

TÉCNICAS EXPERIMENTAIS UTILIZADAS NO ESTUDO DE TRINCAS CURTAS EM FADIGA

Walter Paucar Casas

Universidade Federal do Paraná, Departamento de Engenharia Mecânica
Caixa Postal 19011 – CEP 81531-990 – Curitiba, PR, Brasil

***Resumo.** Em geral, as técnicas empregadas no estudo da propagação de trincas curtas são adaptações das utilizadas em trincas longas. Neste trabalho revisam-se as técnicas experimentais utilizadas no estudo de trincas curtas, no que concerne às formas da medição da sua iniciação, propagação, limiar e fechamento. Não existe um tipo de corpo de prova universalmente aceito para o estudo das trincas curtas, nem modelo de propagação que considere todos os problemas envolvidos, principalmente a maior velocidade de propagação da trinca curta com relação à trinca longa sujeita a mesma força de fissuração nominal. Foram realizados ensaios de fadiga em controle de deformação diametral, para níveis de sollicitação $\Delta\epsilon_p/2$ de 0,0040, 0,0087, 0,0135 e 0,0183, em corpos de prova de fadiga de seção variável para ciclos baixos de aço AISI 316L, observando-se que existe um intervalo de tempo de não crescimento das trincas curtas já iniciadas, indicando uma detenção do seu avanço com a conseguinte desaceleração. Nesse período, percebe-se um crescimento na etapa I e a propagação posterior geralmente significa passar ao modo I. Utilizando medições de microdureza foi possível detectar a zona plástica e uma zona de amolecimento na frente da ponta da trinca, significando a potencialidade do método.*

Palavras-Chaves: Mecânica de fratura, Fadiga, Trincas curtas

1. INTRODUÇÃO

Em geral, as técnicas empregadas no estudo da propagação de trincas curtas são adaptações das técnicas utilizadas em trincas longas, como: a) técnicas ópticas (com microscópios móveis ou câmaras de alta velocidade); b) técnicas de réplica; c) métodos baseados na medição da resistência ou do potencial elétrico (com c.a. ou c.c.), ou mediante correntes parasitas; d) técnicas de *compliance*, utilizando extensômetros de deformação na boca de abertura da trinca; e) emissão acústica e ultra-som.

Por outro lado, é mais aconselhável estudar uma trinca curta produzida de forma natural do que uma artificial. Por exemplo, as trincas curtas produzidas em entalhes usinados contêm áreas em torno dos entalhes que possuem tensões residuais, produto do usinado; enquanto que as trincas introduzidas por uma descarga elétrica contêm uma zona fundida localmente na ponta e o recozido posterior não garante a remoção desse dano sem mudar a microestrutura. Outro método para obter uma trinca curta é usinar uma trinca longa até deixá-la curta, mas o

principal problema, nesse caso, é o perfil da trinca, considerando que qualquer não uniformidade na trinca longa original induzirá trincas curtas aleatórias.

Neste trabalho são mencionadas brevemente diversas técnicas experimentais utilizadas no estudo de trincas curtas, para logo ser escolhida e implementada uma técnica para o estudo experimental do comportamento de trincas curtas em fadiga do aço AISI 316L. Com essa finalidade, foram produzidas trincas curtas de forma natural, sendo expostos o procedimento experimental, os resultados da propagação das trincas e a determinação da zona plástica a partir da medição de microdurezas na ponta da trinca.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS UTILIZADAS EM TRINCAS CURTAS

2.1 Medição da iniciação e propagação de trincas curtas

Técnicas ópticas. Os métodos visuais de seguimento são os mais utilizados para observar a propagação das trincas de fadiga. Por exemplo, Kung e Fine (1979) utilizaram um microscópio metalúrgico montado numa base micrométrica x-y para posicionar e medir o comprimento da trinca, com uma distância de trabalho longa para observações visuais e fotográficas da iniciação e propagação das microtrincas em corpos de prova com *entalhe numa borda* (*SEN - Single Edge Notch specimen*) de aço e ligas de alumínio.

Morris et al. (1983) estudaram trincas superficiais originadas a partir de entalhes artificiais, em corpos de prova de fadiga de seção variável de uma liga de alumínio 2219 T851. A velocidade de propagação foi calculada medindo o comprimento da trinca, para o qual a amostra foi levada, periodicamente, ao *microscópio eletrônico de varredura* (*SEM - Scanning Electron Microscopy*).

Técnicas de réplica. Dowling (1977) utilizou réplicas de acetato de celulose da superfície da amostra para medir o crescimento de trincas curtas, durante ensaios de fadiga axial de baixos ciclos, em corpos de prova lisos de aço A533B. Os ensaios foram interrompidos, seguidamente, para fazer réplicas. As velocidades de propagação das trincas superficiais (de comprimento 0,25-1,75 mm) caracterizaram-se em termos da *variação da integral J*, ΔJ .

A determinação da integral J da porção de carga do ciclo de fadiga, descrito na Fig. 1, considera que: a) as trincas superficiais a_s possuem uma profundidade a de forma que $a=a_s/2$; b) os intervalos de tensão e deformação plástica, determinados a partir dos laços de histerese cíclicos estáveis, são utilizados para quantificar ΔJ ; e, c) o valor de ΔJ para a geometria de trinca superficial semicircular estima-se em,

$$\Delta J \approx 3,2 \Delta W_e a + 5,0 \Delta W_p a \quad (1)$$

onde ΔW_e e ΔW_p são os componentes elástico e plástico, respectivamente, das variações de densidade de energia de deformação (Fig. 1), e as constantes da equação incorporam fatores de correção pela geometria do corpo de prova e o perfil da trinca.

Chan et al. (1986) afirmam que a Eq. (1) é inválida para uma trinca pequena sob uma carga elástica nominal, pois $\Delta J_p=0$, pelo que $\Delta J=\Delta J_e$ chega a ser unicamente função das propriedades elásticas. Para evitar esse problema avaliam ΔJ com o conceito da integral de linha de contorno, sendo demonstrado que a integral ΔJ é dependente da trajetória em trincas pequenas, mas o valor médio de ΔJ , perto da ponta, é maior que o valor de campo. Isso invalida a utilização de ΔJ , como parâmetro único, para caracterizar totalmente essas trincas.

As técnicas ópticas e de réplica apresentam limitações nos casos de ambientes agressivos ou corrosivos e com temperaturas elevadas. Além disso, fornecem unicamente informação do comprimento superficial da trinca, devendo-se fazer aproximações do perfil e profundidade.

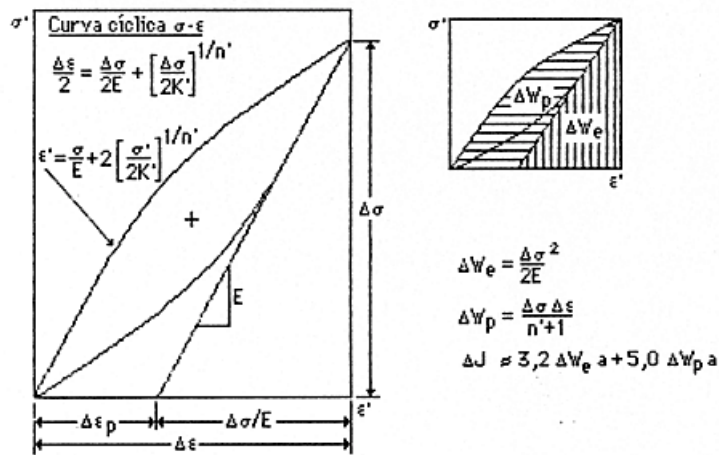


Figura 1 - Cálculo de ΔJ a partir de laços de histerese para trincas pequenas

Técnicas de potencial elétrico. Esta técnica, dentro do seu escopo e aplicações, permite medir o comprimento da trinca de forma automática. Pode-se obter alta exatidão e facilitar assim o ensaio sob controle do fator de intensidade de tensões, e sendo possível utilizar corrente contínua ou alternada.

Gangloff (1983), entre outros, utilizou uma técnica de potencial elétrico de corrente contínua e um modelo de calibração analítico para medir de forma contínua a profundidade de trincas curtas, tanto na etapa de formação quanto na de propagação. As trincas foram originadas a partir de defeitos superficiais e artificiais, realizados com esmeril e com descarga de chispa elétrica no corpo de prova de seção variável para baixo número de ciclos. O modelo de calibração considerou o perfil da trinca e suas variações em profundidade, para os defeitos superficiais elípticos considerados nos ensaios. Esta técnica é útil para o regime de *trincas pequenas fisicamente* (PSC – *Physically Small Crack*), 0,5-1 mm de comprimento. Como esta técnica pode ser controlada remotamente, então também serve para ambientes agressivos.

Uma técnica que utiliza potencial de corrente alternada (Nakai & Wei, 1989), foi desenvolvida para avaliar trincas de 0,6 mm em corpos de prova de aço ao NiCrMoV fissuradas numa borda única. A trinca, com tamanho inicial de 0,69 mm na seção média e 0,54 mm nas superfícies, foi estendida por fadiga sob flexão em quatro pontos. Foi encontrada uma relação linear entre a diferença de potencial e os comprimentos da trinca para cada frequência, de forma que o cálculo do comprimento da trinca se efetua por interpolação dos valores inicial e final mais a diferença de potencial.

Técnicas de compliance. Para trincas curtas de fadiga, a medição da *compliance* baseada no *deslocamento de abertura da boca da trinca* (CMOD – *Crack Mouth Opening Displacement*), devido à presença da trinca sob condições elásticas lineares, é uma medida adequada do campo de tensão na ponta da trinca. Essa relação deve-se à proximidade do ponto de medição e a ponta da trinca mesma.

Os extensômetros convencionais, tipo *clip gage*, que utilizam sensores de deformação, proporcionam uma resolução de até 2,5 μm . Aqueles que utilizam um sensor do tipo capacitivo resolvem até 0,254 μm de deflexão. O *sensor de deslocamento de deformação interferométrico* (ISDG – *Interferometric Strain Displacement Gage*), baseado na difração de um feixe laser, correlaciona o número das franjas de interferência com a abertura da trinca.

Técnicas acústicas. Utilizando uma técnica para monitorar ondas acústicas superficiais, Resch et al. (1983) quantificaram a profundidade e o fechamento da trinca em defeitos superficiais microscópicos. Das medições acústicas do coeficiente de reflexão das ondas de

Rayleigh incidentes na trinca, junto com medições ópticas do comprimento da trinca superficial, determinaram uma adequada caracterização para profundidades entre 50-500 μm .

Briggs et al. (1986) salientam as vantagens do microscópio acústico de varredura sobre outros métodos na observação de trincas curtas superficiais, o que inclui uma resolução melhor que 1 μm , a capacidade de observar trincas fechadas não vistas por outros métodos assim como a determinação do perfil da trinca, a vantagem de não precisar da réplica pela sua dificuldade implícita quanto do ataque metalográfico, considerando que a microscopia acústica também detecta a estrutura de grão e segundas fases, de forma que a relação entre elas e o desenvolvimento das trincas possa ser observada diretamente.

Um sistema acústico diferente (London et al., 1986), denominado *onda acústica superficial* (SAW – *Surface Acoustic Wave*), permite medir a profundidade de trincas com tamanho entre 70-200 μm , utilizando uma relação direta entre o coeficiente de reflexão e a profundidade da trinca; a reflexão de trincas menores são dificultadas pelo *ruído* do sistema e para trincas maiores a frequência do SAW é o fator limitativo. O SAW também permite a determinação da tensão de fechamento da trinca com uma exatidão de 20% para trincas entre 50-200 μm em profundidade.

Outras Técnicas. Baxter (1983) propõe um método eletroquímico para a detecção do dano microscópico de fadiga, indicando uma exatidão de $\pm 10 \mu\text{m}$ em aços e ligas de alumínio, através da identificação dos lugares onde as trincas rompem a película de óxido superficial, sendo detectadas com a utilização de microscopia fotoeletrônica ou com corrente de reanodização.

Trincas pequenas semicirculares superficiais foram iniciadas numa liga de alumínio e submetidas a fadiga para $R=0,1$ (Chan et al., 1986). O corpo de prova foi de seção quadrada com uma região suavemente reduzida para a nucleação da trinca. As medições do crescimento das trincas pequenas, de comprimento $a_s=30-200 \mu\text{m}$, foram calculadas observando no SEM a réplica obtida periodicamente dos corpos de prova carregados.

2.2 Medições do limiar de trinca curta

Diversas pesquisas, a semelhança do estudo em trincas longas, analisaram um provável limiar envolvendo a não propagação de trincas curtas.

O método do ΔK decrescente, utilizado para o cálculo do limiar, envolve a redução sucessiva de não mais de 10% do ΔK precedente, permitindo-se que para cada nível de ΔK a trinca propague quando menos quatro vezes a zona plástica monótona gerada no ΔK anterior, até que se atinja o limiar de propagação. Esse método é aplicável para trincas curtas de 0,1-0,8 mm do regime PSC em materiais de elevada resistência, onde a zona plástica e o tamanho de grão são menores que a trinca, e sendo possível atingir a região do limiar com pequenos incrementos do avanço da trinca (Suresh e Ritchie, 1984). Para os outros tipos de trincas curtas, isso não é possível devido à necessidade de reduzir a carga sobre uma distância considerável do crescimento da trinca.

McCarver e Ritchie (1982) obtiveram trincas curtas artificiais segundo o procedimento da Fig. 2, para detectar o limiar de trincas curtas do regime PSC numa superliga forjada de base níquel, René 95. O prefissurado realizou-se com carga compressiva cíclica, resultando num crescimento e detenção do prefissurado em uma profundidade previsível, a qual é função ou similar à zona plástica cíclica calculada pelas cargas compressivas. Antes de ensaiar as trincas curtas, de comprimento 0,01-0,2 mm, as amostras foram recozidas para minimizar o dano na ponta da trinca.

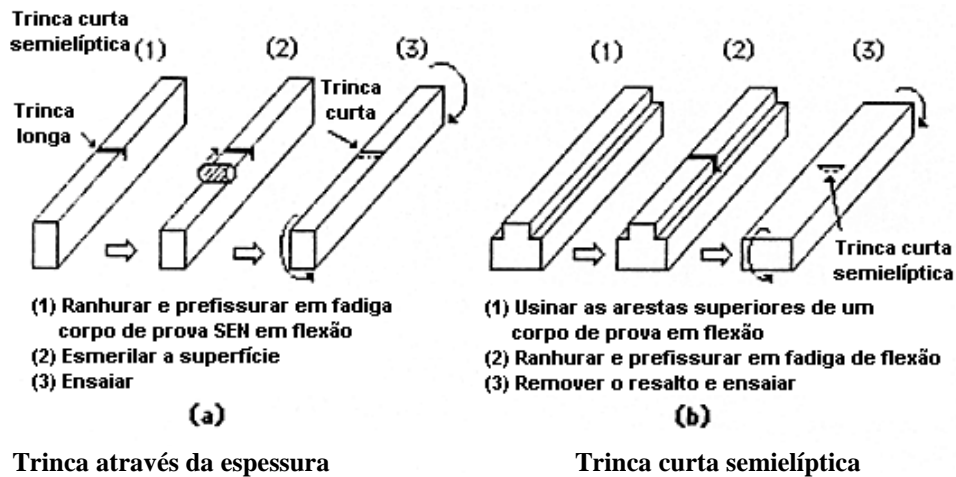


Figura 2 - Preparação de trincas curtas artificiais

Os limiares das trincas curtas foram medidos com um procedimento similar ao utilizado na definição do limite de fadiga de corpos de prova lisos. Ensaiaando para diferentes ΔK_i iniciais, o valor do limiar de trinca curta, ΔK_0 , define-se em termos do maior ΔK_i que não gera evidência de crescimento da trinca para 10^8 ciclos

2.3 Medições do fechamento de trinca curta

O fechamento de trincas longas tem sido mensurado utilizando técnicas ópticas, de compliance, métodos que envolvem resistência ou potencial elétrico, emissão acústica e ultrassônica. A maioria dessas técnicas não parecem adequadas para as trincas curtas, devido a sua insuficiente resolução, além da insensibilidade ao perfil e à geometria da trinca curta.

Morris e Buck (1977) utilizaram uma técnica de *compliance* para determinar a carga de fechamento de microtrincas superficiais com tamanho de até um grão. Um acessório incorporado no SEM permitiu aplicar cargas conhecidas aos corpos de prova, obtendo-se microscopias em diferentes níveis de carga, desde os quais estimou-se a abertura da trinca.

Tanaka e Nakai (1983), utilizando técnicas de *compliance*, mediram o fechamento de trincas curtas em corpos de prova com entalhe fissurados no centro (CC – *Center Cracked specimen*), num aço estrutural de baixo carbono. O laço de histerese carga vs. CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) no centro da trinca foi registrada periodicamente, e o ponto de abertura da trinca foi registrado como o ponto de inflexão da curva de *compliance*.

3. TÉCNICA EXPERIMENTAL IMPLEMENTADA PARA TRINCAS CURTAS

3.1 Generalidades

Não existe, ainda, uma geometria de corpo de prova universalmente aceita para o estudo de todos e cada um dos regimes de trincas curtas, sendo algumas vezes difícil distinguir os limites entre ditas zonas. Por outro lado, se descarta a utilização de corpos de prova usados pela *mecânica de fratura elástica linear (LEFM – Linear Elastic Fracture Mechanics)*, visto que os elevados níveis de tensão atuantes nas trincas curtas impedem o desenvolvimento das condições de *escoamento de pequena escala (SSY – Small Scale Yielding)* necessários para seu comportamento como trincas longas.

Considerando os diversos estudos existentes sobre trincas curtas na literatura, neste trabalho foi escolhido o corpo de prova liso de fadiga de seção variável para baixo número de

ciclos, de aço AISI 316L. Por outro lado, deve-se salientar a quantidade de pesquisa existente orientada ao projeto com este tipo de corpo de prova.

Os ensaios foram realizados numa máquina servo-hidráulica de fadiga, composta de um pistão servo-hidráulico de ciclo fechado, adequado para trabalhar em controle de deformação diametral do corpo de prova, colocando um sensor de deformação na zona da garganta. As trincas foram monitoradas continuamente com um microscópio móvel, munido de um micrômetro com divisões de 1,5 µm, adequado para medições de comprimento superficial.

3.2 Procedimento experimental

Ensaio de fissuração por fadiga com controle de deformação diametral. Os corpos de prova foram colocados numa montagem implementada na máquina de fadiga, a qual consiste de uma extensão do pistão que se desliza dentro de um cilindro rígido mediante um sistema de mancal de bolas, permitindo o ciclado com controle da deformação diametral do corpo de prova. Os ensaios foram realizados em tração-compressão totalmente invertida.

Foram planejados dois tipos de ensaios registrando-se o avanço da trinca com relação ao número de ciclos. O primeiro tipo tentou gerar trincas curtas até que elas iniciem seu crescimento em *modo I* de abertura. O segundo tipo teve como finalidade obter trincas curtas que ainda não chegaram ao *modo I* de abertura, garantindo seu crescimento em *etapa I*, e descartando-se seu possível comportamento como trinca longa. Os corpos de prova, deste segundo tipo, logo serviram para a extração de amostras utilizadas no cálculo da zona plástica mediante medições de microdureza na ponta da trinca.

Mesmo que uma trinca curta também se propague em *modo I*, considerando a dificuldade de monitorar seu crescimento a partir desta etapa pela instabilidade do experimento devido aos elevados níveis de deformação (e tensão) utilizados e pelo tipo de corpos de prova ensaiados, é mais conveniente centrar a pesquisa nas trincas curtas de crescimento em *etapa I*, ou seja, em torno dos regimes *MSC* (*Microstructurally Short Crack*) e *PSC*, onde as trincas curtas geralmente desaceleram.

Os ensaios foram efetuados para quatro valores da *amplitude de deformação diametral* total, $\Delta\varepsilon_d/2$, iguais a 0,0025, 0,0050, 0,0075 e 0,0100. A frequência do ciclado variou entre 0,01 a 0,3 Hz e a onda foi de forma sinusoidal. Durante os ensaios também foi registrado o ciclo de histerese força vs. variação diametral instantânea.

Um problema da montagem utilizada neste trabalho diz respeito à medição do comprimento da trinca, devido à localização dos contatos do sensor de deformação em certa área da garganta do corpo de prova, dificultando-se o seguimento de uma trinca que cresça em torno da área do contato.

Medição de microdurezas. Com a finalidade de estudar a microplasticidade associada às trincas curtas, fizeram-se cortes transversais que as contenham e nos tais cortes foram tomadas medições de microdureza. Foram considerados os procedimentos experimentais necessários para garantir que as amostras de microdureza fiquem livres das possíveis deformações e tensões residuais induzidas pelo corte e polido.

As medições de microdureza foram efetuadas utilizando uma carga de 10 gramas sobre o diamante Vickers, de forma que o ensaio tome uns 20 segundos e permitindo-se uns 3 segundos para que a carga fique aplicada (tempo de contacto).

O cálculo da microdureza em unidades Vickers resulta de,

$$H_v = 1,8544 P/d^2 \quad (2)$$

onde Hv é o número de microdureza em kg/mm^2 , P o peso do diamante em Kg e d o comprimento da diagonal da impressão.

Foram feitas indentações a cada $15 \mu\text{m}$, a partir de uma distância de $10 \mu\text{m}$ da ponta da trinca, na direção da sua propagação a 0° e 45° , Fig. 3. Além disso, pode-se ver que foram feitas indentações adicionais orientadas a 90° e atrás da ponta da trinca.

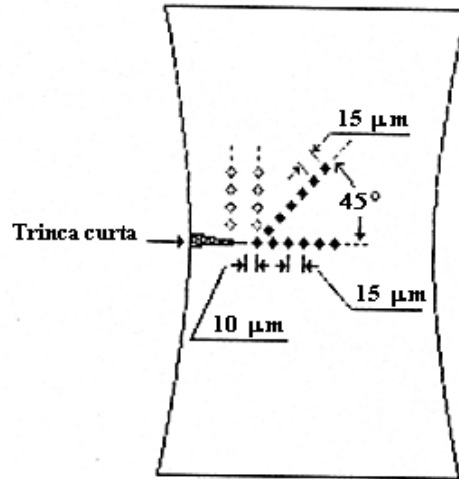


Figura 3 – Esquema da localização de indentações

3.3 Resultados experimentais

Amplitudes de deformação plástica de ensaio. As amplitudes de deformação diametral de ensaio, $\Delta\varepsilon_d/2$, igual a $(\phi_i - \phi_f)/\phi_i$ onde ϕ_i e ϕ_f são os diâmetros inicial e final, respectivamente, da garganta do corpo de prova em carga de tração, são convertidas em amplitudes de deformação plástica axial, $\Delta\varepsilon_p/2$, segundo o procedimento para materiais isotrópicos, uma vez que as constantes elásticas não variam com a carga cíclica,

$$\Delta\varepsilon_p/2 = [(\Delta\varepsilon_d/2) - \nu_e(\Delta\sigma/2)/E] / \nu_p \quad (3)$$

onde $\Delta\varepsilon_p/2$ é a amplitude de deformação plástica axial, $\Delta\varepsilon_d/2$ a amplitude de deformação diametral total, ν_e o módulo de Poisson elástico igual a 0,305, ν_p o módulo de Poisson plástico igual a 0,5 quando a deformação plástica ocorre sob a condição de volume constante, $\Delta\sigma$ a amplitude de tensão cíclica e E o módulo de Young igual a $2,1 \times 10^4 \text{ kg/mm}^2$.

Os valores da amplitude de tensão são tomados da equação da curva cíclica estabilizada,

$$\Delta\sigma/2 = K'(\Delta\varepsilon_p/2)^{n'} \quad (4)$$

onde K' é o coeficiente cíclico de resistência igual a 235,89 e n' é o expoente cíclico de deformação por endurecimento igual a 0,349. Ambos são valores para o material de ensaio quando $\Delta\sigma/2$ é expresso em kg/mm^2 .

Substituindo a Eq. (4) na Eq. (3), conhecidos os valores de amplitude de deformação diametral, os valores da amplitude de deformação plástica axial de ensaio são determinados a partir de um processo iterativo da Eq. (5), cujos resultados são fornecidos na Tabela 1.

$$\Delta\varepsilon_p/2 = [(\Delta\varepsilon_d/2) - \nu_e K'(\Delta\varepsilon_p/2)^{n'}/E] / \nu_p \quad (5)$$

Tabela 1. Níveis de amplitude de deformações

$\Delta\epsilon_d/2$	0,0025	0,0050	0,0075	0,0100
$\Delta\epsilon_p/2$	0,0040	0,0087	0,0135	0,0183

Propagação de trincas curtas. Foram realizados ensaios de propagação de trincas curtas para as quatro amplitudes de deformação diametral indicadas na Tabela 1, cujos resultados para $\Delta\epsilon_d/2$ igual a 0,0050 e 0,0075 se apresentam na Fig. 4, referidas ao valor de $\Delta\epsilon_p/2$.

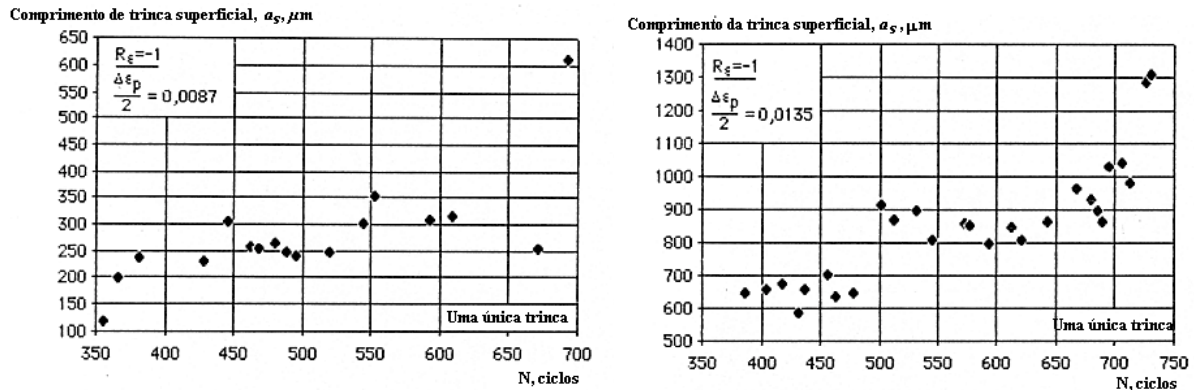


Figura 4 – Avanço experimental de trincas curtas para $\Delta\epsilon_p/2$ iguais a 0,0087 e 0,0135

Salienta-se que existe um amplo intervalo de não crescimento das trincas, o que indica de fato uma detenção do seu avanço com a conseguinte desaceleração. Em toda esta etapa é apreciada, geralmente, um crescimento da trinca em *etapa I* o crescimento cristalográfico, que quase não varia na superfície, mas que pode estar avançando para o interior, ou que estando paralisada a trinca, possa estar produzindo-se mudanças microestruturais.

A propagação de trincas curtas pode-se discretizar em tramos, ajustando linearmente os resultados experimentais a_s vs. N , em três intervalos de propagação com inclinações próprias, chamadas neste trabalho como: *intervalo 1* ao período de crescimento inicial, *intervalo 2* ao período de quase detenção aparente da trinca e *intervalo 3* à propagação posterior envolvendo o passo da *etapa I* ao *modo I* de propagação. Por exemplo para $\Delta\epsilon_p/2$ igual a 0,0087 os *intervalos I, II e III* se corresponderiam com valores de N iguais a 350-450, 450-625 e 625-700 ciclos respectivamente.

Tamanhos de zona plástica.

Na Fig. 5 apresenta-se a variação local de microdureza na ponta da trinca a 0° , a partir da qual se pode conhecer o tamanho da zona plástica. Um dado adicional é que a microdureza de base do material virgem é $H_v=168,2$.

Considerando as Figs. 4 e 5 poderia se fazer algumas observações sobre a forma de propagação das trincas curtas. Em princípio, o material se fadiga até que se inicie a fissuração cristalográfica, período durante o qual deveria se acumular dano. Ao continuar ciclando e aparecer a trinca curta existe um relaxamento de tensões, produto do rápido crescimento cristalográfico e ligado talvez, à liberação de certa fração da densidade de discordâncias, fazendo com que se produza um amolecimento local na região frente à ponta da trinca, com o qual provavelmente se perdem uns ciclos em reverter este processo, e não se gere dano até quando a trinca comece a mostrar que aparentemente não se propaga. Por último, ao entrar em *modo I* de propagação gera-se uma acumulação de dano similar ao de trincas longas.

Não é factível uma correlação direta entre as curvas da Fig. 5, uma vez que nem todas as trincas estão sujeitas ao mesmo ΔK . Desconsiderando a amostra baixo $\Delta\varepsilon_p/2$ por apresentar uma microdureza elevada, comprovada com novas indentações na ponta da trinca, as outras curvas mostram que a maior $\Delta\varepsilon_p/2$ se tende a obter uma microdureza maior.

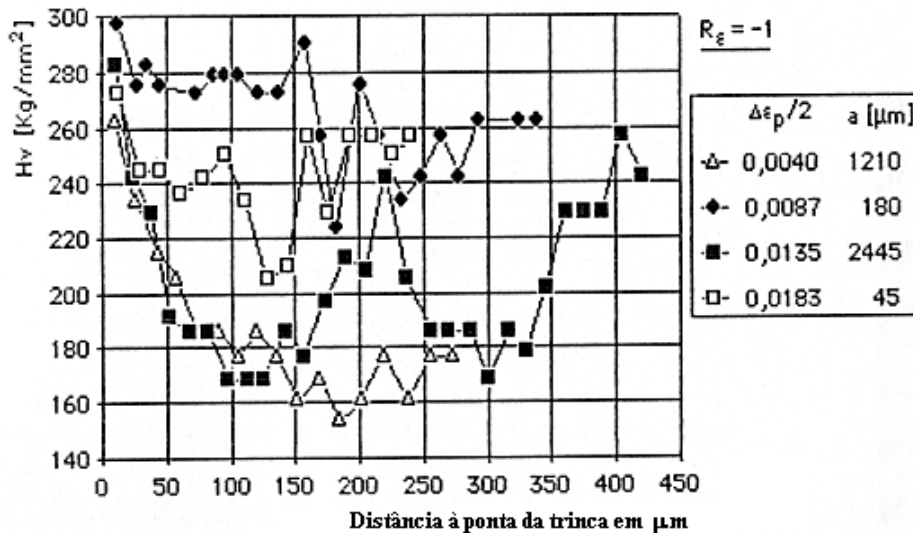


Figura 5 – Variação de microdureza na ponta das trincas a 0°

4. CONCLUSÕES

O corpo de prova padrão de seção variável para fadiga de baixos ciclos foi escolhido neste trabalho, em virtude da quantidade de pesquisa orientada ao projeto realizada com este corpo de prova, o que pode permitir diversas comparações no estudo das trincas curtas.

O monitoramento contínuo do comprimento da trinca curta durante o ensaio de fadiga utilizando um microscópio móvel, foi adequado e é de suficiente sensibilidade.

É melhor tratar uma trinca curta natural que uma artificial. As áreas em torno de entalhes usinados possuem tensões residuais, enquanto os iniciadores de trinca introduzidos por uma descarga de uma chispa elétrica possuem uma zona fundida na ponta.

O período inicial, durante o qual não se tem medições de detecção de trinca, denominado *intervalo 0* neste trabalho, significa um tempo de incubação da trinca, com desenvolvimento de uma subestrutura de discordâncias e a formação de intrusões e extrusões na superfície.

Das medições de microdureza observa-se um *poço* de amolecimento na frente da ponta da trinca, indicando a potencialidade do método para detectar a presença de algo inesperado a um primeiro raciocínio.

O fato de que a trinca submetida a $\Delta\varepsilon_p/2=0,0087$ apresenta uma microdureza elevada, foi originado pela contribuição da plasticidade de outra trinca que se encontrava perto dela, indicando a vantagem deste método, pois considera a contribuição de outras trincas, muito importante nos casos reais de fadiga nos quais nem sempre existe uma trinca isolada.

REFERÊNCIAS

- Baxter, W., 1983, in International Journal Fatigue, vol. 5, p. 37.
 Briggs, G. A. D., De los Rios, E. R. and Miller, K. J., 1986, How to observe short surface cracks by acoustic microscopy, in The Behaviour of Short Fatigue Cracks, eds. K. J.

- Miller and E. R De los Rios, European Group on Fracture, Publication N° 1, Institution of Mechanical Engineers, London, pp. 529-536.
- Chan, K. S., Lankford, J. and Davidson, D. L., July 1986, A comparison of crack-tip field parameters for large and small fatigue cracks, Journal of Materials and Technology, Transactions of the ASME H, vol. 108, pp. 206-213.
- Dowling, N. E., 1977, Crack growth during low-cycle fatigue of smooth axial specimens, in Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth, ASTM STP 637, American Society for Testing and Materials, pp. 97-112.
- Gangloff, R. P., 1983, in Advances in Crack Length Measurements, ed C. J Beevers, Warley, West Midlands, Engineering Materials Advisory Services Ltd., p. 175.
- Kung, C. Y. & Fine, M. E., 1979, Fatigue crack initiation and microcrack growth in 2024-T4 and 2124-T4 aluminum alloys, Metallurgical Transactions, vol. 10A, p. 603.
- London, B., Shyne, J. C. and Nelson, D. V., 1986, Small fatigue crack behaviour monitored using surface acoustic waves in quenched and tempered 4140 steel, in The Behaviour of Short Fatigue Cracks, eds. K. J. Miller and E. R De los Rios, European Group on Fracture, Publication N° 1, Institution of Mechanical Engineers, London, p. 537-552.
- McCarver, J. F., Ritchie, R. O., 1982, in Materials Science Engineering, vol. 55, p. 63.
- Morris, W. L. & Buck, O., 1977, Crack closure load measurement for microcracks developed during the fatigue of Al 2219-T851, Metallurgical Transactions, vol. 8A, pp. 597-601.
- Morris, W. L., James, M. R. and Buck, O., 1983., A simple model for stress intensity range threshold and crack closure stress, Engineering Fracture Mechanics, vol. 18, pp. 871-877.
- Nakai, Y., Wei, R. P., 1989, Measurement of short crack lengths by an A.C. potential method, Engineering Fracture Mechanics, vol. 32, n. 4, pp. 581-589.
- Resch, M. T., Nelson, D. V., Shyne, J. C. and Kino, G. S., 1983, Acoustic monitoring of small surface fatigue crack growth, in Advances in Crack Length Measurements, ed C. J Beevers, Warley, West Midlands, Engineering Materials Advisory Services Ltd., p. 473.
- Suresh, S. & Ritchie, R. O., 1984, Propagation of short fatigue cracks, International Metals Reviews, vol. 29, n. 6, pp. 445-476.
- Tanaka, K. & Nakai, Y., 1983, Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch, Fatigue of Engineering Materials and Structures, vol. 6, pp. 315-327.

EXPERIMENTAL TECHNIQUES USED ON SHORT FATIGUE CRACKS STUDY

Abstract. *In general, the techniques used for studying short crack growing are modifications of the techniques used in long cracks. This work reviews the experimental techniques used in short crack study, about the measure forms of initiation, propagation, threshold and closure. It does not exist a type of specimen universally accepted for studying short cracks, neither propagation model which efficiently cover the different problems of these, such as its major propagation velocity compared with one long crack subjected to the same nominal cracking force. Plastic fatigue standard specimens of variable section for low number of cycles were used, of AISI 316L steel, subjected to plastic deformation amplitudes, $\Delta\varepsilon_p/2$, equal to 0,0040, 0,0087, 0,0135 and 0,0183. The tests were made under diametral deformation control. It was observed a desacceleration of the short cracks, during an important period of its propagation in stage I. Besides, the following propagation stage was to pass to mode I growing. Since microhardness measurements at crack tip, the plastic zone could be calculated and one softening zone was appreciated at the crack tip front, meaning the potentiality of this method.*

Key-words: *Fracture mechanics, Fatigue, Short cracks*