

CORRELAÇÃO ENTRE A TAXA DE FADIGA E O LAÇO DE HISTERESE ELASTOPLÁSTICA

Jaime Tuplassú Pinho de Castro¹
Paulo Pedro Kenedi²

Resumo

Modelos analíticos de forte apelo didático são desenvolvidos para correlacionar as metodologias de projeto à fadiga de Coffin-Manson (ϵN) e de Paris (da/dN), normalmente consideradas como incompatíveis. Os modelos são de fácil aplicação e justificativa fenomenológica, e apresentam correlação muito promissora com resultados experimentais relatados na literatura.

Palavras-chave: Fadiga, Propagação de Trincas, Fadiga Oligocíclica

1. Introdução

Neste trabalho desenvolvem-se diversos modelos analíticos para correlacionar as duas metodologias modernamente mais usadas no projeto mecânico à fadiga: o método ϵN ou de Coffin-Manson (que considera as deformações elasto-plásticas e o amolecimento ou o endurecimento cíclico atuantes na raiz de um entalhe, mas não reconhece a presença das trincas de fadiga), e o da/dN ou de Paris (baseado na Mecânica da Fratura e que quantifica a propagação das trincas, mas não pode prever sua iniciação). O objetivo primário do desenvolvimento dos diversos modelos é manter um forte apelo didático e uma clara justificativa fenomenológica, para que a correlação entre as duas metodologias seja facilmente reproduzível e generalizável.

Estes dois métodos de projeto à fadiga têm sido tradicionalmente usados ou de forma alternativa (ϵN "no projeto à vida segura" e da/dN no "projeto tolerante às falhas"), ou quando muito de forma complementar mas estanque (o ϵN para prever a iniciação e o da/dN para quantificar a propagação das trincas), como se suas filosofias fossem totalmente incompatíveis (ver, por exemplo, Rice 88, Suresh 91 ou Dowling 93). A forma complementar é um avanço em relação à alternativa, mas tem um problema conceitual ainda não resolvido: como *quantificar* o tamanho inicial da trinca (cuja geração foi prevista pelo método ϵN) a partir do qual se possa aplicar a Mecânica da Fratura de forma inequívoca. Na prática do projeto mecânico *arbitra-se* este tamanho, assumindo-se uma pequena trinca inicial tipicamente de 1 a 3mm.¹

I SEMINÁRIO DE MECÂNICA DA FRATURA - ABM

¹ Eng. Mecânico, PhD, Prof. Dept. Eng. Mecânica PUC/RJ

² Eng. Mecânico, MSc, Strainlab Análise de Tensões Ltda.

Desta forma a vida prevista pelo método ϵN é interpretada como o número de ciclos necessários para gerar a (pequena) trinca cujo tamanho foi inicialmente *arbitrado*, enquanto a vida total da peça ou estrutura também inclui o número de ciclos necessários para propagar a trinca do seu tamanho inicial até o seu comprimento crítico.

Os modelos aqui propostos têm por finalidade eliminar a dicotomia entre estes dois métodos de projeto à fadiga da maneira mais simples e didática possível, usando:

- (i) as propriedades mecânicas cíclicas,
 - (ii) a curva de Coffin-Manson,
 - (iii) o campo das deformações elastoplásticas à frente da trinca (descrito pela singularidade de HRR, Hutchinson 79, Latzko et al. 84),
 - (iv) as regras de concentração de deformações (Neuber e Linear), e
 - (v) a regra linear de acúmulo de dano
- para estimar a taxa de propagação das trincas de fadiga, da/dN .

Todos os modelos seguem o procedimento tradicional do projeto mecânico à fadiga: quantificam a deformação atuante num dado elemento de volume e o dano por ela causado, a cada ciclo do carregamento, até acumular o dano crítico que rompe o elemento.

2. Modelos de Propagação de Trincas

O primeiro modelo empírico mecanicamente bem sucedido para descrever a taxa de propagação de trincas de fadiga foi proposto por Paris et al. no começo da década de 60. Paris mostrou que a taxa da/dN é primariamente correlacionada com a faixa de variação do fator de intensidade de tensões ΔK :

$$\frac{da}{dN} = A \Delta K^m \quad (\text{Paris}) \quad (1)$$

onde A e m são constantes do material, obtidas experimentalmente.

Apesar de muito usada na prática, a regra de Paris só descreve a fase intermediária da curva da/dN vs. ΔK , não considerando nem a existência de um limiar de propagação ΔK_{th} , nem a instabilidade das trincas, que ocorre quando o maior valor do fator de intensidade de tensões K_{max} atinge a tenacidade à fratura do material K_c .

Por causa disto, muitas outras regras empíricas foram propostas para se descrever melhor toda a forma sigmoideal da curva da/dN vs. ΔK , bem como os efeitos de algumas variáveis secundárias como a carga média (geralmente quantificada por $R = K_{min}/K_{max}$), e a carga de abertura da trinca K_{op} . Dentre estas regras, provavelmente as mais comuns são:

$$\frac{da}{dN} = A \Delta K^m K_{max}^n \quad (\text{Walker}) \quad (2)$$

$$\frac{da}{dN} = A \Delta K^m (K_{\max} - \Delta K_{th})^p \quad (\text{Hall}) \quad (3)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{A \Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (\text{Forman}) \quad (4)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{A \Delta K^m \sqrt{\Delta K - \Delta K_{th}}}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (\text{Forman modificado}) \quad (5)$$

$$\frac{da}{dN} = A \left[\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_c - K_{\max}} \right]^m \quad (\text{Priddle}) \quad (6)$$

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta K - K_{op})^m \quad (\text{Elber}) \quad (7)$$

Todas estas regras requerem a determinação de constantes como A e m, *que devem ser obtidas experimentalmente em testes de propagação de trincas de fadiga*. Há muitas outras regras empíricas similares, cada uma justificada por um determinado conjunto de dados experimentais (para listas mais extensas ver, por exemplo, Hoepfner & Krupp 74, Chand & Garg 85 ou Schwalbe 74).

Entretanto, nenhuma é *fundamentalmente* diferente da regra original de Paris. A escolha dentre as diversas regras depende do conjunto particular de dados experimentais que se queira ajustar, sendo que muitas vezes várias delas podem ser usadas de forma igualmente satisfatória, como pode ser visto nos diversos trabalhos das STP 687 (79) e 748 (81), que usam o mesmo banco de dados experimentais.

Prever ou estimar a taxa de propagação de trincas de fadiga na *ausência* de resultados experimentais específicos (isto é, usando apenas propriedades medidas em outros testes como o de tração, por exemplo), é um problema que tem despertado muito interesse na literatura. Inúmeras regras "preditivas" foram propostas, partindo geralmente ou da abertura da ponta da trinca CTOD, ou da energia dissipada por trabalho plástico, ou então do dano acumulado pelas solicitações cíclicas.

Os modelos preditivos do tipo CTOD assumem que a trinca de fadiga cresce em cada ciclo de uma quantidade proporcional ao estiramento de sua ponta, quantificado pela sua abertura calculada pelos conceitos básicos da Mecânica da Fratura Linear Elástica, ou seja: $da/dN \sim CTOD \sim K^2/ES_Y$, onde E é o módulo de Young e S_Y a resistência ao escoamento. Os modelos de Pelloux e de Ladner estão entre os pioneiros, e podem ser citados como representativos (ν é o coeficiente de Poisson):

$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta K^2}{8\pi E S_Y} \quad (\text{Pelloux}) \quad (8)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta K^2 (1 - \nu^2)}{2 E S_Y} \quad (\text{Ladner}) \quad (9)$$

Os modelos do tipo energia dissipada por trabalho plástico assumem que a totalidade do dano causado pelos carregamentos cíclicos ocorra muito próximo da ponta da trinca, na região de comprimento ZP chamada "zona de processamento", que é a mais solicitada pelas deformações plásticas cíclicas. Assumindo que as amplitudes de tensão, $\sigma_a = \Delta\sigma/2$, e de deformação plástica, $\varepsilon_{pa} = \Delta\varepsilon_p/2$, se relacionem por:

$$\sigma_a = K' (\varepsilon_{pa})^{n'} \quad (10)$$

onde K' é o módulo de plasticidade (ou coeficiente de encruamento) cíclico e n' o expoente de encruamento cíclico, a densidade de energia dissipada por trabalho plástico por ciclo de carregamento, ΔW_p , é dada por:

$$\Delta W_p = \frac{\Delta\sigma \Delta\varepsilon_p}{1 + n'} \quad (11)$$

Separando a equação de Coffin-Manson nas suas partes elástica e plástica, temos:

$$\Delta\sigma = 2\sigma_f' (2N)^b \quad (12)$$

$$\Delta\varepsilon_f = 2\varepsilon_f' (2N)^c \quad (13)$$

onde σ_f' e ε_f' são os coeficientes e b e c os expoentes de resistência e de ductilidade à fadiga, e N o número de ciclos aplicado à peça. Usando as expressões desenvolvidas por Kujawsky (87) para relacionar $\Delta\sigma$ e $\Delta\varepsilon_p$ com o tamanho da zona de processamento ZP, pode-se mostrar que (Kenedi 91):

$$\frac{da}{dN} = \left[\frac{(1 - 2\nu)^2}{2^{b+c+2} (1 + n') E \pi \sigma_f' \varepsilon_f' ZP^{b+c+1}} \right]^{\frac{-1}{b+c}} \Delta K^{\frac{-2}{b+c}} \quad (14)$$

Modelos deste tipo apresentam boa correlação com os resultados experimentais (ver Kujawski & Ellyin 87, 89 e Glinka 85), entretanto precisam de testes de propagação de trincas para ajustar o tamanho da ZP, o que certamente é um contra-senso.

Modelos tipo acúmulo de dano foram desenvolvidos por Majumdar & Morrow (67) e por Schwalbe (77). As equações a que eles chegaram são, respectivamente:

$$\frac{da}{dN} = \frac{-2(b+c)}{b+c+1} \left(\frac{S'_Y}{4(1+n')\sigma'_f \varepsilon'_f} \right)^{\frac{-1}{b+c}} \left[1 - (4(1+n')\varepsilon'_f)^{\frac{-(b+c+1)}{b+c}} \right] \frac{\varepsilon'_Y \Delta K^2}{\pi S_Y'^2} \quad (\text{Morrow}) \quad (15)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{(1-2\nu)^2}{4\pi(1+n')S_Y'^2} \left(\frac{2S_Y'}{E\varepsilon'_f} \right)^{(1+n')} \left[(\Delta K - \Delta K_{th})^2 \left(\frac{K_c}{K_c - K_{max}} \right) \right] \quad (\text{Schwalbe}) \quad (16)$$

onde S'_Y e ε'_Y são a resistência ao e a deformação de escoamento cíclicas. Os diversos modelos desenvolvidos a seguir também se enquadram nesta classe.

3. Modelo Básico de Acúmulo de Dano

O fundamento físico da modelagem aqui proposta é simples e direto: assume-se que as trincas de fadiga se propagam pela quebra seqüencial de pequenos elementos de volume de largura da, um a cada ciclo N (de forma a ter-se a taxa da/dN , como mostrado na figura 1, Kenedi & Castro, 92).

Cada um destes elementos é tratado como se fosse um corpo de prova (CP) do tipo εN , submetido a deformações cíclicas crescentes à medida que a ponta da trinca dele se aproxima, como esquematizado na figura 2. Cada CP rompe quando a trinca o atinge, e neste caso pode-se afirmar que ele rompeu porque acumulou o dano crítico que poderia tolerar.

Para quantificar-se o dano acumulado em cada CP, assume-se que:

- (i) são relevantes apenas as deformações plásticas cíclicas atuantes dentro da zona plastificada reversa, cujo comprimento é R_{YR} ;
- (ii) como o carregamento é mantido constante, a trinca de fadiga avança por incrementos iguais em cada ciclo (o que é bem razoável, devido à pequena dimensão física de R_{YR}); e
- (iii) o material seja elasto-plástico, contínuo, isotrópico e homogêneo.

Portanto, pode-se facilmente calcular a distância do x_i i -ésimo CP à ponta da trinca:

$$x_i = R_{YR} - n_i \frac{da}{dN} \quad (17)$$

onde n_i é o número de ciclos necessários para que a ponta da trinca percorra a distância x_i , figura 3. Usando a modificação proposta por Schwalbe (77) no campo de deformações de HRR, para se quantificar a amplitude das deformações cíclicas $\Delta\varepsilon_{pi}/2$ atuantes num dado CP distando x_i da ponta da trinca, obtém-se:

$$\frac{\Delta\varepsilon_{pi}}{2} = \frac{S'_Y}{E} \left(\frac{R_{YR}}{x_i} \right)^{\frac{1}{1+n'}} = \frac{S'_Y}{E} \left[(1-2\nu)^2 \Delta K^2 \frac{1}{4\pi(1+n')S_Y'^2 x_i} \right]^{\frac{1}{1+n'}} \quad (18)$$

Da regra de Coffin-Manson pode-se obter o número de ciclos que o i -ésimo CP duraria, caso fosse submetido apenas a esta amplitude de deformações:

$$N_i = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta \varepsilon_{pi}}{2 \varepsilon'_f} \right)^{\frac{1}{c}} = \frac{1}{2} \left[\frac{S'_y}{E \varepsilon'_f} \left(\frac{R_{YR}}{R_{YR} - n_i \frac{da}{dN}} \right)^{\frac{1}{1+n'}} \right]^{\frac{1}{c}} \quad (19)$$

Mas, como a amplitude das deformações atuantes nos CP cresce à medida que a ponta da trinca deles se aproxima a cada ciclo, é preciso usar uma regra de acúmulo de dano para se quantificar o efeito destes carregamentos crescentes. Escolhendo (por simplicidade) a regra linear de Palmgren-Miner para se quantificar o dano acumulado, pode-se obter implicitamente a expressão básica desta modelagem, e desta forma prever a taxa de propagação das trincas de fadiga a partir apenas dos conceitos do método εN (note-se que $\Delta \varepsilon_{pi}$ só atua durante um ciclo):

$$\sum \frac{n_i}{N_i} = \sum_{i=1}^{i_f-1} 2 \left[\frac{S'_y}{E \varepsilon'_f} \left(\frac{R_{YR}}{R_{YR} - n_i \frac{da}{dN}} \right)^{\frac{1}{1+n'}} \right]^{\frac{1}{c}} = 1 \quad (20)$$

onde $i_f = \text{int}(R_{YR}/da/dN)$ será numericamente igual ao número de ciclos necessários para romper cada elemento de volume.

Note-se que como a trinca rompe no último ciclo do somatório (e logo não pode acumular mais nenhum dano adicional neste ciclo), deve-se removê-lo fazendo o somatório só até $i_f - 1$, para evitar os problemas matemáticos causados pela singularidade assumida para as deformações na ponta da trinca. Após algum trabalho algébrico, ΔK pode ser explicitado de (20), para se obter uma fórmula (conceitualmente) simples para se estimar as taxas de fadiga da/dN a partir das propriedades cíclicas do material:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{2^{-c} S'_y}{\varepsilon'_f E} \right)^{1+n'} \frac{(1-2\nu)^2}{4\pi(1+n')S_y'^2} \left[\sum_{i=1}^{i_f-1} \left(\frac{1}{i} \right)^{\frac{-1}{c(1+n')}} \right]^{-c(1+n')} \Delta K^2 \quad (21)$$

Deve-se enfatizar que esta equação *reproduz* a regra de Paris e *prevê* o valor da constante A , e que ela é baseada apenas nas hipóteses e nas propriedades mecânicas tradicionais do dimensionamento mecânico à fadiga pelo método εN . Logo, pode-se afirmar que a equação (21) correlaciona de forma clara e inequívoca estes dois métodos modernos de projeto à fadiga, que têm sido tratados como se fossem estanques.

Entretanto, esta equação prevê que da/dN seja *sempre* função de ΔK^2 para *todos* os materiais, já que o tamanho da zona plástica reversa R_{YR} é uma função quadrática de ΔK . Esta previsão *não* é confirmada na prática, logo é necessário melhorar o Modelo Básico expresso em (21), para que se possa descrever de forma adequada o fenômeno físico real.

4. Aperfeiçoamentos no Modelo Básico

Primeiramente deve-se notar que a escolha arbitrária da fronteira elastoplástica reversa para iniciar o acúmulo de dano não altera o valor do expoente de ΔK , só influenciando na constante A da regra de Paris.

Isto porque as deformações cíclicas à frente da ponta da trinca permanecem descritas por (18), enquanto que o ponto de início da contagem de dano só influi em i_0 , o limite superior do somatório de Miner.

A segunda limitação do Modelo Básico é não reconhecer que trincas de fadiga reais têm pontas com raio ρ e não zero ou, em outras palavras, que a distribuição das deformações à frente da ponta da trinca *não* é singular. Como não se conhece solução exata para descrever trincas reais, para modelá-las modificar-se-á uma abordagem originalmente proposta por Creager & Paris (67), trasladando-se a origem do eixo de coordenadas para dentro da trinca de uma distância X, como mostrado na figura 4.

Creager localizou esta origem em $X = \rho/2$, visando usar os valores de K_I disponíveis para resolver o problema linear elástico de *trincas*, na solução de problemas de concentração de tensões em *entalhes* profundos. A tensão (elástica) σ_y neste caso é dada por:

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + \frac{\rho}{2r} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (22)$$

onde θ e r são as coordenadas polares do ponto em questão. Na raiz do entalhe e no plano da trinca temos $r = \rho/2$ e $\theta = 0$ e, segundo Creager, $\sigma_y = 2K_I/(\pi\rho)^{1/2}$.

Seguindo a mesma idéia, X pode ser estimado calculando-se a amplitude das deformações plásticas na ponta da trinca $\Delta\epsilon_{ppt}$ por uma das regras de concentração de deformações elastoplásticas cíclicas (como a de Neuber ou a Linear, Fuchs & Stephens 80, Dowling, 93, ou a de Gemma 85), tendo a trinca o fator de concentração de tensões (linear elástico) K_t obtido ou de Creager, ou então da clássica solução de Inglis $K_t = 1 + 2(a/\rho)^{1/2}$, onde a é o comprimento da trinca. Na ponta da trinca (que agora é modelada de forma mais realista, com raio ρ e não zero) a amplitude de deformações $\Delta\epsilon_{ppt}/2$ é finita, e de (18) X vale:

$$X = R_{YR} \left(\frac{\Delta\epsilon_{ppt} E}{2S'} \right)^{-(1+n')} \quad (23)$$

$\Delta\varepsilon_{ppt}$ pode ser calculado a partir das tensões nominais atuantes na peça, $\Delta\sigma_{nom}$, usando-se uma das regras de concentração de deformações. Por exemplo, a partir da regra Linear chega-se a:

$$\frac{\Delta\varepsilon_{ppt}}{2} = K_t \frac{\Delta\sigma_{nom}}{2E} \quad (24)$$

Uma estimativa para o valor de $K_t\Delta\sigma_{nom}$ pode ser obtida usando-se a expressão de Creager para calcular as tensões que atuam em $r = X$ e $\theta = 0$, se o material não escoasse, e lembrando que $\rho = CTOD/2 = \Delta K^2/4ES'_Y$:

$$K_t\Delta\sigma_{nom} = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi X}} \left(1 + \frac{\Delta K^2}{4ES'_Y X} \right) \quad (25)$$

A expressão que se obtém usando a regra de Neuber é um pouco mais complicada algebricamente, mas é similar conceitualmente. Logo, a equação de acúmulo de dano, já sem o problema da singularidade do último ciclo, pode ser escrita como:

$$\sum_{i=1}^{i_f} 2 \left[\frac{S'_Y}{E\varepsilon'_f} \left(\frac{R_{YR}}{X + R_{YR} - i \frac{da}{dN}} \right)^{\frac{1}{1+n'}} \right]^{\frac{1}{c}} = 1 \quad (26)$$

Note-se que se está de novo assumindo a fronteira elastoplástica reversa para início do acúmulo de dano por fadiga, o que pode ser facilmente modificado fazendo-se o segundo denominador em (26) igual a $X+B-i.da/dN$ (em vez de $X+R_{YR}-i.da/dN$), sendo B o ponto em que se deseje começar a contagem do dano. As várias regras de concentração de deformações servem não só para alterar X, como também o valor de $\Delta\varepsilon_{ppt}$.

Entretanto, as várias equações do tipo (26) que podem ser obtidas (Creager, Linear, Neuber, etc.), novamente só alteram o valor do termo constante em (21), mantendo da/dN sempre função de ΔK^2 . Para modificar o valor do expoente de Paris, é necessário introduzir uma variação no modelo proposto a qual, se por um lado de certa forma diminui-lhe a auto-consistência, por outro apresenta um sucesso prático bastante encorajador.

Seguindo a idéia originalmente proposta por Schwalbe (77), inspirada pelas formulações empíricas que reproduzem a forma sigmoidal das curvas da/dN vs. ΔK experimentais, introduz-se em (21) a influência de ΔK_{th} , de K_c e da carga média na taxa de fadiga:

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K - \Delta K_{th})^2 \left[\frac{K_c}{K_c - K_{max}} \right] \quad (27)$$

A constante A é calculada de forma similar ao que foi feito em (21) para o modelo da trinca matemática. Entretanto, para os modelos não-singulares discutidos acima não é possível obter-se uma expressão com A explicitado, sendo mais conveniente resolver numericamente (26) para substituir o valor calculado de A em (27).

Desta forma foram gerados diversos modelos, que serão chamados de Básico Modificado (pelo artifício de Schwalbe), Creager, Linear e Neuber.

5. Avaliação dos Diversos Modelos Usando Dados da Literatura

É bastante difícil conseguir na literatura as propriedades mecânicas cíclicas e de propagação de trincas de um *mesmo* material. A Tabela 1 apresenta uma lista destas propriedades para 4 aços diferentes, baseadas em dados obtidos de diversas fontes, da maneira mais confiável possível, como detalhadamente discutido por Kenedi (91).

TABELA 1

AÇO	E GPa	S _y MPa	K' MPa	n'	ε'	c	ΔK _{th} MPa√m	K _{ic} MPa√m
A533B	200	345	1048	0,17	0,32	-0,52	9,2	153
4340	209	724	1760	0,15	0,83	-0,65	9,4	116
C-Mn	208	372	1134	0,14	0,15	-0,52	13,0	83
8620	200	679	1954	0,20	0,92	-0,69	9,9	73

K' é a constante da lei parabólica de encruamento cíclico. ΔK_{th} para R = 0.

As figuras 5 a 8 mostram as taxas experimentais de propagação de trincas de fadiga dos 4 aços, bem como as curvas previstas por 5 modelos diferentes: o Básico Modificado (27), os baseados nas regras Linear, Neuber e Creager, e um modelo proposto por Schwalbe (16), para efeito de comparação.

Nota-se que em todos os casos a forma dos dados experimentais é reproduzida de forma bastante satisfatória, e que a magnitude das previsões está dentro de uma ordem de grandeza dos valores dos testes. Este é um resultado encorajador, pois indica que o caminho seguido na modelagem proposta, apesar de sua grande simplicidade, é capaz de estimar adequadamente o comportamento físico das trincas de fadiga.

A partir somente dos resultados apresentados nas figuras 5-8, não é ainda possível concluir qual dos modelos propostos é o mais preciso, já que as diversas estimativas não mantêm a mesma posição relativa nos 4 materiais analisados. Entretanto, como os dados experimentais não procedem todos da mesma fonte, eles têm que ser encarados como representativos, e não como padrão de referência para calibração dos diversos modelos.

6. Conclusões

Uma modelagem simples, de grande apelo didático, baseada apenas em conceitos tradicionais de projeto mecânico à fadiga pelo método ϵN , e em correções para considerar os efeitos do limiar, carga média e tenacidade, foi capaz de descrever adequadamente a propagação das trincas de fadiga nos diversos materiais analisados.

7. Referências

- .Chand,S. & Garg,S.B.L., 85 "Crack Propagation Under Constant Amplitude Loading" Eng.Fract.Mech. 21, pp.1-30
- .Creager,M. & Paris,P.C., 67 "Elastic Field Equations for Blunt Cracks with Reference to Stress Corrosion Cracking",Int.J.Fract.Mech. 3, pp.247-252
- .Dowling,N.E., 93 "Mechanical Behavior of Materials", Prentice Hall
- .Ellyin,F. & Kujawsky,D., 89 "Generalization of Notch Analysis and its Extension to Cyclic Loading", Eng.Fract.Mech. 32, pp.819-826
- .Fuchs,H.O. & Stephens,R.I., 80 "Metal Fatigue in Engineering", Wiley
- .Gemma,A.E., 85 "An Approximate Elastoplastic Analysis of the Effect of Plane Strain at the Surface of a Notch", Eng.Fract.Mech. 21, pp.495-501
- .Glinka,G., 85 "Energy Density Approach to Calculation of Inelastic Strain-Stress Near Notches and Cracks", Eng.Fract.Mech. 22, pp.485-508
- .Hoepfner,D.W. & Krupp,W.E., 74 "Prediction of Component Life by Application of Fatigue Crack Growth Knowledge", Eng.Fract.Mech. 6, pp.47-70
- .Hutchinson,J.W., 79 "Nonlinear Fracture Mechanics", Tec.U.Denmark
- .Kenedi,P.P., 91 "Estimativa da Taxa de Propagação de Trincas de Fadiga a Partir de Propriedades Mecânicas Cíclicas", Tese de Mestrado, Dept.Eng.Mecânica PUC/RJ
- .Kenedi,P.P. & Castro,J.T.P., 92 "Avaliação de Taxas de Fadiga pelo Método ϵN ", Anais do VII SIBRAT, pp. 269-278, ABCM
- .Kujawsky,D. & Ellyin,F., 87 "A Fatigue Crack Growth Model With Load Ratio Effects", Eng.Fract.Mech. 28, pp.367-378
- .Latzko,D.G.II. et al., 84 "Post-Yield Fracture Mechanics", 2nd.ed., Elsevier
- .Majundar,S. & Morrow,J.D. "Correlation Between Fatigue Crack Propagation and Low Cycle Fatigue Properties", T.&A.M. report 364 U.Illinois

.Rice,R.C., 88 "Fatigue Design Handbook", 2nd.ed., SAE

.Schwalbe,K.H. 74 "Comparison of Several Fatigue Crack Propagation Laws with Experimental Results", Eng.Fract.Mech. 6, pp.325-341

.Schwalbe,K.H. 77 "Some Aspects of Crack Propagation Under Monotonic and Cyclic Load", Eng.Fract.Mech. 9, pp.547-556

.STP 687, Chang,J.B., 79 "Part-Through Crack Fatigue Life Prediction", ASTM

.STP 748, Chang,J.B. & Hudson,C.M., 81 "Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading", ASTM

.Suresh,S., 91 "Fatigue of Materials", Cambridge

CORRELATION BETWEEN THE FATIGUE CRACK GROWTH RATE AND THE ELASTO-PLASTIC HYSTERESIS LOOP

Abstract

The Coffin-Manson and the Paris methods, which are normally used in a supplementary but impervious way in the dimensioning against the crack initiation and propagation phases of the fatigue process, are correlated through a series of simple and didactic appealing models. All the proposed models use the classical engineering routines based on cyclic mechanical properties and on the Miner's linear damage accumulation rule. The simpler one uses a singular plastic strain field to estimate the crack growth propagation rate, whereas the more complex recognize the finite dimension of the fatigue crack tip radius, and use various strain concentration rules to quantify the maximum strain amplitude. The models are easy to apply and to phenomenological justify, and they present a very encouraging correlation with experimental results reported in the literature.

Keywords: Fatigue, Crack Growth Rate, Low-Cycle Fatigue

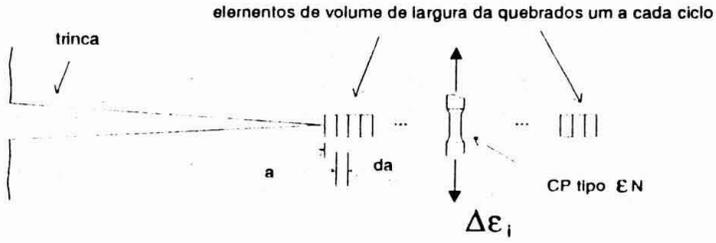


Figura 1 - Crescimento da trinca causada pela quebra sequencial de Corpos de Prova tipo EN

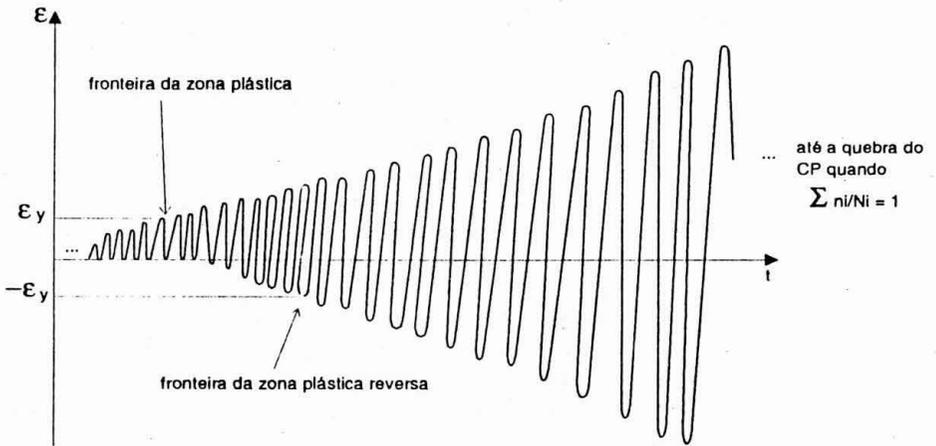


Figura 2 - História esquemática das deformações atuantes em cada um dos CPs

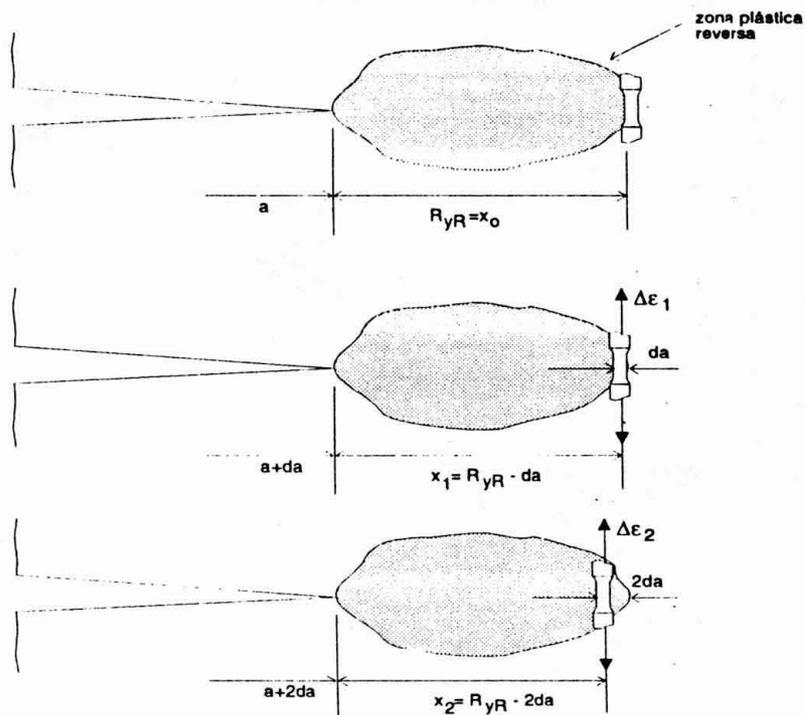


Figura 3 - Esquema do avanço da trinca e das solicitações em cada CP, à medida que a ponta da trinca dele se aproxima

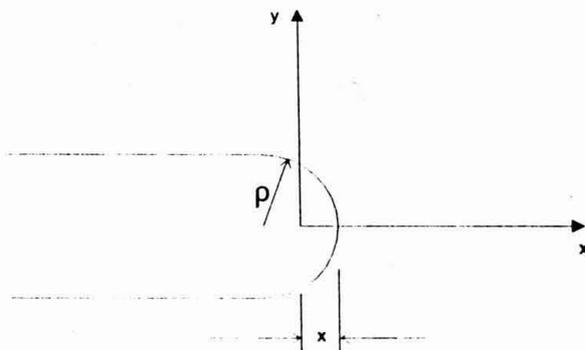


Figura 4 - Translado da origem do eixo de coordenadas da ponta para uma distância x dentro da trinca. Para Creager $x = \rho/2$

Figura 5: AÇO 4340

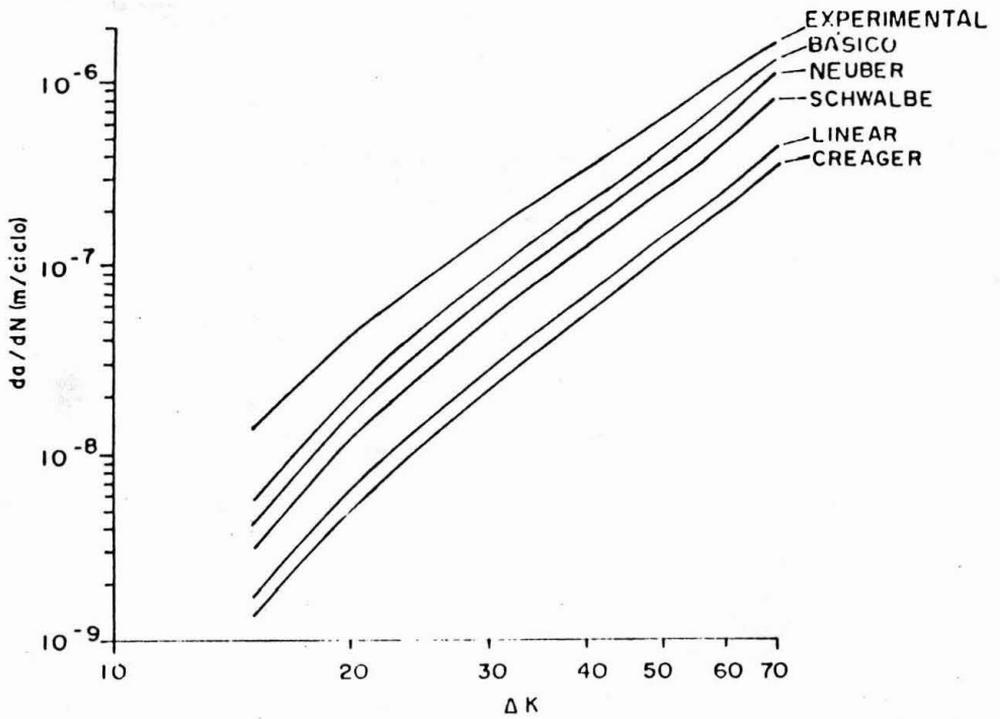


Figura 6: AÇO 8620

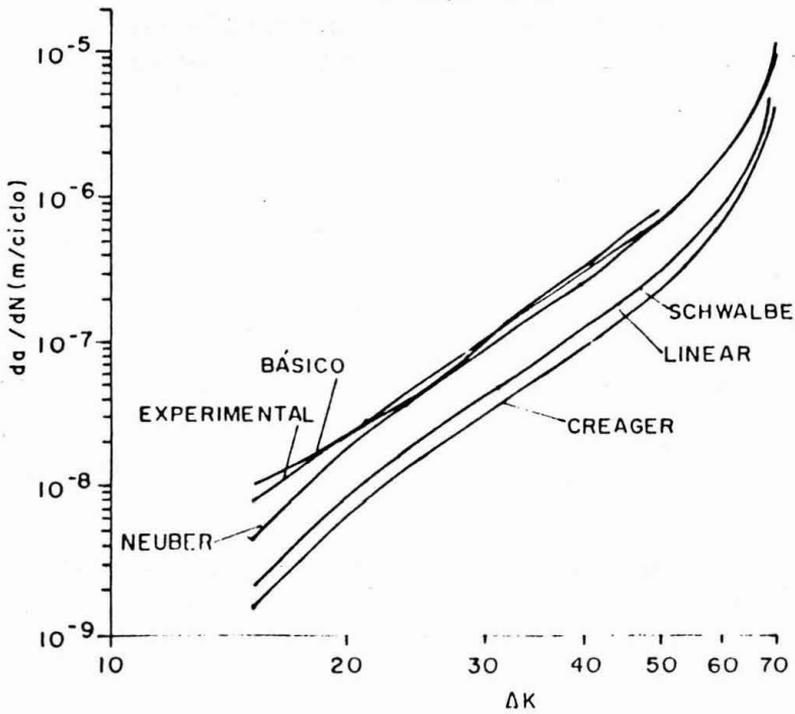


Figura 7: AÇO A533-B

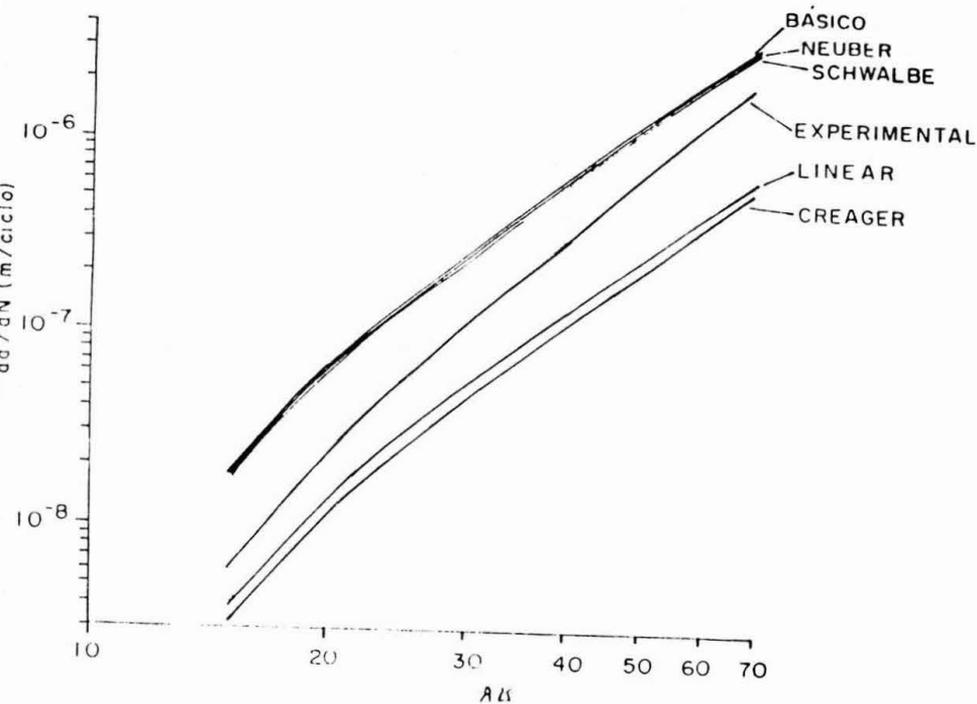


Figura 8: AÇO C Mn

