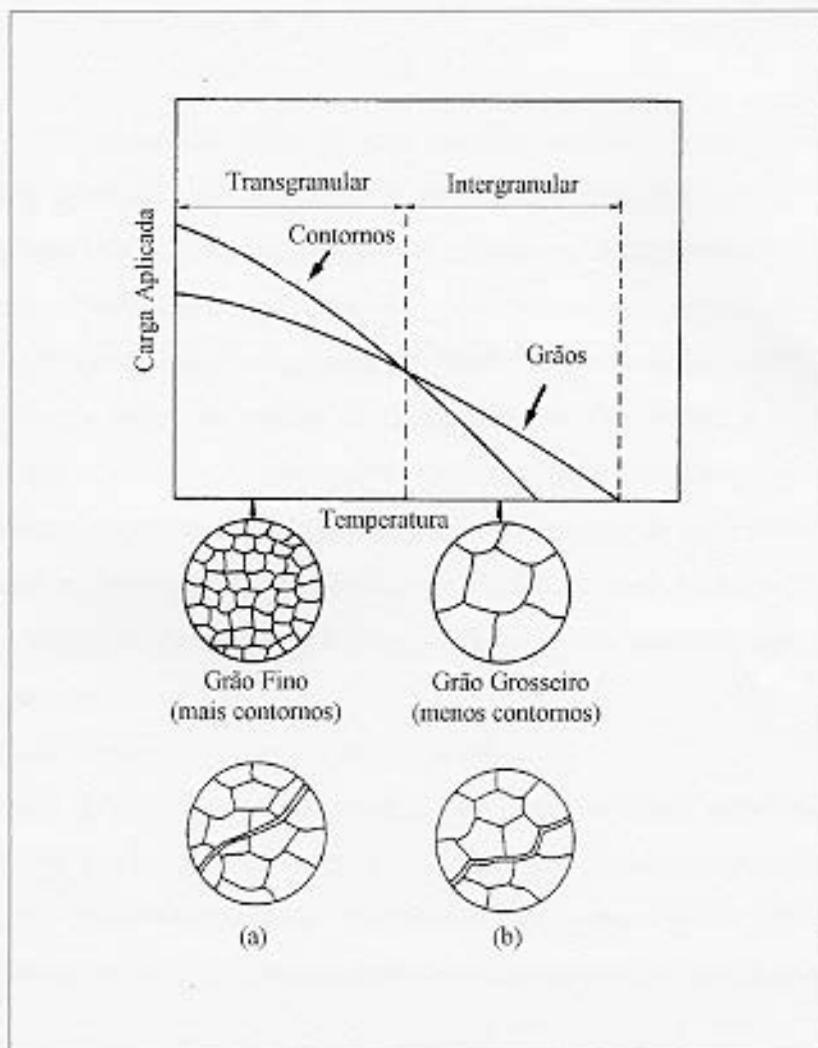


Fig. 5 - Efeito do tamanho de grão (a) fino e (b) grosso⁽³²⁾.

Nem sempre o efeito do tamanho de grão segue um esquema tão simples. Para algumas ligas, como a Monel, tem-se um tamanho ótimo para o tamanho de grão. Para essa liga, o fenômeno que está agindo é o de difusão de lacunas para as regiões na direção da tensão aplicada. Isso ocorre mais facilmente entre contornos de alto ângulo do que através do volume da rede. Com tamanho de grão pequeno a difusão de lacunas é rápida pela grande quantidade de contornos de alto ângulo. Para tamanho de grão grandes, os contornos de alto ângulo vão se tornando mais distantes diminuindo a taxa de difusão de lacunas e, com isso, diminuindo a taxa de fluência. Num certo momento, durante o aumento do tamanho de grão, ocorre formação de subcontornos de baixo ângulo fazendo com que a difusão de lacunas seja mais lenta ainda do que em grãos maiores com contornos de alto ângulo distante entre si, com isso a taxa de fluência chega a um valor mínimo.

2.4 – FADIGA

Fadiga é o fenômeno de falha de um material sob carregamento cíclico. É um problema que afeta qualquer componente que se move. Automóveis nas estradas, aviões (principalmente as asas) no ar, pontes sob veículos, navios em alto mar sob ataques das ondas, e reatores nucleares e turbinas sob condições de temperatura cíclica, estes e muitos outros são exemplos em que a fadiga do material se torna um problema de importância singular.

Sabe-se que esta falha sob tensão ou deformação cíclica ocorre a níveis de tensões bem menores que sob condições de carregamento monotônico. Estima-se que cerca de 90% das falhas em serviço dos componentes que sofrem movimento de uma forma ou de outra podem ser atribuídas ao fenômeno de fadiga. Esse é o aspecto tradicional da fadiga. Hoje em dia o problema de fadiga de estruturas está assumindo cada vez maior importância. Há duas razões principais para isso:

- a) utilização de materiais de alta resistência estática
- b) uma procura de desempenho estrutural cada vez maior desses materiais

Essas melhoras em resistência estática raramente são acompanhadas por melhoras na resistência à fadiga. Essa desigualdade fundamental em propriedades de materiais tem resultado em estruturas caras de alto desempenho que não são confiáveis em serviço.

CURVAS S-N

A maneira tradicional de estudar o comportamento de um material sob condições de fadiga é pela obtenção das chamadas curvas S-N (Fig. 6): S é a tensão e N o número de ciclos para falha. Para aços, em geral, observa-se um limite de fadiga ou limite de endurecimento (curva A na Fig. 6), um nível de tensão abaixo do qual o material não falha e pode ser ciclado indefinidamente. Tal limite de endurecimento não existe para metais não-ferrosos, (curva B na Fig. 6). A relação entre S e N, cumpre destacar, não é uma função biunívoca (single value function) mas simplesmente serve para indicar a tendência de uma relação estatística.

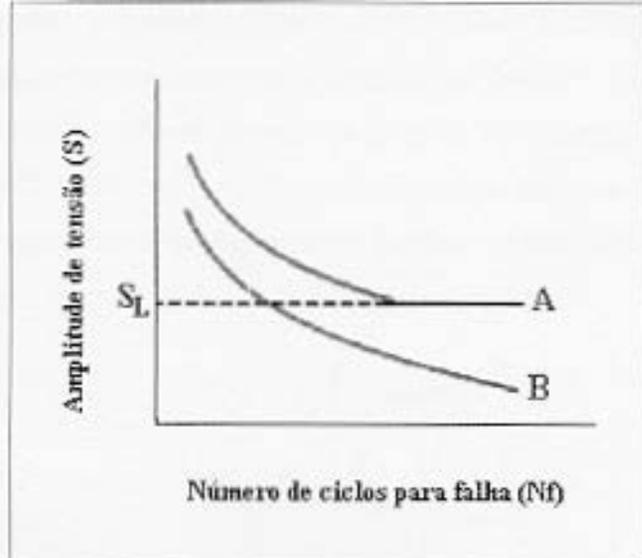


Fig. 6 – Curvas tensão (S) versus número de ciclos (N): (A) ferroso e (B) não-ferroso. S_L representa o limite de endurecimento⁽²²⁾.

Alguns parâmetros importantes em fadiga podem ser definidos da seguinte maneira:

$$\text{Faixa de tensão: } \Delta\sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad (\text{Eq. 7})$$

$$\text{Amplitude de tensão: } \sigma_a = (\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}) / 2 \quad (\text{Eq. 8})$$

$$\text{Tensão média: } \sigma_m = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}) / 2 \quad (\text{Eq. 9})$$

$$\text{Razão de tensão: } R = \sigma_{\text{mín}} / \sigma_{\text{máx}} \quad (\text{Eq. 10})$$

CARREGAMENTO CÍCLICO:

No carregamento cíclico em regime elástico, a tensão e deformação são linearmente relacionadas pelo módulo elástico. Basta medir uma das duas quantidades (Fig. 7); normalmente, usa-se um registrador X-Y e obtém-se um gráfico de tensão-deformação diretamente. Para qualquer função controladora, σ ou ϵ , o sinal vai de 0 a (σ, ϵ) a $(-\sigma, -\epsilon)$ e volta a 0. Os pontos $0, (\sigma, \epsilon), (-\sigma, -\epsilon)$ são situados na mesma curva cíclica de tensão-deformação.

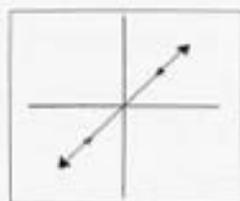


Fig. 7 – Laço de histerese para carregamento cíclico em um material elástico⁽²²⁾.

Para cargas cíclicas que produzem deformações plásticas, as respostas são mais complexas. A Fig. 8 mostra, esquematicamente, essa resposta. Do ponto 0 a A há tração. Descarregando de A e entrando em compressão chega-se ao ponto B. Descarregando de B e invertendo a tensão para tração, volta-se ao ponto A de novo. Continuando o processo pode-se novamente chegar a A, a B e retornar a A. Um ciclo completo assim dá um laço de histerese que fornece um meio de descrever o comportamento do material sob carregamento cíclico.

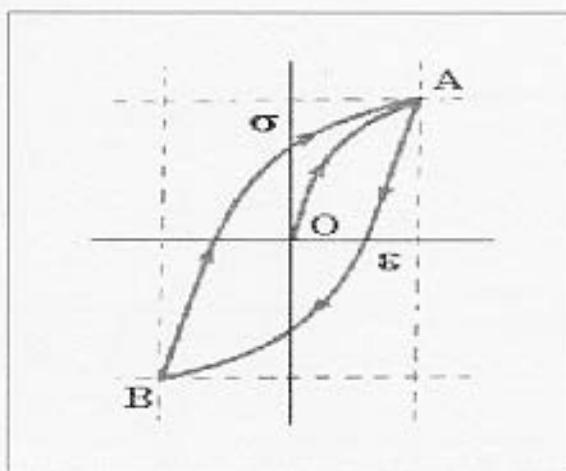


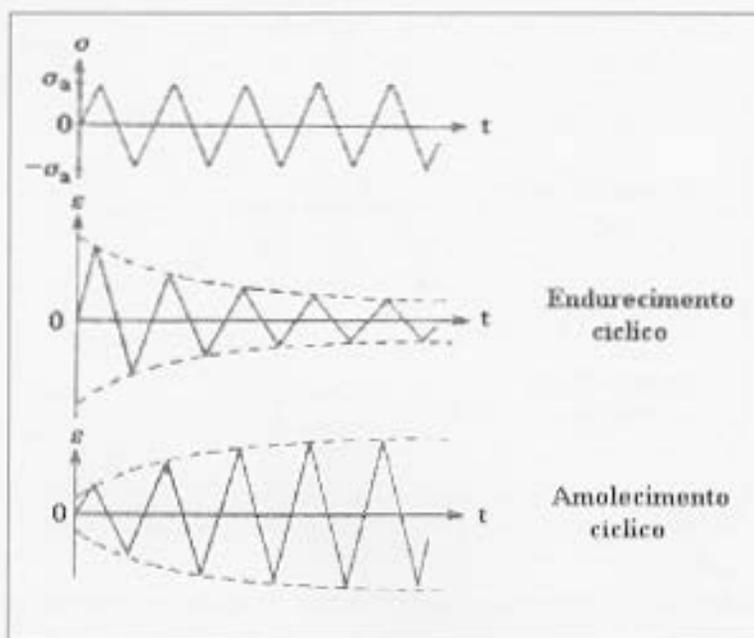
Fig. 8 – Laço de histerese para um material elástico-plástico carregado ciclicamente⁽²²⁾.

A característica mais importante de um laço de histerese é que ele não mostra tensão variando ciclicamente mas a possibilidade de medir a deformação plástica por ciclo. Sem entrar em detalhes de mecanismos de movimento de discordâncias, pode-se afirmar que essa quantidade, a deformação plástica cíclica, é uma quantidade física mensurável que pode ser correlacionada bem melhor que qualquer outro fator aos danos causados por fadiga.

CICLAMENTO SOB CONTROLE DE TENSÃO:

Neste caso, a função controladora é a tensão que oscila entre dois extremos (Fig. 9), isto é, a tensão tem uma amplitude constante de σ_a . A deformação, porém, não tem uma amplitude constante. A resistência do material à deformação pode aumentar com ciclamento. Neste caso, a deformação cíclica torna-se cada vez menor sob o mesmo nível de tensão (Fig. 9). Chama-se este comportamento de endurecimento cíclico. A envoltória dos picos de deformação é geralmente uma função exponencial.

Por outro lado, um material pode mostrar um fenômeno de aumento nas deformações com ciclamento sob uma envoltória exponencial. Este é o caso de amolecimento cíclico (Fig.



9).

Fig. 9 – Comportamento cíclico de um material sob controle de tensão⁽²²⁾.

CICLAMENTO SOB CONTROLE DE DEFORMAÇÃO:

Neste caso, a função controladora, a deformação, tem uma amplitude constante, ϵ_a , e a tensão muda sob envoltórias exponenciais nos dois extremos (Fig. 10). O endurecimento cíclico implica que a resistência do material à deformação aumenta com o ciclamento e que se precisa de tensões cada vez maiores para levar o material aos limites constantes impostos pela deformação. O amolecimento cíclico faz com que o material se deforme mais facilmente. Sob controle de deformação, então, a tensão necessária para deformar o material aos limites impostos é cada vez menor.

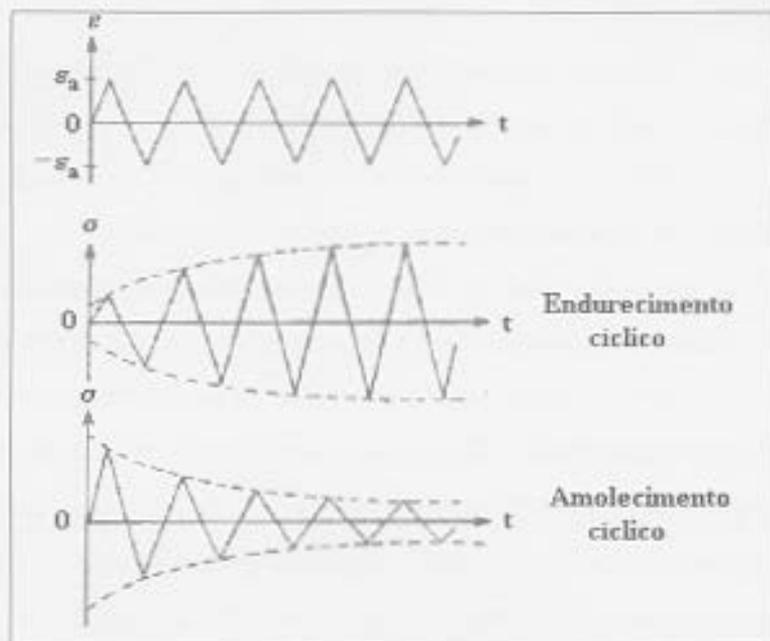


Fig. 10 – Comportamento cíclico de um material sob controle de deformação⁽²²⁾.

2.5 - FLUÊNCIA – FADIGA

A exigência aos componentes e equipamentos operando em alta temperatura teve grande incremento nos últimos 20 a 30 anos e atividades como aviação e indústrias químicas são muito dependentes do tempo de vida e da eficiência de operação desses equipamentos. Nas indústrias de geração de energia, por exemplo, componentes operam por longos períodos em temperaturas entre 0,3 e 0,5 da sua temperatura absoluta de fusão e sua vida projetada é limitada pela fluência. Aplicações como equipamentos de defesa e aeroespacial confiam em materiais que mantêm sua integridade na presença combinada de altas temperaturas e tensões⁽¹⁵⁾. Também em outros casos, como calcular a taxa de vida remanescente de componentes em operação com o objetivo de estender a vida em serviço do componente torna-se uma necessidade econômica e de segurança⁽¹⁶⁾.

Nos regimes a altas temperaturas, componentes falham pelo acúmulo de deformações por fluência dependente do tempo, o qual envolve trincas causando eventuais falhas. Isso resulta em perdas financeiras para reparo e custos pela parada, além de possíveis perdas de vidas humanas.

Se um componente está sujeito a tensões e temperaturas uniformes, o dano será bastante "espalhado" e a falha por ruptura de fluência é normal como resultado. Isso é mais comumente observado em finas seções de componentes como tubos de vapor. Componentes com danos localizados, que é resultado de distribuições de tensões e temperaturas não uniformes são mais comumente encontradas em grandes estruturas, que estão mais propensas a falhar devido ao resultado de propagação de trincas de fluência do que de tensão de ruptura.

Experiência em condições de serviço de componentes podem também envolver ciclos de carregamento e descarregamento a elevadas temperaturas. Por isso, nessas situações, crescimento de trincas não ocorrem somente abaixo do carregamento estático (condições de fluência), mas a interação fluência – fadiga disputa uma grande parcela na iniciação e crescimento de trincas. Componentes operando a altas temperaturas experimentam mudanças nas condições de início e fim de cada ciclo de operação resultando em gradientes de temperatura passageiros. Se esses regimes transitórios são repetidos, a diferença na expansão térmica durante cada regime transitório resulta em um ciclo de tensões induzido termicamente. A continuação resultará em danos de fadiga dependente da natureza e frequência do regime transitório, do gradiente térmico no componente e das propriedades do material. Componentes que estão sujeitos a tensões induzidas termicamente geralmente operam na fronteira de fluência, por isso tanto danos de fadiga quanto de fluência devem ser levados em conta. Palhetas de turbinas a gás e discos estão particularmente sujeitos a severos gradientes térmicos durante a partida. Nos rotores e camisas de turbinas a vapor, as grandes seções dos componentes resultam em grandes gradientes de temperatura. A causa primária da iniciação de trinca e propagação em camisas de turbinas é fadiga e fluência – fadiga e ocasionalmente fratura frágil devido a altas tensões térmicas transientes⁽¹⁷⁾. Essas tensões térmicas são responsáveis por crescimento de trincas em fadiga e fluência – fadiga em regiões de baixas temperaturas, enquanto a fluência contribui para o crescimento de trincas em regiões onde a temperatura exceda 427°C (800°F)⁽¹⁸⁾.

Situação similar é aplicada para muitos outros componentes pesados, como vasos de pressão da indústria petrolífera, química e de reatores nucleares. Vendo a importância da combinação de danos de fluência e fadiga com respeito a confiança, muitas tentativas tem sido feitas para desenvolver critérios de falhas que irão ajudar no projeto assim como na previsão de vida de componentes em condições de fluência – fadiga.

– **Materiais Dúcteis:** O crescimento de trincas em fluência e fluência – fadiga é comum em muitos materiais de engenharia operando em altas temperaturas. Materiais classificados como dúcteis tem a habilidade de sustentar significativa quantia de crescimento de trinca anterior a falha. Também o crescimento de trinca nesses materiais é acompanhado por significativa quantia de deformação por fluência na ponta da trinca. Entretanto um completo entendimento dos mecanismos de crescimento de trinca e mecanismos dos danos é requisitado para correta previsão de vida em altas temperaturas de componentes feitos de materiais semelhantes.

O dano em materiais dúcteis em altas temperaturas é normalmente na forma de formação de vazios nos contornos de grão. Tem sido mais comumente observado que essa formação de vazios inicia em partículas de 2^o fase ou defeitos nos contornos de grão⁽¹⁹⁾. Nucleação e crescimento dessas cavidades conduzem para a coalescência nesses vazios, formando eventuais trincas e crescimento, o qual é o mecanismo primário de crescimento de trincas em fluência. Falhas devido a interação fluência – fadiga podem ser descritas por dois pontos de vista⁽²⁰⁾: influência do ciclo de carregamento na formação de vazios e influência da formação destes no início do ciclo e propagação. Esses mecanismos são ilustrados na Fig. 11. Deste esquema geral fica claro que, quando temos uma trinca dominando a falha, a medida que se esteja trabalhando com tempos de permanência na tensão máxima maiores, maiores serão as possibilidades de se ter uma contribuição preponderante dos mecanismos de crescimento de vazios.

Outros parâmetros de fadiga, como a razão de fadiga (K_{min}/K_{max}), a frequência e o próprio K_{max} inicial são importantes para se determinar quais os mecanismos que governam a falha.

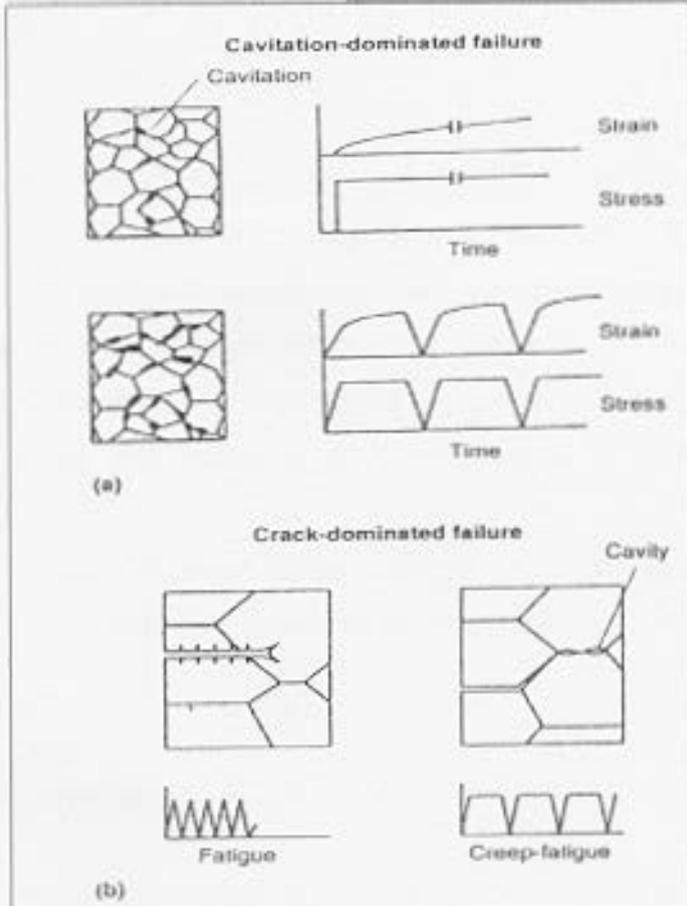


Fig. 11 – Representação esquemática de mecanismos de fluência-fadiga. (a) efeito do ciclo na formação de micro-vazios, (b) efeito dos micro-vazios no crescimento de trincas⁽²⁸⁾.

– **Materiais Frágeis:** Uma segunda classe de materiais estruturais para altas temperaturas é conhecida como materiais frágeis, o qual inclui ligas para altas temperaturas como ligas de alumínio, ligas de titânio, superligas a base de níquel, intermetálicos e materiais cerâmicos. A diferença primária entre essa classe de materiais e os materiais dúcteis discutidos anteriormente é que o crescimento de trincas por fluência nesses materiais é normalmente acompanhado por pequenas escalas de deformação por fluência e por taxa de crescimento de trinca que são comparáveis as taxas de propagação de deformação por fluência em corpos trincados.

3 – MATERIAL EMPREGADO

3.1 – HISTÓRICO

API P22: O aço utilizado operou por cerca de 120.000 horas em uma tubulação de vapor de 115 Kgf/cm^2 (11,27 MPa) numa temperatura de 538°C (1000°F).

O fato de estar-se utilizando um aço que tenha operado nestas condições adversas por longo tempo (mais de 13 anos) é bastante interessante, pois o material ensaiado já teve tempo suficiente para sofrer transformações de ordem metalúrgica, tais como a migração de precipitados (de Cr e Mo, principalmente) para os contornos de grão ou a esferoidização destes.

AISI 304: Os corpos de prova foram obtidos a partir de trechos de tubulação que operaram por mais de 10^5 horas em linhas de craqueamento catalítico em temperatura da ordem de 650 a 750°C .

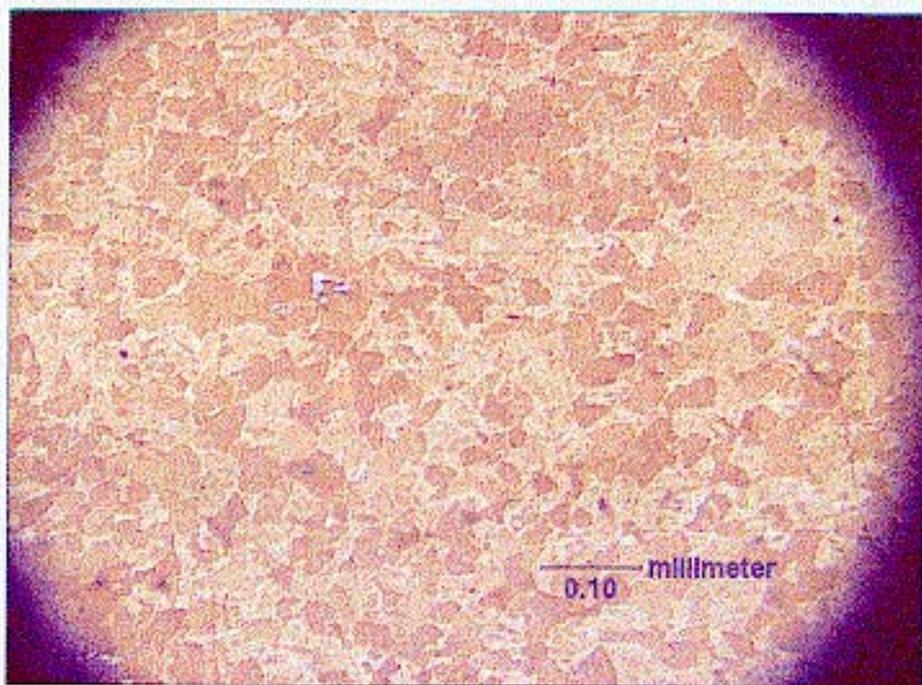
3.2 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Composição química em peso percentual do aço API P22 estudado versus o normalizado e do aço AISI 304.

Elemento	P22 Normalizado	P22 Estudado	AISI 304 Novo	AISI 304 Estudado
%C	0,05 - 0,15	0,161	0,08	0,09
%Mn	0,30 - 0,60	0,555	0,94	1,61
%P	0,025 máx	0,016	0,034	0,022
%S	0,025 máx	0,022	0,002	0,008
%Ni	0,40 máx	0,148	8,50	8,86
%Si	0,50 máx	0,365	0,52	0,57
%Cr	1,90 - 2,60	2,468	18,5	18,2
%Mo	0,87 - 1,13	0,898	0,1	0,32

3.3 - METALOGRAFIA

Foi feita metalografia nos dois aços utilizando as técnicas usuais para isso. No aço API P22 o ataque é feito com nital 2% e no aço AISI 304 o ataque é eletrolítico usando ácido oxálico. Após o ataque foi observada a microestrutura dos aços e então tiradas as fotos mostradas a seguir:



**Fig. 12 - Aço API P22 novo (aumento 100X)
Ataque: nital 2% - Tamanho de grão: 6.**

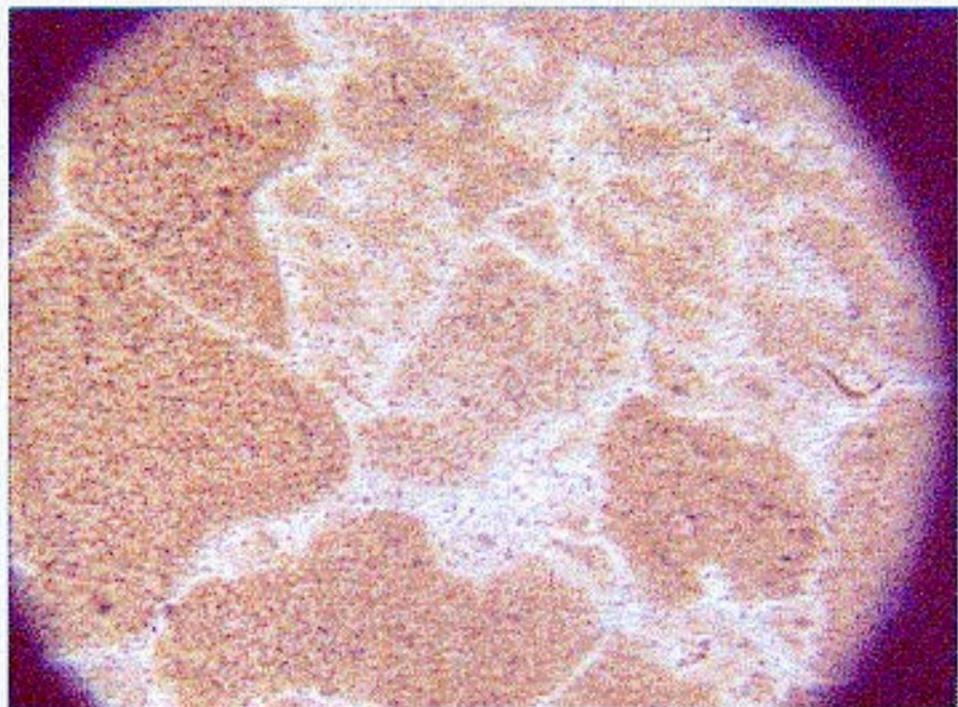


Fig. 13 - Aço API P22 novo (aumento 1000X)

Ataque: nital 2% - Carbeto de Cr e Mo dispersos na matriz.

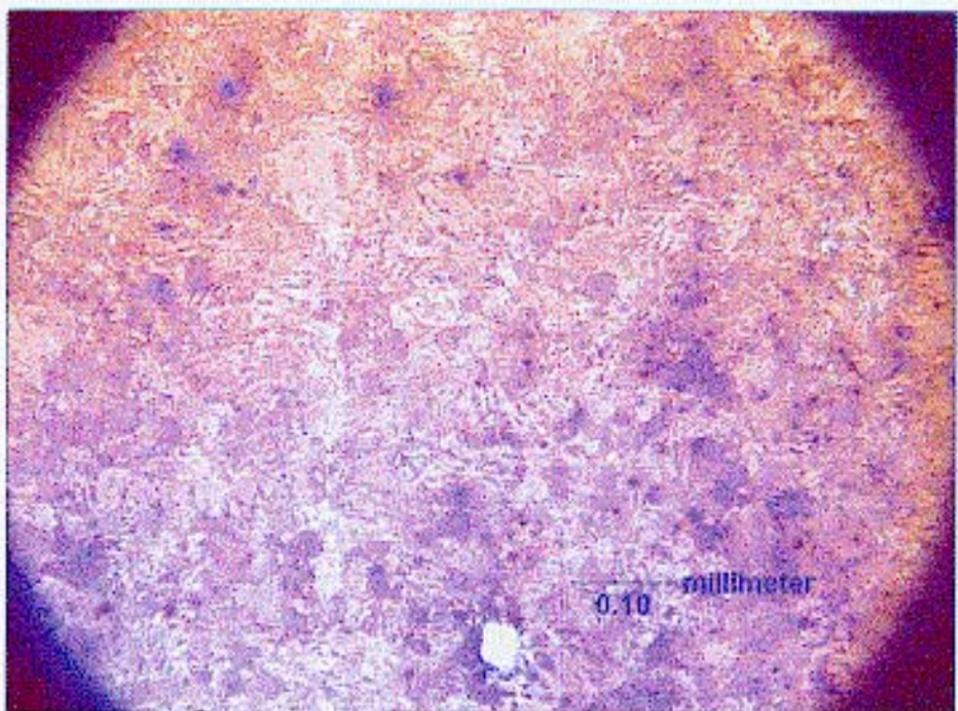
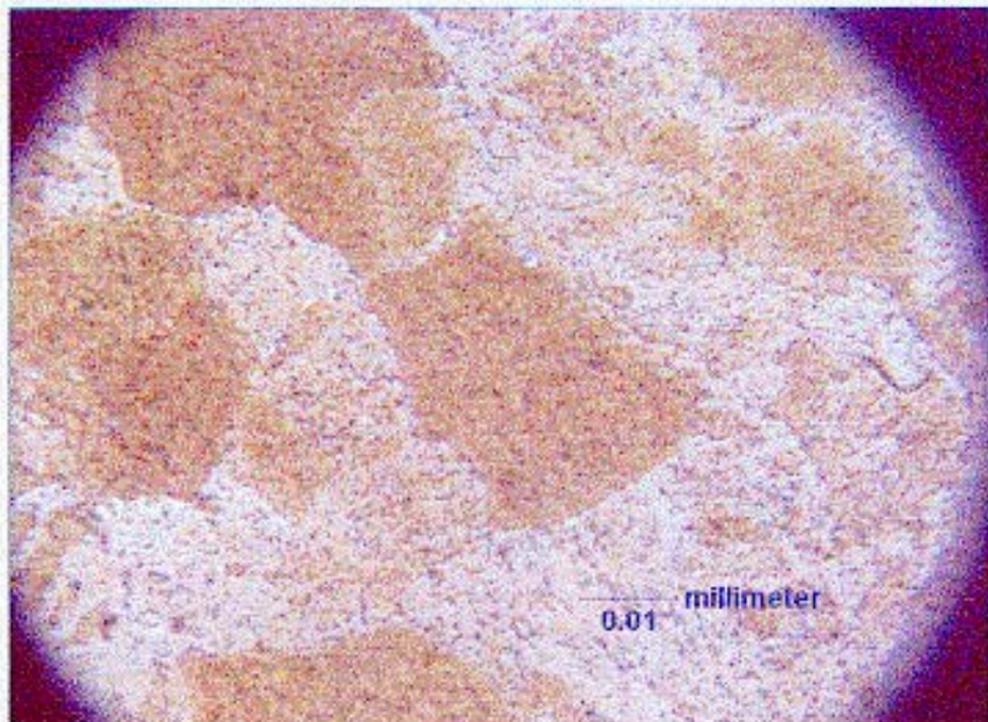
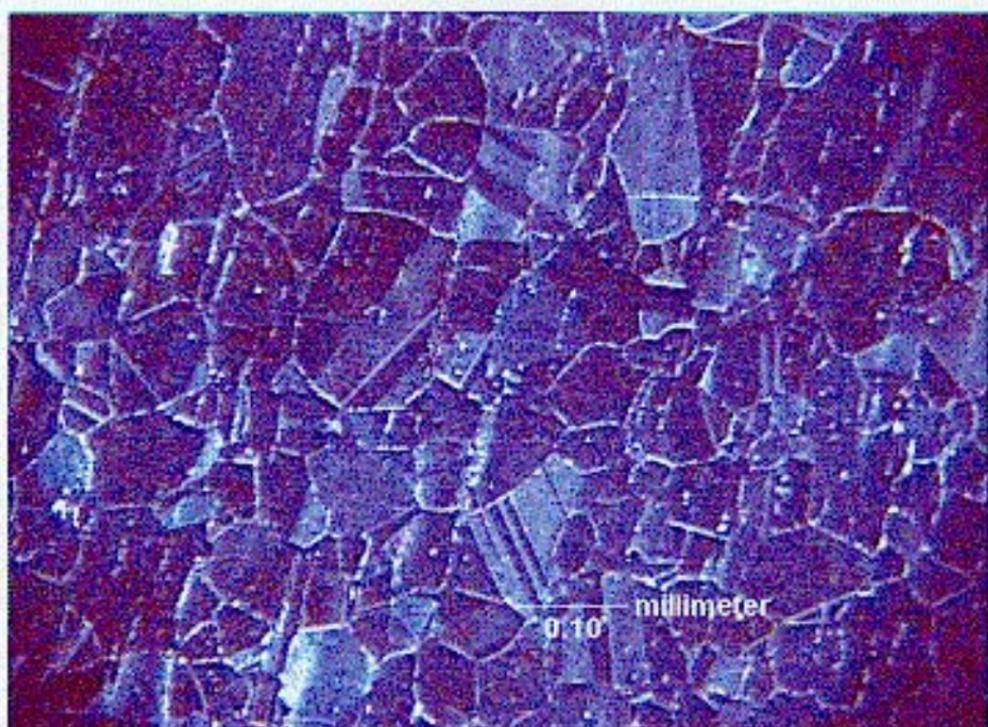


Fig. 14 - Aço API P22 usado (aumento 100X)

Ataque: nital 2%.



**Fig. 15 - Aço API P22 usado (aumento 1000X)
Ataque: nital 2%.**



**Fig. 16 - Aço AISI 304 (aumento 100X - campo escuro)
Ataque: eletrolítico com ác. oxálico - Matriz Austenítica
Tamanho de grão: 4-5.**

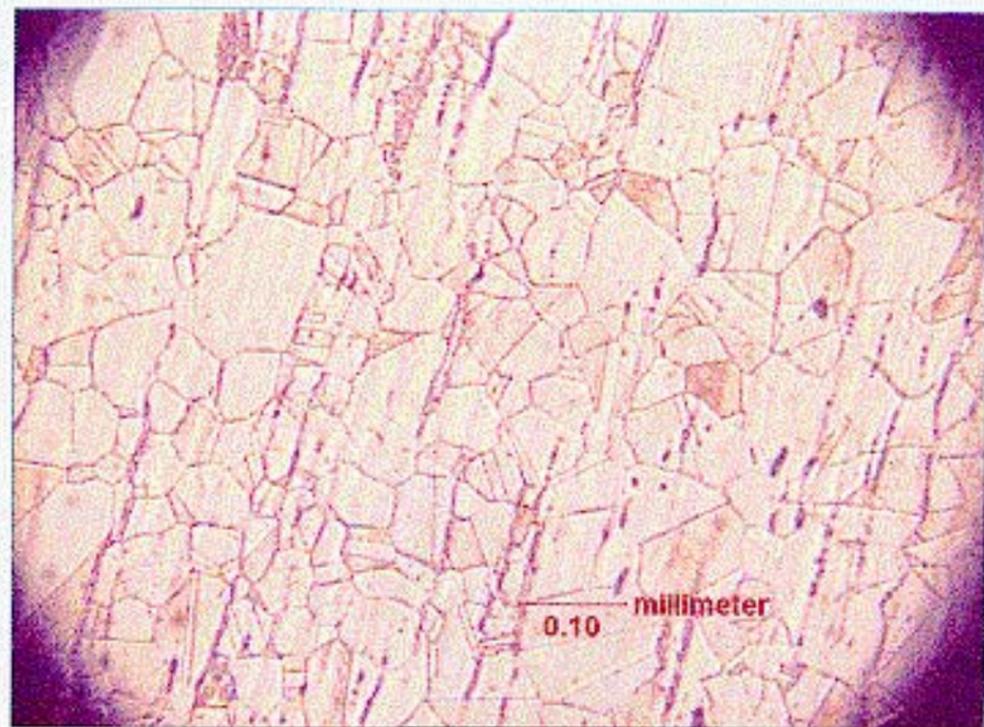


Fig. 17 - Aço AISI 304 (aumento 100X)

Ataque: eletrolítico com ácido oxálico - Matriz Austenítica

Tamanho de grão: 4-5.



Fig. 18 - Aço AISI 304 (aumento 500X - luz polarizada)

Ataque: eletrolítico com ácido oxálico - Matriz Austenítica.

4 – METODOLOGIA DE TESTE

4.1 – PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova utilizados neste trabalho foram confeccionados de acordo com a norma ASTM para métodos de teste para determinação de tenacidade à fratura de materiais metálicos (ASTM E399 - 91)⁽³⁰⁾ (Fig. 19). Esses corpos de prova foram retirados dos tubos de tal maneira que a trinca durante o ensaio pudesse se propagar ao longo do eixo do tubo, porque é a situação que ocorre mais frequentemente na prática (Fig. 20).

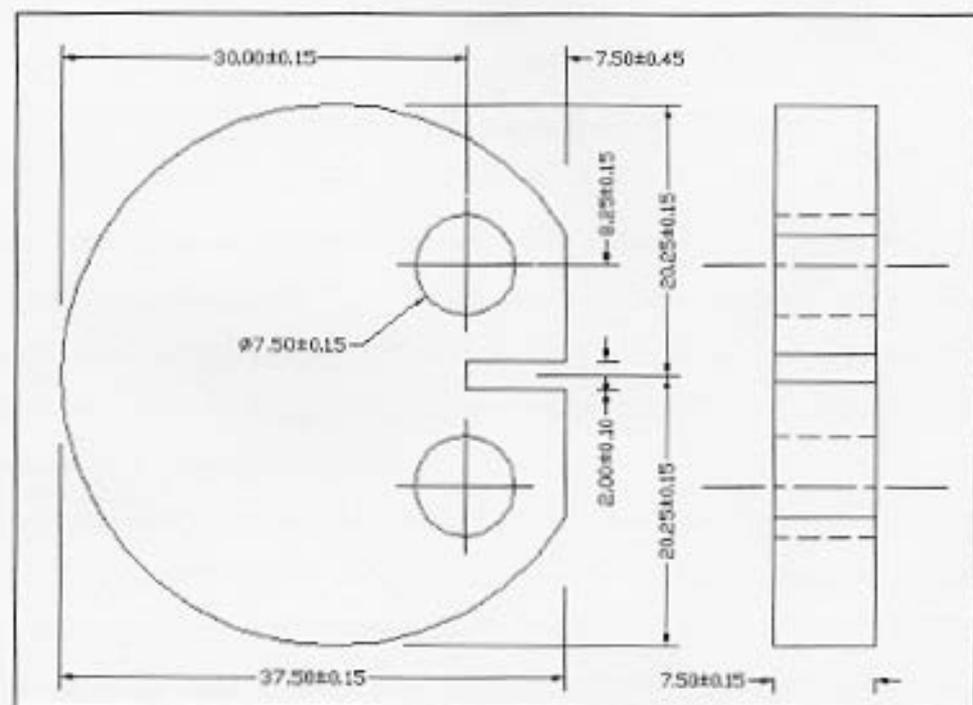


Fig. 19 – Corpo de Prova.

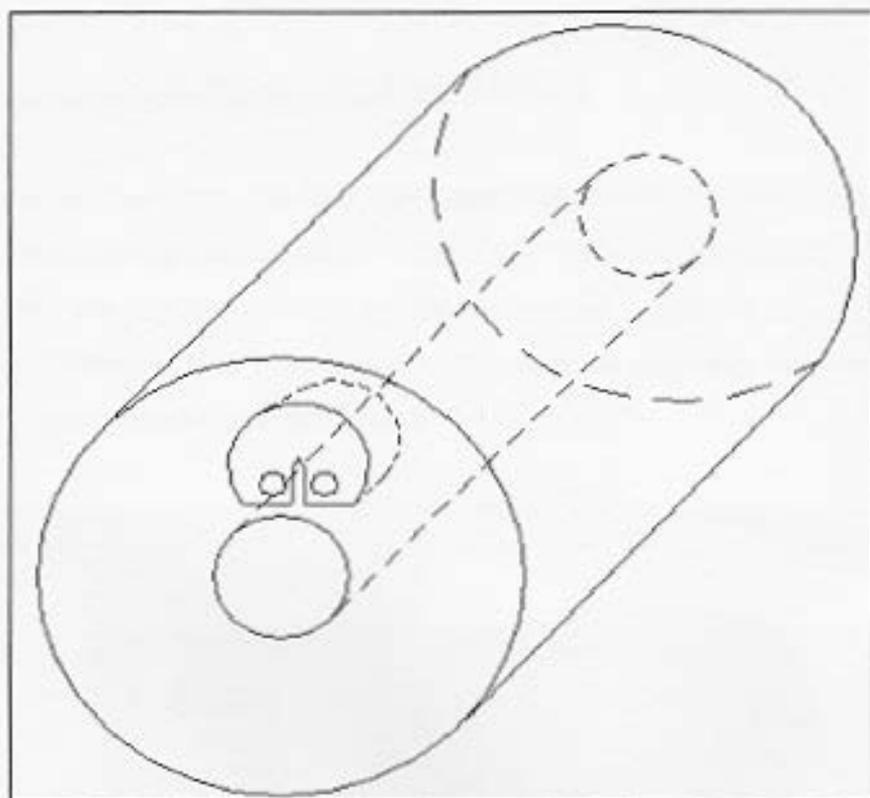


Fig. 20 – Posição do Corpo de Prova no Tubo.

Após retirados, os corpos de prova foram submetidos a usinagem para deixar a amostra de acordo com a norma. Após é feito o corte usando uma serra diamantada de 0,3mm de espessura, sendo a profundidade do corte de cerca de 12mm, medidos a partir da linha de carga (centro dos furos de fixação) tomando o cuidado de manter a mesma profundidade de corte para ambos os lados da amostra.

Concluída essa etapa, é colocado o corpo de prova na máquina para abertura de pré-trinca por fadiga, nesse momento pode ocorrer o crescimento mais acentuado da trinca em um dos lados do corpo de prova, então deve-se inverter o corpo de prova a fim de ter um crescimento de trinca mais uniforme possível. Após ter aberto uma pré-trinca em torno de 2,5 mm o corpo de prova é retirado da máquina e então mede-se o comprimento da trinca (a) para o lado 1 e 2 do corpo de prova, e faz-se uma média, cujo valor será dividido por " W " (a/W).

A partir daí serão feitos os ensaios propriamente ditos (fluência, fadiga e fluência-fadiga) nas respectivas máquinas sendo para isso necessário escolher alguns parâmetros de teste que serão analisados adiante. Destes ensaios temos como resultado gráficos que poderão ser comparados entre si, os quais nos mostrarão alguns parâmetros que serão melhor tratados no tópico Resultados.

4.1.1 - MÁQUINA PARA ABERTURA DE PRÉ-TRINCA

A máquina utilizada para abertura das pré-trincas de fadiga (Fig.21) nos corpos de prova consiste, basicamente, de um motor elétrico que transmite movimento para um eixo excêntrico, ao qual são acoplados dois cilindros excêntricos reguláveis (um em relação ao outro e ao eixo). Quando o eixo e os dois excêntricos estão alinhados entre si obtém-se a flecha máxima de deslocamento para a máquina.

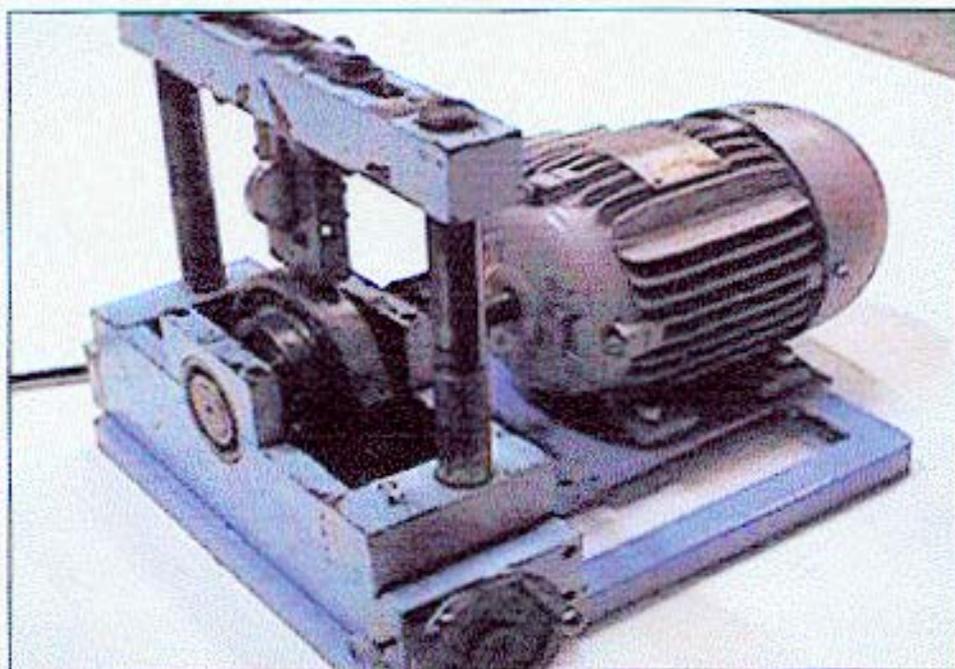


Fig. 21 - Máquina para abertura de pré-trinca.

4.2 - ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TEMPERATURA ELEVADA

Os corpos de prova foram ensaiados sob condição de aplicação de carga constante a uma temperatura de 538°C. Os ensaios seguiram as especificações da ASTM E 1457 - 92, a qual sugere que a temperatura seja controlada em $\pm 2^\circ\text{C}$.

Como parâmetro de comparação usou-se um fator inicial de intensidade de tensões aplicado à ponta da trinca (K), visando avaliar o comportamento de cada tipo de situação de trabalho do material estudado em um mesmo nível de intensidade de tensões inicial aplicado.

O parâmetro K é definido na literatura como segue:

$$K = P \cdot Y / 10^5 \cdot B \cdot W^{0.5} \quad \text{onde:} \quad (\text{Eq. 11})$$

P = carga (Kgf).

B = espessura do corpo de prova (m).

W = largura do corpo de prova (m).

Y = f(a/W) - fator de forma.

a = comprimento da trinca (m).

4.2.1 - MÁQUINA DE TESTE DE RESISTÊNCIA EM TEMPERATURA ELEVADA

Foi utilizada uma máquina de fabricação alemã (Fig.22) constituída de três postos de trabalho. Foi acoplado um controlador de temperatura capaz de ter o controle independente de cada posto.

Para realizar o ensaio os corpos de prova são presos a um sistema de garras, as quais são fixados um sistema de deposição de carga, o qual só possui 10% da carga total que será aplicada, então liga-se o forno e aquece até a temperatura de ensaio deixando estabilizar. Somente depois de estabilizar a temperatura é que é colocada a carga total, que no caso do aço AISI 304 é de 280Kg. O sistema para aplicação das cargas consiste de dois pratos nos quais são colocados pesos, sendo que estes são multiplicados para o valor de carga efetiva aplicada ao corpo de prova através de um sistema de braço de alavanca com a proporção de 33:1.

A medição do deslocamento da linha de carga é feito através de relógios comparadores digitais que através de uma interface com PC possibilitam a contínua coleta de dados de deslocamento de linha de carga versus tempo.



Fig. 22 - Máquina para ensaios de fluência.

4.3 - ENSAIO DE FADIGA

O ensaio de fadiga foi realizado somente com o aço P22 e também foram usados corpos de prova do tipo "compact tension", sendo o ensaio de fadiga realizado também na temperatura de 538°C e utilizado uma frequência de 1 Hz, e a razão de fadiga (K_{\min} / K_{\max}) = 0,1.

O fator de intensidade de tensões (K_{Ic}) foi de $21 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$ para o aço P22

4.4 - ENSAIO DE FLUÊNCIA - FADIGA

Também é usado corpo de prova do tipo "compact tension" com $K_{Ic} = 21 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$ e neste caso teremos um tempo de espera, na carga trativa, de 10 segundos e após é descarregado dando início a um novo ciclo caracterizando assim fluência-fadiga. Ensaio realizado com o aço P22.

4.4.1 - MÁQUINA PARA ENSAIO DE FADIGA E FLUÊNCIA-FADIGA

Foi utilizada uma máquina de ensaios mecânicos servo-hidráulica marca MTS modelo 810 (Fig. 23) que foi usada para realizar os testes de fadiga e fluência-fadiga (teste dinâmicos) na temperatura do ensaio (538°C). Essa máquina possui um forno acoplado (que envolve o corpo de prova) para testes desta natureza. O corpo de prova é preso a um sistema de garras que será envolvido pelo forno e aquecido até a temperatura do ensaio e após estabilizar é feito o ensaio (fadiga ou fluência-fadiga) cujo processo é todo controlado via computador.

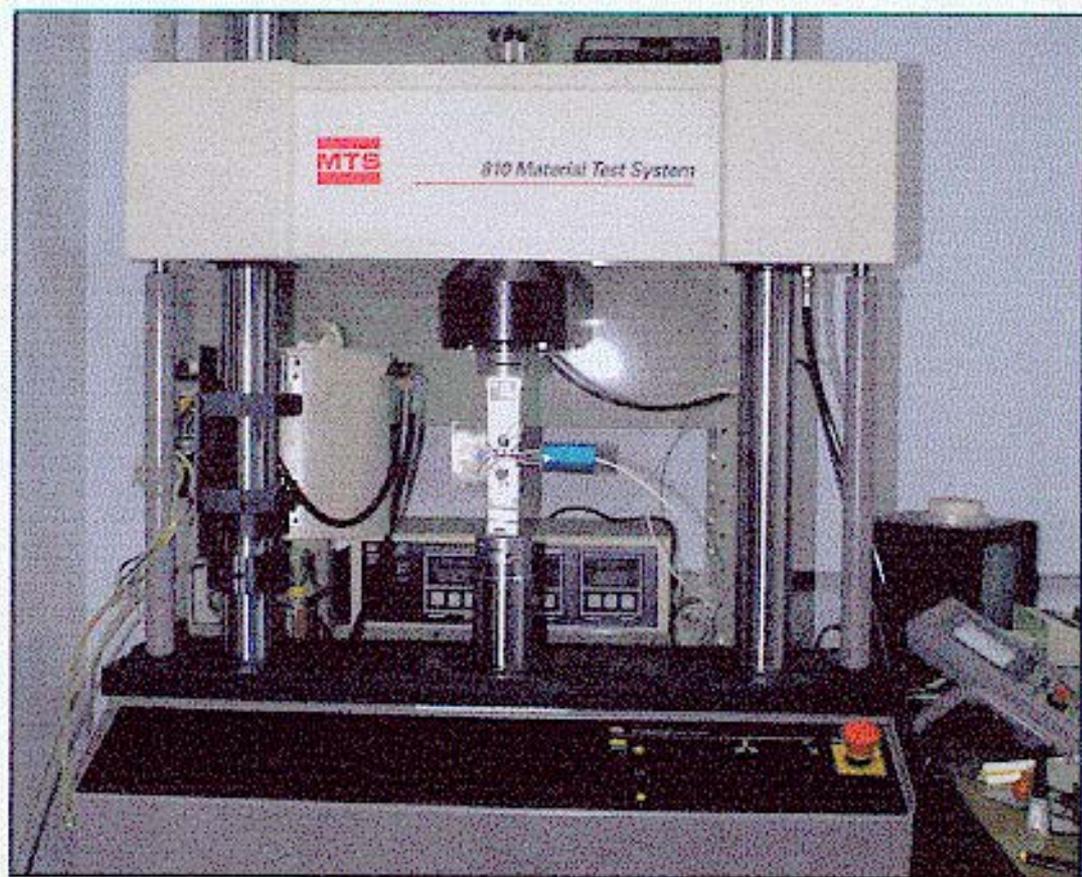


Fig. 23 - Máquina para ensaios de fadiga e fluência-fadiga

5- RESULTADOS

Para melhor podermos comparar esses dois tipos de aços, API P22 e AISI 304, foi feito ensaio de fluência com os dois aços. Esses ensaios fornecem gráficos característicos para cada material em termos de deslocamento da linha de carga pelo tempo.

O primeiro gráfico é do aço API P22 no qual foi usado um $K=21$.

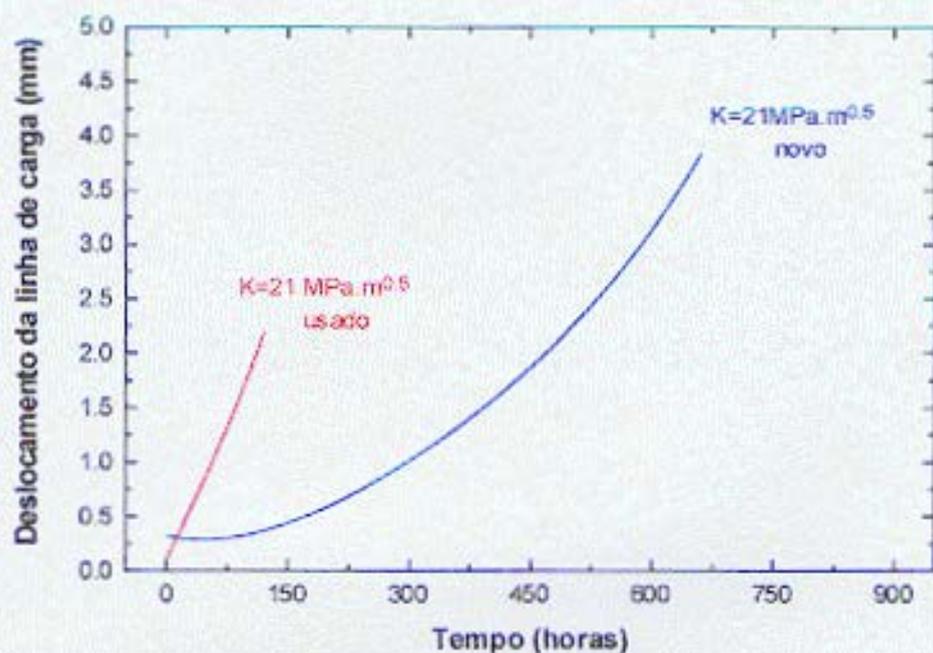


Fig. 24 - Deslocamento da linha de carga em função do tempo para o aço API P22 novo e usado

Neste segundo gráfico temos o ensaio de fluência para o aço AISI 304 usando um $K=23$.

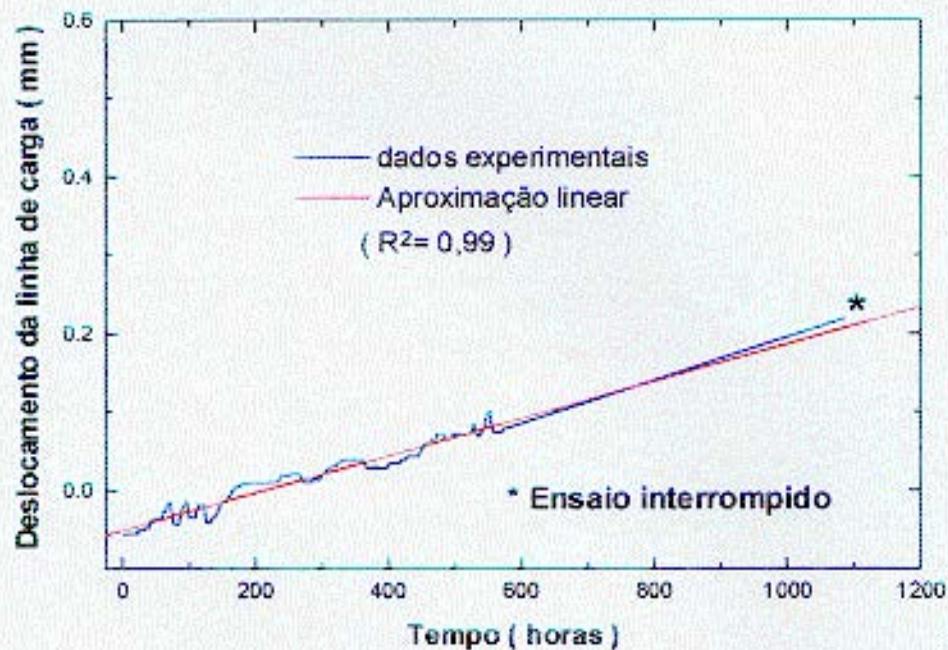


Fig. 25 - Deslocamento da linha de carga em função do tempo para o aço AISI 304

Além da comparação entre eles foi feito também ensaio de Fluência-Fadiga no aço API P22 para comparar com os fenômenos de Fluência e Fadiga e demonstrar a importância desse fenômeno na prática.

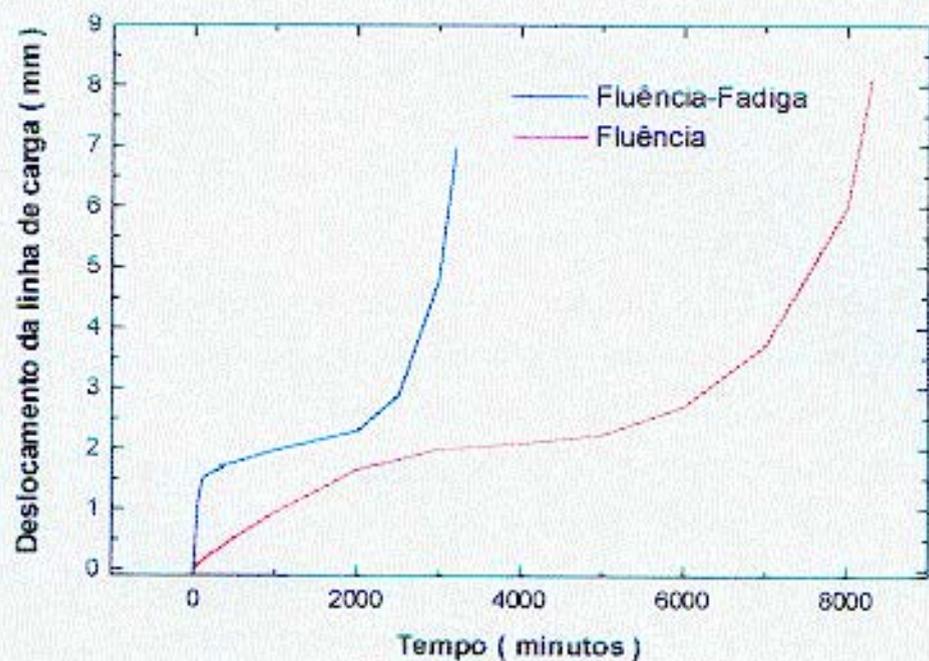


Fig. 26 - Comparação do deslocamento da linha de carga em função do tempo para os fenômenos de Fluência-Fadiga e Fluência no aço API P22.

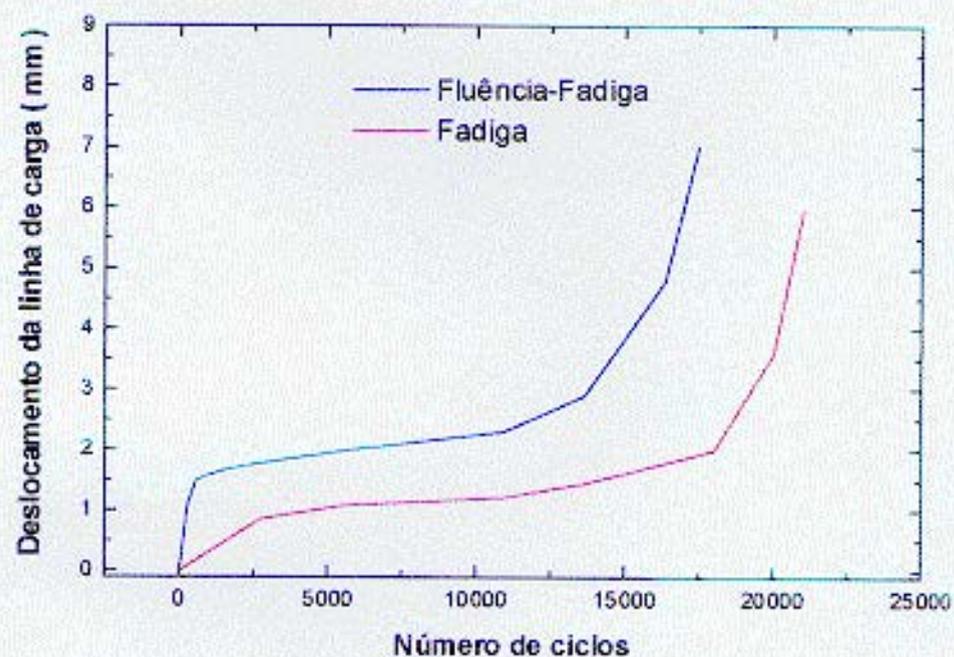


Fig. 27 - Comparação do deslocamento da linha de carga em função do tempo para os fenômenos de Fluência-Fadiga e Fadiga no aço API P22.

6 – DISCUSSÃO

Através dos gráficos fornecidos pelos ensaios realizados é possível analisar o comportamento dos dois materiais em relação ao deslocamento da linha de carga pelo tempo.

O aço API P22 novo resistiu muito mais tempo do que o usado, isso se deve principalmente a migração de precipitados de Cr e Mo para os contornos de grão ou a esferoidização destes pelo fato de estar operando em condições adversas por mais de 13 anos.

Já o aço AISI 304 embora também tivesse operando por um longo tempo (mais de 11 anos), ou seja, já teve tempo para ocorrer transformações metalúrgicas, resistiu muito bem ao ensaio, tanto que foi interrompido com aproximadamente 1100 horas.

Já na comparação do deslocamento da linha de carga em função do tempo para o fenômeno de fluência-fadiga com fluência e fadiga do aço API P22, pode-se demonstrar a importância desse fenômeno, já que nos dois casos tem um comportamento mais severo.

7 – CONCLUSÕES

Depois de analisar os gráficos do ensaio de fluência pode-se dizer que o aço AISI 304 é o mais indicado para trabalho a quente, porque além de demonstrar maior resistência que o aço API P22 o seu ensaio de fluência foi realizado com um K maior ($K = 23 \text{ MPa(m)}^{0.5}$) enquanto do aço API P22 foi com $K = 21 \text{ MPa(m)}^{0.5}$ pois já se previa um comportamento parecido com o que ocorreu.

Mas é importante salientar que existem muitos fatores em que deve se basear essa escolha. Aonde será utilizado o aço, em que condições ele vai operar, o custo de cada aço, a responsabilidade da estrutura entre outros.

Em termos de custo o aço API P22 é mais vantajoso que o AISI 304, por isso ele é também o mais utilizado, embora isso só seja válido até a temperatura de 550°C , pois acima dessa temperatura o aço AISI 304 é mais utilizado devido a maior resistência a oxidação em altas temperaturas.

• Analisando agora o fenômeno de fluência-fadiga no aço API P22 pode-se dizer que esse fenômeno é mais prejudicial do que fluência ou fadiga isoladas. Mas é bom deixar claro que fluência-fadiga é um fenômeno próprio, ou seja, o material está sujeito aos fenômenos de fluência e fadiga, embora os efeitos não sejam simplesmente uma combinação dos dois.

Infelizmente ainda é pouco estudado, quem sabe por não ser muito comum em estruturas ou equipamentos ou então porque é muito comum pensar que esse fenômeno seria simplesmente a combinação de fluência e fadiga.

8 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Fazer essa comparação com uma variedade maior de materiais.
- Fazer o cálculo da vida remanescente nos aços estudados.
- Avaliar com maior profundidade o efeito da fadiga nesses aços.
- Aprofundar o estudo sobre fluência-fadiga nos aços em geral.

- 1- ASTM E399-83, 'Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standars, Secção 3, ASTM, Philadelphia, 1983, pp. 592-628.
- 2- ROOKE, D. P. e CARTWRIGHT, D. J., Stress Intensity Factors, Her Majesty's Stationery Office, Londres, 1974.
- 3- BRITISH STANDARDS INSTITUTION – BS 5762, "Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing", 1979.
- 4- DAWES, M. G. e KAMATH, M. S., "The Crack Opening Displacement (COD) Design Curve Approach to Crack Tolerance", I, Mech. Conf. Tolerance of Flaws in Pressurized Components, London, Maio, pp. 27-42, 1978.
- 5- DAWES, M. G., "Brittle Fracture in High Strength Weldments", Welding Research International, vol. 4., n4, pp. 41-73, 1974.
- 6- SHERBY, O. D. e MILLER, A. K., J. Eng. Matls. And Techn. 101, 387 (1979).
- 7- ORR, R. L., SHERBY, O. D. e DORN, J. E., Trans. ASM 46, 113 (1954).
- 8- SHERBY, O. D., ORR, R. L. e DORN, J. E., Trans. AIME 200, 71 (1954).
- 9- NABARRO, F. R. N., "Deformation of Crystals by the Motion of Single Ions", Report of a Conference on Strenght of Solids, The Physical Society, Londres, p. 75, 1948.
- 10- HERRING, C., J. Appl. Phys. 21, 437 (1950).
- 11- WEERTMAN, J., J. Appl. Phys. 26, 1213 (1955).
- 12- WEERTMAN, J., J. Appl. Phys. 28, 362 (1957).
- 13- MONTEIRO, S. N. e SILVEIRA, T. L. da, Metalurgia ABM 35, 327 (1979).
- 14- KESTENBACH, H. J., KRAUSE, W. e SILVEIRA, T. L. da, Acta Met. 26, 661 (1978).
- 15- HARRIS, J. A. Jr., SIMS, D. L. and ANNIS, C. G. Jr., "Concept Definition: Retirement for Cause of F100 Rotor Components", AFWAL-Tr-80-4118, Air Force Wright Aeronautical Laboratories, Sept 1980.
- 16- SAXENA, A. and LIAW, P. K., "Remaining Life Estimations of Boiler Pressure Parts – Crack Growth Studies", Final Report, CS 4688 per EPRI Contract RP 2253-7, 1986.
- 17- LOGSDON, W. A., LIAW, P. K., SAXENA, A., and HULINA, V., Eng. Fract. Mech., Vol 25, p.259, 1986.

- 18- SAXENA, A., "Life Assessment Methods and Codes", EPRITR-103592, Electric Power Research Institute, Jan 1996.
- 19- STALEY, J. T. Jr., "Mechanisms of Creep Crack Growth in a Cu-1 wt.% Sb Alloy", M. S. thesis, Georgia Institute of Technology, March 1988.
- 20- RAJ, R., Flow and Fracture at Elevated Temperatures, R. Raj, Ed. American Society for Metals, pp. 215-249, 1983.
- 21- STROHAECKER, T. R., "Apostila da Mecânica da Fratura", Outubro 1994.
- 22- MEYERS, M. A., e CHAWLA, K. K., "Princípios de Metalurgia Mecânica", pp.406-442, São Paulo 1982.
- 23- HONEYCOMBE, R.W.K., "The Plastic Deformation of Metals", pp. 413-420, London 1968.
- 24- NORMA ASTM E647 - 91, "Método Testes Propagação de Trinca por Fadiga".
- 25- NORMA ASTM E139 - 90, "Método Teste Fluência Convencional".
- 26- NORMA ASTM E6 - 89, "Terminologia Testes Mecânicos".
- 27- NORMA ASTM E399 - 90, "Método Testes Fratura".
- 28- METALS HANDBOOK ASM, "Fatigue and Fracture", vol. 19, pp. 507-519.
- 29- KUMAR, V., GERMAN, M. D., SHI, C. F., "An Engineering Approach to Elastic-Plastic Fracture Analysis" EPRI NP-1931 Res. Proj. 12371-1, Eletry Power Institute, 1981.
- 30- NORMA ASTM E399 - 91, "Metódo de Testes para Determinação de Tenacidade à Fratura de Materiais Metálicos.
- 31- WHITTENBERGER, J.D., "Materials Engineer", Nasa Lewis Research Center.
- 32- MEGUID, S. A., "Engineering Fracture Mechanics", p.65, Elsevier Applied Science, 1989.