

## ANÁLISE DA MECÂNICA E DOS MECANISMOS DE PROPAGAÇÃO 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.** *Uma trinca curta em fadiga caracteriza-se por crescer a maior velocidade que uma trinca longa submetida ao mesmo nível de sollicitação, por exemplo sob idêntica variação do fator de intensidade de tensões,  $\Delta K$ . As análises da mecânica de fratura linear elástica e elasto plástica não modelam adequadamente o comportamento dos três tipos de trinca curta: microestrutural, fisicamente pequena e de tensão elevada. Este trabalho estuda o comportamento de trincas curtas ante sollicitações crescentes de fadiga, em ensaios com corpos de prova de seção variável para fadiga de baixo número de ciclos do aço AISI 316L, para níveis de deformação plástica  $\Delta\epsilon_p/2$  iguais a 0,0040, 0,0087, 0,0135 e 0,0183. Da construção das curvas das velocidade de propagação da/dN vs.  $\Delta K$  resulta que as trincas curtas efetivamente crescem com maiores velocidades que as trincas longas sob o mesmo  $\Delta K$ . Além disso, observou-se que existe uma etapa de não crescimento das trincas iniciadas, indicando detenção da sua propagação em Etapa I com a conseguinte desaceleração, o que promove a utilização de outros modelos de propagação para trincas curtas.*

**Palavras-chave:** *Mecânica de fratura, Fadiga, Trincas curtas*

### 1. INTRODUÇÃO

O processo de fadiga desenvolve diversos estágios (Suresh & Ritchie, 1984): a) dano cíclico inicial, endurecimento ou amolecimento cíclico, b) criação de falhas microscópicas iniciais, c) coalescência das microtrincas para formar um defeito inicial, d) propagação macroscópica deste defeito (crescimento da trinca), e) falha ou instabilidade final. As três primeiras significam a formação da trinca, com o desenvolvimento de uma subestrutura de discordâncias mais a formação de intrusões e extrusões na superfície. A vida de fadiga,  $N$ , é:

$$N = N_i + N_p \quad (1)$$

onde  $N$  é o número de ciclos até ruptura,  $N_i$  é o número de ciclos para formação de uma trinca e  $N_p$  é o número de ciclos de propagação até ruptura.

O tratamento convencional do projeto para fadiga utiliza as curvas  $S-N$  (tensão vs. número de ciclos), significando a vida total para uma amplitude de tensão ou deformação dada;

ajustada para considerar os efeitos da tensão média (diagramas Goodman), concentradores de tensão efetivos nos entalhes, cargas de amplitude variável (lei de acúmulo de dano de Palmgren-Miner), etc. Este enfoque representa o projeto contra formação de uma trinca, desde que perto do limite de fadiga, por exemplo em componentes lisos, o tempo maior é utilizado na formação de uma trinca de tamanho detectável.

A análise em componentes de segurança crítica é diferente. Para um material dado, deve-se assumir a presença de defeitos abaixo de um certo tamanho e considera-os na etapa de projeto. Adota-se o chamado *defeito tolerável*, no qual o tempo de vida de fadiga é avaliado em termos do número de ciclos necessários para propagar o defeito até ruptura. O tamanho inicial da trinca estima-se utilizando ensaios não destrutivos, enquanto o tamanho final define-se em termos da tenacidade à fratura em deformação plana,  $K_{IC}$ , a carga limite ou algum critério de deformação disponível. A análise baseia-se na integração de uma expressão para crescimento de trinca, geralmente associada com a relação de Paris e Erdogan:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (2)$$

onde  $da/dN$  é o crescimento da trinca  $a$  por ciclo ou velocidade de propagação,  $C$  e  $m$  são constantes experimentais do material,  $\Delta K$  é a variação entre os fatores de intensidade de tensões máximo e mínimo no ciclo da fadiga ( $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ ).

A Eq. (2) oferece uma boa descrição para  $da/dN$  entre  $10^{-6}$  a  $10^{-3}$  mm/ciclo. Não obstante, subestima os valores de  $da/dN$  para altos valores de  $\Delta K$ , perto da instabilidade ( $K_{max} \rightarrow K_{IC}$ ). Além disso, super valoriza os valores de  $da/dN$  para baixos valores de  $\Delta K$ , perto do *limiar de não propagação de trincas longas*,  $\Delta K_{th}$ , embaixo da qual as trincas longas *não crescem*.

Contudo, as predições do tempo de vida são sempre conservadoras, simulando somente o crescimento microscópico da trinca. Na forma usual, baseia-se numa análise da *mecânica da fratura elástica linear (LEFM - Linear Elastic Fracture Mechanics)*, que segundo a Fig. 1, envolveria o crescimento da trinca fora do campo de deformação do entalhe, onde a zona plástica, na ponta da trinca, é pequena se comparada ao comprimento da trinca em si.

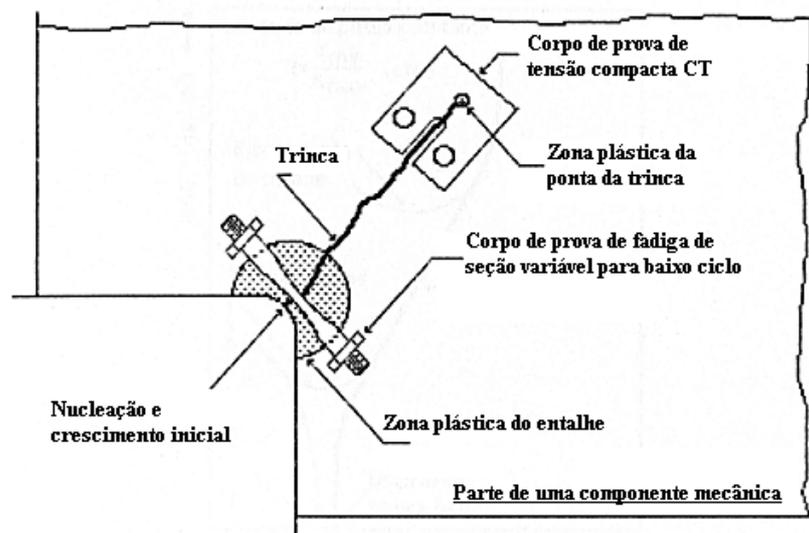


Figura 1 - Etapas de fadiga e corpos de prova típicos para avaliar a vida de fadiga

Na prática, utilizam-se resultados de propagação de trincas de fadiga a partir de ensaios de laboratório, caracterizados em termos do  $\Delta K$ , provenientes de corpos de prova que contêm

trincas de 25 mm ou similares, enquanto muitos defeitos encontrados são menores. Nos estudos efetuados nessas trincas menores, constatou-se que sob a mesma *força de fissuração nominal*, as velocidades de propagação são maiores que as velocidades correspondentes em trincas longas, Fig. 2, significando a perda do conceito de similitude da mecânica de fratura.

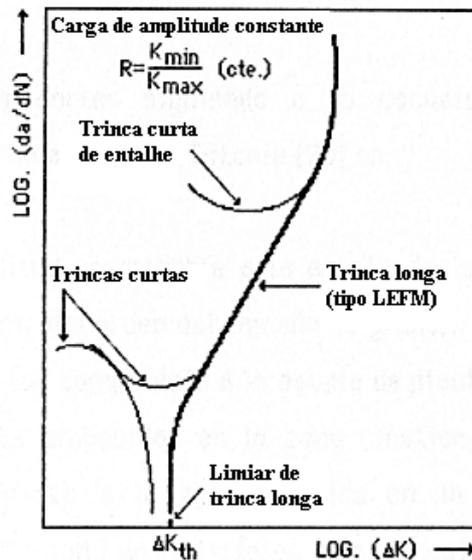


Figura 2 - Velocidades de propagação de trincas curtas e longas de fadiga em função do  $\Delta K$

## 2. CLASSES DE TRINCAS CURTAS

As classes de trincas curtas (Suresh & Ritchie, 1984) são: a) trincas de comprimento comparável à escala da microestrutura do material (da ordem do tamanho do grão); b) trincas de comprimento comparável à escala da plasticidade local (trincas embebidas na zona plástica do entalhe ou de um comprimento equivalente à zona plástica na ponta da trinca, tipicamente  $\leq 0.01$  mm em materiais de alta resistência e  $\leq 0.1-1$  mm em materiais de baixa resistência); e, c) trincas que são fisicamente pequenas,  $\leq 0.5-1$  mm.

As duas primeiras representam, respectivamente, uma limitação da mecânica do contínuo e da análise *LEFM*. A terceira, que implicaria trincas *longas* em termos da mecânica do contínuo e da análise *LEFM*, propaga-se com maior rapidez que as correspondentes trincas longas sob a mesma força de fissuração nominal, refletindo diferenças nos micromecanismos associados com a propagação de trincas curtas e longas.

Outra classificação é exposta por Miller (1987): a) *trincas curtas microestruturais* (regime *MSC – Microstructurally Short Crack*), com *comprimentos da trinca, a*, da ordem das características metalúrgicas; b) trincas fisicamente pequenas (regime *PSC – Physically Small Crack*), trincas no intervalo 0.05-0.5 mm em profundidade; e, c) trincas de tamanho  $a > 0.5$  mm em altos níveis de tensão, as quais necessariamente envolvem uma análise da *mecânica de fratura elasto plástica (EPFM – Elastic Plastic Fracture Mechanics)*.

Alguns autores (Sharpe & Xu, 1988) diferenciam o termo trinca *pequena* denotando uma trinca superficial, e trinca *curta* uma trinca atravessada numa placa fina. O comprimento máximo sob o qual deve-se referir as trincas por qualquer destes termos é impreciso porquanto as trincas são consideradas *pequenas* e *curtas* cada vez que elas crescem com maior rapidez que as trincas longas. Contudo, um comprimento de aproximadamente 1 mm é um limite superior razoável para considerar uma trinca como não longa (Anderson, 1995).

### 3. MECÂNICA E MECANISMOS DA PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM FADIGA

#### 3.1 Mecânica de fratura elástica linear

No caso de trincas sob cargas cíclicas, considerando que  $K_I$  (*fator de intensidade de tensões em carga ou modo de abertura I*) varia no ciclo, precisa-se determinar as *intensidades de tensão máxima e mínima* ( $K_{\max}$  e  $K_{\min}$ ) para um comprimento da trinca em particular. O crescimento, por ciclo, da trinca em fadiga,  $da/dN$ , é descrito geralmente em termos da Eq. (2), exposta em função da variação de  $K_I$ . Esta caracterização da mecânica do contínuo é independente dos micromecanismos de avanço da trinca, ou seja, do comportamento microscópico dos eventos de fratura individuais. Como indica Bathias (1980), os inconvenientes dessa representação é que a influência de parâmetros mecânicos usuais como o módulo de Young, o coeficiente de endurecimento e o limite de elasticidade não são colocados em evidência facilmente.

#### 3.2 Zona plástica na ponta da trinca

A principal limitação da análise *LEFM*, no que concerne a  $K_I$  para descrever o campo na ponta da trinca, é aceitar a existência de um estado *de escoamento de pequena escala* (*SSY – Small Scale Yielding*). O fato de que as tensões possam ter um valor infinito na ponta está limitado pelo escoamento local de uma região na frente da ponta, denominada *zona plástica*.

Independente do estado de tensão, material e técnica de medição, segundo o colocado na literatura, parece que o tamanho da *zona plástica cíclica* ( $r_{pc}$ ) máxima tem um valor de  $r_{pc(max)}=0.014(\Delta K/\sigma_{cy})^2$ , onde  $\sigma_{cy}$  é a *tensão de escoamento cíclico*. Além disso, a inclusão do perfil da zona plástica traz a luz importantes diferenças entre a teoria e os experimentos, e também entre as diversas técnicas experimentais.

#### 3.3 Mecânica de fratura elasto-plástica

Uma situação onde as condições *SSY* da análise *LEFM* não são mais aplicáveis, resulta quando o tamanho da zona plástica na ponta da trinca, é comparável ao comprimento da trinca em si, ou seja  $r_p \approx a$ . Nestes casos de plasticidade local maior, a utilização de  $K_I$  já não é mais apropriada, tendo sido desenvolvida uma análise alternativa baseada na teoria de deformação da plasticidade para sólidos com endurecimento, os quais obedecem a lei constitutiva  $\sigma \propto \epsilon_p^n$ .

A intensidade deste campo é denominada *integral J*, caracterizando o campo na ponta da trinca em condições elasto-plásticas. Para um corpo trincado sujeito a uma carga de tensão cíclica, utiliza-se a *integral J cíclica*,  $\Delta J$ . Para condições *SSY*,  $J$  relaciona-se diretamente à *taxa de liberação de energia de deformação*,  $G$ , e portanto a  $K_I$  na forma  $J=G=K_I^2/E'$  (condição elástica linear), onde  $E'$  é o módulo elástico apropriado,  $E$  para tensão plana ou  $E/(1-\nu^2)$  para deformação plana. Dowling e Begley (1976) propõem uma relação para velocidades de fissuração em condições elasto-plásticas, utilizando a *variação  $\Delta J$* ,

$$\frac{da}{dN} \propto \Delta J^m, \quad (3)$$

Um tratamento alternativo elasto-plástico de crescimento da trinca de fadiga, o qual não se encontra sujeito às restrições da elasticidade não linear, utiliza o conceito de *deslocamento de abertura dos lábios da trinca* (*CTOD - Crack Tip Opening Displacement*),  $\delta_c$ .

Em fadiga, as aproximações baseadas em  $\Delta J$  e  $\Delta \delta_I$  são basicamente equivalentes, sendo aplicáveis a uma descrição da velocidade de propagação de trincas pequenas, de tamanho comparável à escala da plasticidade local. Assim, a análise *EPFM* para essas trincas, como substituta da análise *LEFM*, considera em parte as diferenças de comportamento entre trincas curtas e longas. Não obstante, o problema de trinca curta envolve outros aspectos microestruturais, de fechamento e de meio ambiente; significando que não se está unicamente frente a um caso de limitação da análise *LEFM*, senão frente a um problema do conceito de similitude da mecânica de fratura.

### 3.4 Conceito de similitude

A mecânica de fratura aplicada à propagação de trincas em fadiga baseia-se no fato de que o parâmetro governante,  $K_I$ ,  $J$  ou  $\delta_I$ , utilizado para correlacionar as velocidades de propagação, descreve totalmente os campos de tensão e deformação na vizinhança da ponta da trinca. Além disso, assume-se a validade do conceito de similitude, onde duas trincas de tamanhos diferentes, sujeitas à mesma intensidade de tensão (sob condições *SSY*), num sistema material-microestrutura-meio ambiente dado, possuem tamanhos idênticos de zona plástica e as distribuições de tensão e deformação nessas zonas são idênticas. Assim, uma trinca longa e outra curta, sob à mesma força de fissuração nominal (por exemplo o mesmo  $\Delta K$ ), teriam tamanho de zona plástica idênticos e igual incremento de trinca por ciclo.

Não obstante, este conceito não é mais aplicável (Suresh e Ritchie, 1984) quando: a) o tamanho da trinca aproxima-se às dimensões microestruturais ou à escala da plasticidade local, b) os mecanismos de fissuração são diferentes, c) é observado um fechamento intensivo da trinca, e, d) o meio ambiente externo influi significativamente no crescimento da trinca.

Muitos destes mecanismos são inerentes ao problema da trinca curta, o que contribui a diferenciar seu crescimento com relação as trincas longas.

### 3.5 Limiar de crescimento de trincas curtas

Assume-se que a condição de limiar de crescimento de trincas curtas não pode ser idêntica aquela de trincas longas. A mecânica de fratura implica que a *variação do fator de intensidade de tensões do limiar de propagação da trinca longa*,  $\Delta K_{th}$ , é único para um material independente do comprimento da trinca. Não obstante, Kitagawa e Takahashi (1976) mostraram que abaixo de um tamanho de trinca crítico, a *variação do fator de intensidade de tensões do limiar de propagação da trinca curta*,  $\Delta K_0$ , diminuía ao decrescer o comprimento da trinca. Foi observado, também, que a *variação de tensão do limiar de propagação da trinca curta*,  $\Delta \sigma_0$ , aproxima-se ao limite de fadiga de um corpo de prova liso,  $\Delta \sigma_e$ .

Suresh e Ritchie (1984) concluem que a condição de limiar de não crescimento de trincas longas é uma intensidade de tensões constante, ou seja,  $\Delta K_{th}$ , enquanto a condição de limiar para trincas curtas é uma tensão constante como, por exemplo, o limite de fadiga,  $\Delta \sigma_e$ .

### 3.6 Fechamento de trinca curta

Poderia se pensar que a mecânica do contínuo e a análise *LEFM* ainda caracterizam as trincas fisicamente pequenas, entre 0.5-1 mm de comprimento, mas é surpreendente encontrar em diversas pesquisas, que em certas condições estas trincas crescem mais rápido que as trincas longas sob forças similares de fissuração nominal. A perda do conceito de similitude, neste caso, é atribuído em grande parte ao fenômeno de fechamento da trinca.

O fechamento denota interferência e contato físico entre as superfícies de fratura atrás da ponta da trinca que podem, sob cargas positivas durante o ciclo de fadiga, levar ao

fechamento efetivo da trinca. Considerando que a trinca não se propaga enquanto fica fechada, o efeito resultante do fechamento é reduzir o valor de  $\Delta K$  a outro valor *efetivo* menor,  $\Delta K_{eff}$ , experimentado na ponta da trinca e calculado por Elber (1970) como:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl} \quad (4)$$

onde  $\Delta K_{eff}$  é a *variação do fator de intensidade de tensões efetivo*,  $K_{max}$  é o fator de intensidade de tensões máximo no ciclo de fadiga e  $K_{cl}$  é o fator de intensidade de tensões de fechamento ( $\geq K_{min}$ ).

A mecânica do fechamento da trinca apresenta três aspectos (Ritchie e Suresh, 1982): a) fechamento induzido pela plasticidade, ocasionado pelo aperto do material elástico circundante sobre as zonas previamente deformadas plasticamente na ponta; b) fechamento induzido por óxido, ocasionado pela presença de produtos de corrosão dentro da trinca; e, c) fechamento por aspereza, ocasionado pelo contato em pontos discretos entre as superfícies de fratura; Fig. 3.

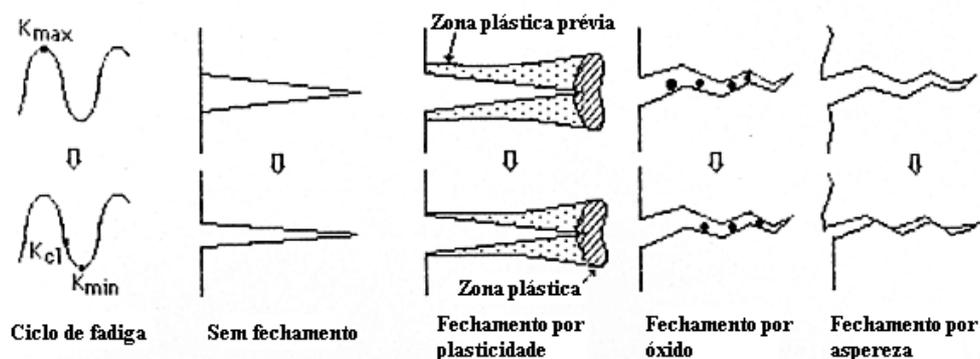


Figura 3 - Mecanismos do fechamento da trinca de fadiga

Estudos do comportamento de trincas longas, em níveis próximos do limiar  $\Delta K_{th}$ , mostram que os mecanismos de fechamento por oxido e por aspereza afetam em grande parte a propagação da trinca, independente da carga, resistência ao escoamento, tamanho de grão, meio ambiente e ciclos de amplitude variável. Esses mecanismos também são relevantes na análise de trincas curtas, onde sua ação predomina por trás da ponta da trinca.

### 3.7 Efeitos da microestrutura

Estudos experimentais, realizados numa grande variedade de materiais (incluindo ferros fundidos, aços e ligas de alumínio), sobre a iniciação e crescimento de trincas, evidenciaram que as trincas curtas de tamanho comparável à escala das características microestruturais (regime *MSC*), as quais se originam perto de zonas com aspereza superficial causadas pelo movimento de discordâncias, em inclusões ou em contornos de grão; propagam-se a velocidades maiores que trincas longas equivalentes, quando ambas são caracterizadas em termos da mecânica de fratura convencional.

O regime *MSC* define-se em termos de uma desaceleração do crescimento da trinca como resultado do fechamento dela, através da interação com características microestruturais, em particular com os contornos de grão (Suresh e Ritchie, 1984). Modela-se o processo em função de dois fatores: a detenção da propagação num grão vizinho até que se estabeleça uma zona plástica dimensionável e o retardo da velocidade de crescimento, causada por uma elevada tensão de fechamento da trinca.

### 3.8 Efeitos da plasticidade local

Uma análise EPFM é mais adequada para a caracterização de trincas curtas comparáveis em tamanho à extensão da zona plástica da ponta da trinca, sendo aparente que elas se propagam todavia mais rápido que as trincas longas sob a mesma força de fissuração.

A plasticidade local influi no início e crescimento de trincas desde entalhes. Tais trincas se denominam curtas considerando que seu tamanho é comparável ao campo de deformação da zona plástica originado pelo entalhe, Fig. 4. É importante salientar que as trincas de entalhe, após registrar um crescimento sobre uma curta distância, podem deter-se totalmente, constituindo as denominadas trincas de não propagação.

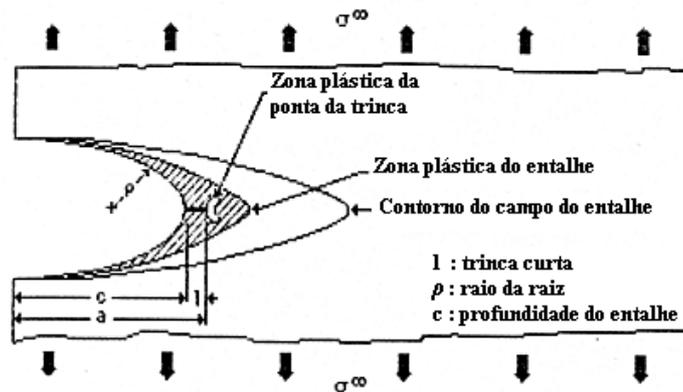


Figura 4 - Campos de deformação plástica no fundo do entalhe e na ponta da trinca

## 4. PROPAGAÇÃO DE TRINCAS CURTAS SEGUNDO A CURVA $da/dN$ vs. $\Delta K$

Neste trabalho analisa-se a forma clássica da curva  $da/dN$  vs.  $\Delta K$ , para as trincas curtas obtidas experimentalmente em corpos de prova lisos de seção variável para fadiga de baixos ciclos (Fig. 1) do aço AISI 316L. Os ensaios foram realizados em tração-compressão totalmente invertida, em quatro níveis de amplitude de deformação diametral total,  $\Delta \epsilon_d/2$ , 0,025, 0,0050, 0,0075 e 0,0100. As trincas foram monitoradas através de um microscópio móvel provido de um micrômetro com divisões de 1,5  $\mu\text{m}$ . Os registros consideraram trincas que não chegaram ao modo I de abertura, garantindo o crescimento em etapa I, ou seja, em torno dos regimes MSC e PSC, onde geralmente as trincas curtas desaceleram.

Assume-se que a trinca possui um perfil semicircular, o mesmo que foi comprovado nas trincas que foram abertas com essa finalidade, de forma que a trinca curta tem uma profundidade  $a$  igual a  $a_s/2$ . As velocidades de propagação,  $da/dN$ , são calculadas com a fórmula da secante, a partir dos resultados dos pares adjacentes  $(a_s, N)$  em curvas  $a_s$  vs.  $N$ , sendo  $a_s$  o comprimento superficial da trinca e  $N$  o número de ciclos de ensaio. A velocidade de propagação é expressa por:

$$\left( \frac{da}{dN} \right)_{(i)} = \frac{a_{s(i+1)} - a_{s(i)}}{2(N_{(i+1)} - N_{(i)})} \quad (5)$$

Considerando que a velocidade  $da/dN$  calculada é uma média sobre o incremento  $(a_{i+1} - a_i)$ , a média do comprimento da trinca,  $a = (a_{s(i+1)} - a_{s(i)})/4$ , é utilizada para determinar o valor de  $\Delta K$ . Além disso, pelo fato dos ensaios terem sido realizados para  $R_e = -1$ , pode ser desprezada o efeito da compressão, resultando  $\Delta K = K_{max}$  tendo em vista que a porção do dano da carga

cíclica fica restrita para o caso em que a trinca está aberta (Hertzberg, 1995). Essa análise é feita para uma primeira aproximação sem considerar os efeitos do fechamento, dentre outros, resultando um valor de  $\Delta K$  para trincas superficiais semicirculares na forma:

$$\Delta K = \left( \frac{2}{\pi} \right) \left( \frac{\Delta \sigma}{2} \right) \sqrt{\pi a} \quad (6)$$

O cálculo de  $\Delta \sigma/2$ , para os diferentes valores de  $\Delta \varepsilon_p/2$  obtidos a partir dos  $\Delta \varepsilon_d/2$  de ensaio, é realizado através da Eq. (7), valores que logo são tabulados na Tabela 1,

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = K' \left( \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (7)$$

sendo  $K'$  o *coeficiente cíclico de resistência* igual a 235,89 e  $n'$  o *expoente cíclico de deformação por endurecimento* igual a 0,349, valores disponíveis para o aço AISI 316L quando  $\Delta \sigma/2$  é colocado em unidades de  $\text{kg}/\text{mm}^2$ .

Tabela 1. Níveis de amplitude de tensões

$\Delta \varepsilon_p/2$	0,0040	0,0087	0,0135	0,0183
$\Delta \sigma/2$ , Mpa	336,78	441,70	514,89	572,57

A Fig. 5 mostra, em um gráfico  $da/dN$  vs.  $\Delta K$ , os valores experimentais das trincas curtas originadas nos quatro níveis de deformação de ensaio, e trincas longas experimentais do aço 316, compiladas para distintas geometrias de corpos de prova, mais a predição numérica através do *método dos elementos finitos (FEM – Finite Element Method)* do modelo de acumulação de dano para o aço AISI 316L (Guzman, 1987). Observa-se efetivamente que as trincas curtas crescem com maiores velocidades que as trincas longas para o mesmo  $\Delta K$ .

Por outro lado, pode-se ver também na Fig. 5 que para maiores níveis de deformação são obtidas maiores velocidades de propagação. Além disso, destaca-se a *desaceleração* registrada com maior facilidade para os níveis de deformação  $\Delta \varepsilon_p/2$  iguais a 0,0040 e 0,0087. Para os outros dois valores superiores de deformação torna-se mais difícil registrar a fase de crescimento em *etapa I*, e a desaceleração que também existe para aquelas solicitações. Uma explicação deve-se ao fato de que para valores superiores de  $\Delta \varepsilon_p/2$ , o passo para *modo I* de propagação realiza-se em poucos ciclos; além disso, a técnica de ensaio utilizada neste trabalho gera uma elevada instabilidade nessas solicitações resultante da geometria do corpo de prova e do próprio ensaio elasto-plástico.

Neste trabalho foi utilizada a relação  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  unicamente como referência, e não se tentou correlacionar a velocidade de propagação  $da/dN$  com o  $\Delta J$ , parâmetro adequado parcialmente para caracterizar certos regimes de trincas curtas de fadiga de baixos ciclos onde as deformações plásticas são significativas, porquanto as caracterizações *LEFM* e *EPFM* são inválidas para o estudo de todos os regimes de trincas curtas, por exemplo para o tratamento de trincas curtas do regime *MSC*. Além disso, o objetivo posterior da pesquisa será validar um modelo de acumulo de dano para trincas curtas.

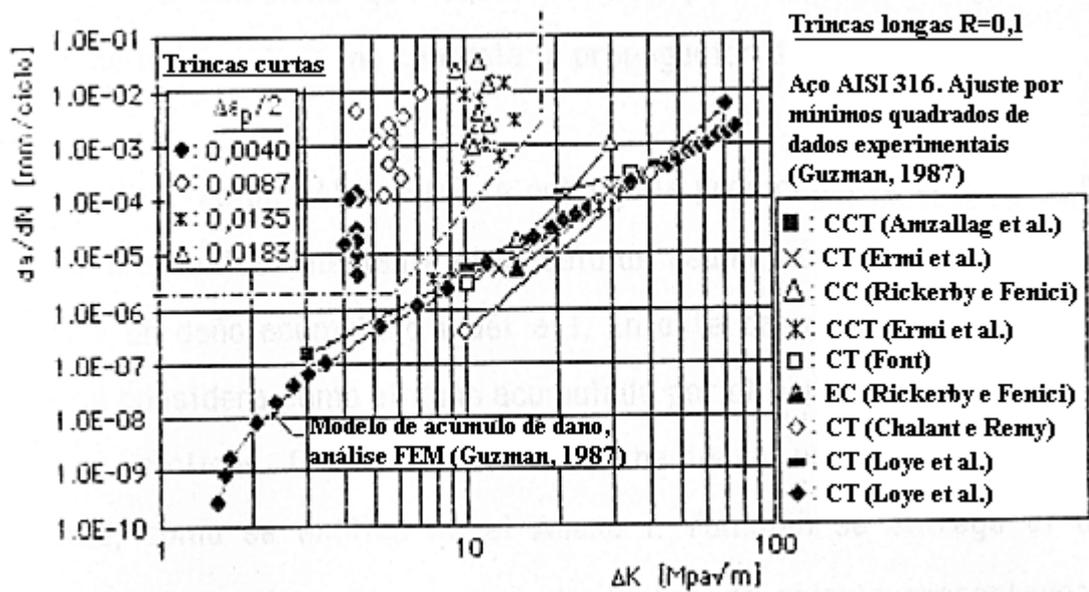


Figura 5 Velocidades de propagação de trincas curtas e longas em função do  $\Delta K$

## 5. CONCLUSÕES

Segundo o conceito de similitude da mecânica de fratura, uma trinca longa e outra curta sujeitas a mesma força de fissuração nominal, devem ter tamanhos de zona plástica idênticos e igual incremento de comprimento por ciclo, o qual não acontece no caso das trincas curtas, as mesmas que ficam caracterizadas por apresentar *maiores* velocidades de crescimento.

A limitação da análise *LEFM* para caracterizar as trincas curtas, no que concerne a validade do parâmetro  $K_I$  para descrever o campo de tensões e deformações na ponta da trinca, significa aceitar a existência de um estado de escoamento de pequena escala naquela zona.

Fatores como plasticidade no fundo do entalhe, bloqueio das bandas de deslizamento nos contornos do grão, reorientação cristalográfica, desvio nos contornos do grão, detenção do crescimento e fechamento da trinca; todos eles jogam um papel importante para caracterizar trincas curtas.

A suposição de um perfil de trinca curta de forma semicircular nos corpos de prova utilizados foi correta, o mesmo que foi comprovado experimentalmente.

Foram realizados ensaios de fadiga em controle de deformação diametral, para níveis de sollicitação  $\Delta\epsilon_p/2$  iguais a 0,0040, 0,0087, 0,0135 e 0,0183. Para todas as variações de deformação observou-se que existe um intervalo de tempo importante de não crescimento das trincas iniciadas, indicando uma detenção do seu avanço com a conseguinte desaceleração.

Da construção das curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  resulta que as trincas curtas no aço AISI 316L crescem com maiores velocidades que as trincas longas sob o mesmo  $\Delta K$ . Esta afirmação é tida como referência, visto que a modelação *LEFM* não é válida para trincas curtas.

## REFERÊNCIAS

- Anderson, 1995, Fracture Mechanics, CRC Press Inc.
- Bathias, C., 1980, Mécanique et mécanismes de la fissuration par fatigue, in La Fatigue des Matériaux et des Structures, eds. C. Bathias & J. P. Bâillon, Montreal, Paris.
- Dowling, N. E. & Begley, J. A., 1976, in Mechanics of Crack Growth - ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA, p. 82.

- Elber, W., 1970, The significance of fatigue crack closure, Proceedings of the 1970 Annual Meeting of American Society of Testing and Materials, NASA Langley Research Center, Toronto, Canadá.
- Guzmán, A. , 1987, Altas velocidades de propagación de fisuras por acumulación de daño por fatiga, Dissertação de Mestrado em Ciências da Engenharia, Escola de Engenharia, Pontifícia Universidad Católica de Chile, Santiago de Chile.
- Hertzberg, R. W., 1995, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, John Wiley & Sons, 4th edition.
- Kitagawa, H. & Takahashi, S., 1976, Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage, Proceedings of the Second International Conference on the Mechanical Behavior of Materials, Boston, USA, pp. 627-631.
- Miller, K. J., 1987, The behavior of short fatigue cracks and their initiation. Part I – A review of two recent books, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 10, n. 1, pp. 75-91.
- Ritchie, R. O. & Suresh, S., 1982, Some considerations in fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology, Metallurgical Transactions, vol. 13A, pp. 937-940.
- Sharpe Jr. W. N. & Su, X., 1988, Closure measurements of naturally initiating small cracks, Engineering Fracture Mechanics, vol. 30, n. 3, pp. 275-294.
- Suresh, S. & Ritchie, R. O., 1984, Propagation of short fatigue cracks, International Metals Reviews, vol. 29, n. 6, pp. 445-476.

### **ANALYSIS OF PROPAGATION MECHANICS AND MECHANISMS OF SHORT FATIGUE CRACKS**

**Abstract.** *One short fatigue crack is characterized by growing with major velocity than a long crack subjected to the same cracking load, for example identical variation of stress intensity factor  $\Delta K$ . The linear elastic fracture mechanics and the elastic plastic fracture mechanics do not model adequately the behavior of the three types of short cracks: microstructural, physically small and of high stress. This work study the behavior of short cracks under fatigue loads. Plastic fatigue standard specimens of variable section for low number of cycles were used, of AISI 316L, subjected to plastic deformation amplitudes,  $\Delta\epsilon_p/2$ , equal to 0,0040, 0,0087, 0,0135 and 0,0183. Since  $da/dN$  propagation velocity vs.  $\Delta K$  curves, it results that experimental short cracks growing velocities were effectively faster than corresponding long cracks under identical  $\Delta K$ . Besides, it was observed a desacceleration and non growing time of the initiated short cracks, during an important period of its propagation in Stage I, that promotes some other propagation model for using in short cracks.*

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