

ESTUDO ESTATÍSTICO DAS ESTIMATIVAS DE TAXAS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA DE FADIGA EM 250 MATERIAIS ESTRUTURAIS

Marco Antonio Meggiolaro¹
Jaime Tupiassú Pinho de Castro²

Resumo

As propriedades das curvas de propagação de trinca por fadiga medidas na temperatura ambiente de 250 materiais, incluindo 94 aços, 98 ligas de alumínio, 39 ligas de titânio e 19 superligas de níquel coletadas de diversas fontes na literatura, são estudadas estatisticamente. A partir destes dados, novas estimativas para as taxas da/dN são propostas para cada família de ligas e comparadas com regras clássicas como as propostas por Rolfe e Barsom. Estimativas de da/dN na fase II baseadas nas medianas dos dados experimentais são obtidas para cada família de ligas. As medianas, por não serem influenciadas pelas caudas das distribuições estatísticas, em geral produzem melhores estimativas que as médias. Além disso, estimativas sigmoidais (que incluem as fases I e III) são obtidas para as ligas de alumínio, modeladas a partir da regra de Forman-Newman. Efeitos da temperatura em da/dN são também estudados a partir de 20 corpos de prova de aço inox austeníticos, 14 de ligas de alumínio da série 2000, 25 de Ti 6Al 4V, e 22 de Inconel 718 sob temperaturas entre -269 e 538°C .

Palavras-chave: fadiga, estimativas, propagação de trinca.

59^o Congresso Anual da ABM - 19 a 22 de Julho de 2004, São Paulo, SP

¹Eng.Mecânico, Ph.D., Prof. Visitante Dept. Engenharia Mecânica PUC-Rio

²Eng.Mecânico, Ph.D., Prof. Dept. Engenharia Mecânica PUC-Rio

1. Introdução

Paris [1] foi quem primeiro demonstrou convincentemente que é o fator de intensidade de tensões ΔK (e não a gama das tensões $\Delta\sigma$) o parâmetro que controla a taxa de propagação de trincas por fadiga da/dN , testando duas placas trincadas idênticas, de mesma largura w , espessura t e material (Al 2024T3), sob uma mesma carga ΔP . Só que numa delas ele aplicou a carga na borda da trinca (via um pino bipartido), enquanto na outra a carga foi aplicada na borda da placa. Nesta, da/dN cresceu com o comprimento a da trinca e naquela decresceu com a , apesar de ambas estarem submetidas à mesma gama de tensões $\Delta\sigma = \Delta P/wt$, que assim não podia estar controlando a propagação das trincas por fadiga. Mas as duas placas geraram curvas $da/dN \times \Delta K$ idênticas (pois na carregada pelas bordas $\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi a}$ cresce com a , enquanto na carregada pelas faces da trinca $\Delta K = \Delta\sigma \cdot w/\sqrt{\pi a}$ diminuiu quando a trinca crescia), provando que ΔK controlava da/dN . A partir destes testes, Paris propôs sua clássica regra que prevê uma relação parabólica entre da/dN e ΔK

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

onde A e m são propriedades do material, que devem ser medidas em testes de propagação de trincas por fadiga, e m é um número tipicamente entre 2 e 5.

Porém, a regra de Paris só descreve bem a fase II das curvas $da/dN \times \Delta K$, e só pode ser usada para prever vidas à fadiga nesta fase, pois em geral, a carga média, a microestrutura, a carga de abertura da trinca, a espessura da peça e o meio ambiente também influem em da/dN , vide Fig. 1.

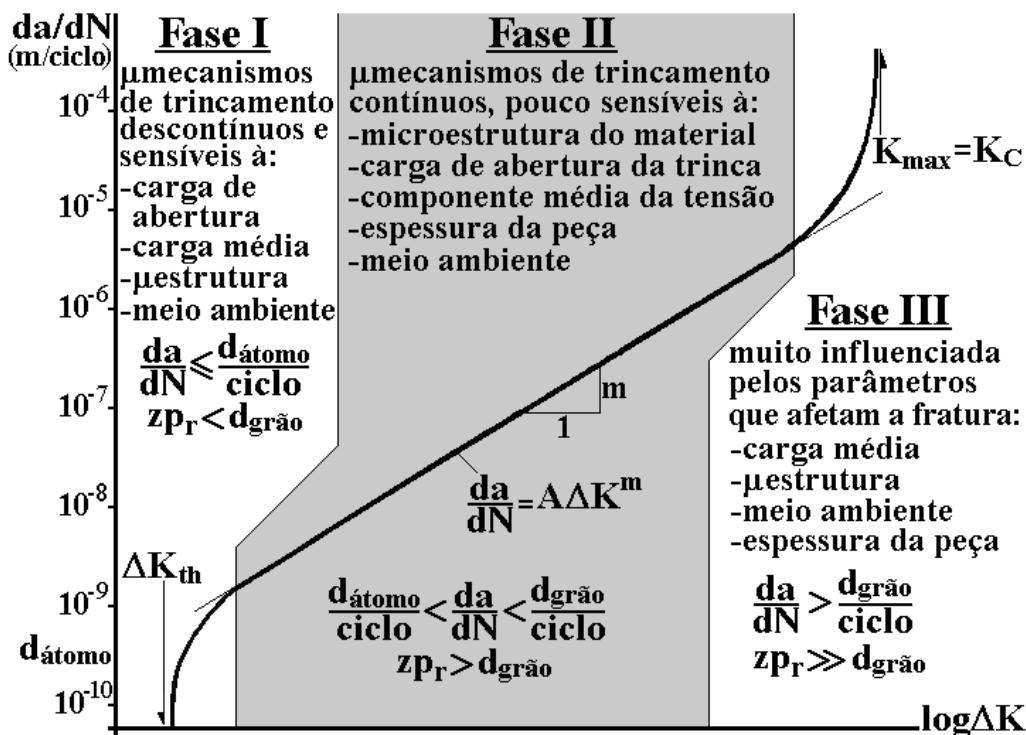


Figura 1 – Curva de propagação de trincas por fadiga típica

Usar a regra de Paris para prever a vida residual à fadiga de estruturas trincadas reais pode ser anti-econômico ou até perigoso, pois ela não reconhece parâmetros importantes como o limiar de propagação de trinca ΔK_{th} , a tenacidade à fratura K_C , ou efeitos da carga média.

Desse modo, a lei de Paris gera previsões não-conservativas na fase III (ΔK grandes), fato inadmissível na prática, e previsões excessivamente conservativas na fase I (sob ΔK pequenos). Nestes casos, as previsões por Paris podem ser imprecisas demais, pois a maior parte da vida à fadiga das estruturas trincadas em geral é gasta quando ΔK é próximo de ΔK_{th} (o que pode ocorrer quando as trincas são pequenas ou então, o que nem sempre é devidamente reconhecido, após a aplicação de sobrecargas que podem retardar as taxas da/dN ou mesmo parar a trinca).

Por isso, várias outras regras foram propostas para descrever melhor a curva da/dN e os efeitos de ΔK_{th} , da tenacidade K_C , da carga de abertura K_{ab} , e da carga média, em geral quantificada pela razão $R = K_{min}/K_{max}$ ou por $K_{max} = \Delta K/(1-R)$. A regra mais simples adapta a idéia do ΔK efetivo de Elber [2], $\Delta K_{ef} = (K_{max} - K_{ab})$, para modelar a cauda da fase I, e supõe que como da/dN = 0 se $\Delta K \leq \Delta K_{th}$, então a taxa da/dN deve variar com $(\Delta K - \Delta K_{th})$ para atingir o limiar corretamente:

$$\frac{da}{dN} = A \cdot (\Delta K - \Delta K_{th})^m \quad (2)$$

onde A e m são propriedades do material, diferentes das constantes de Paris.

Outras regras usadas na prática incluem as propostas por Forman [3], Priddle [4], Walker [5], Hall [6], Collipriest [7], além de várias modificações destas equações propostas em [8] para modelar as 3 fases da curva da/dN. Forman-Newman [9], um modelo mais recente usado pela NASA para descrever as 3 fases da curva da/dN, também considera o efeito de K_{ab} via um fator de abertura de trinca $f = K_{ab}/K_{max}$:

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \left(\frac{1-f}{1-R} \Delta K\right)^m \frac{(1 - \Delta K_{th}/\Delta K)^p}{(1 - K_{max}/K_C)^q} \quad (3)$$

onde A, m, p e q são propriedades do material.

Na ausência de resultados experimentais confiáveis, é importante dispor de regras para estimar tão precisamente quanto possível as curvas da/dN dos principais materiais estruturais. A estimativa de Barsom [10] para a regra de Paris dos aços é muito popular, e se baseia na sua microestrutura:

$$da/dN = 6.9 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^3 \text{ (ferrítico-perlíticos)} \quad (4)$$

$$da/dN = 1.35 \cdot 10^{-10} \cdot \Delta K^{2.25} \text{ (martensíticos)} \quad (5)$$

$$da/dN = 5.6 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{3.25} \text{ (austeníticos)} \quad (6)$$

onde ΔK é dado em $MPa\sqrt{m}$ e da/dN em m/ciclo. Estas estimativas são muito usadas na prática, mas elas não só sofrem todas as limitações da regra de Paris, como também podem diferir muito dos resultados experimentais, por terem sido baseadas em um número bem limitado de materiais, como estudado a seguir.

2. Estimativas das Taxas de Propagação de Trincas

Curvas de propagação de trinca de 250 materiais estruturais, medidas à temperatura ambiente e $R = 0$, foram obtidas da literatura [11-14] e incorporadas no banco de dados do programa ViDa, desenvolvido para automatizar os cálculos de iniciação e propagação de trincas [15]. A partir das curvas de 94 aços estruturais (vide Fig. 2), foi possível obter uma estimativa que melhor ajustou por Paris a fase II daqueles vários aços (em m/ciclo):

$$da/dN = 5.0 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^3 \text{ (94 aços)} \quad (7)$$

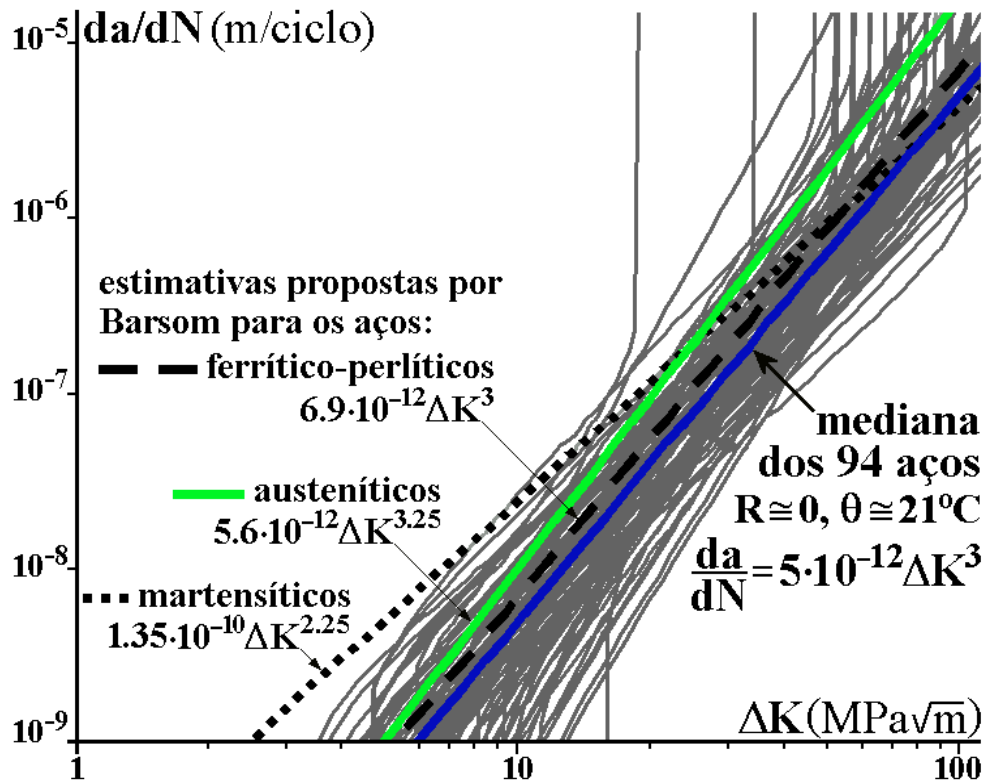


Figura 2 – Estimativa das medianas para as curvas da/dN de 94 aços

A estimativa acima foi obtida considerando-se as medianas individuais de cada um dos parâmetros A e m de Paris. O uso de parâmetros medianos em geral resulta em estimativas com boas médias e excelentes medianas [16]. Não é aconselhável utilizar as médias dos parâmetros, pois estas podem ser muito influenciadas pelos valores extremos ou pelas caudas das distribuições estatísticas.

Não foi possível ajustar satisfatoriamente uma curva de Forman-Newman universal aos 94 aços, devido à alta dispersão dos ΔK_{th} e K_C e à inclinação provavelmente exagerada das fases I e III das curvas originais.

Pode-se observar na figura anterior que as estimativas de Barsom prevêem que os aços austeníticos têm taxas da/dN maiores que os ferrítico-perlíticos, cujas taxas estimadas são sempre maiores que a estimativa das medianas. Além disso, quando comparada com os dados da figura, a estimativa de Barsom para as taxas da/dN dos aços martensíticos é muito conservativa para baixos ΔK .

O mesmo procedimento de ajuste foi usado com dados de 98 ligas de alumínio à temperatura ambiente, obtendo-se uma estimativa das medianas:

$$da/dN = 3.5 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{3.5} \quad (98 \text{ ligas de Al}) \quad (8)$$

Como as transições das fases I e III das 98 ligas de alumínio são mais suaves que a dos 94 aços, também é possível obter uma estimativa das medianas sigmoidal, a partir das medianas dos parâmetros da equação de Forman-Newman:

$$\frac{da}{dN} = 1.4 \cdot 10^{-10} \cdot \Delta K^{2.8} \frac{\sqrt{(1-3.2/\Delta K)}}{1-\Delta K/32} \quad (98 \text{ ligas de Al}) \quad (9)$$

Devido ao grande volume de dados das ligas de alumínio das séries 2000 e 7000, foi possível também ajustar estimativas das medianas específicas para cada uma delas:

$$da/dN = 1.2 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{3.9} \quad (40 \text{ ligas de Al 2xxx}) \quad (10)$$

$$\frac{da}{dN} = 5.9 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{3.1} \frac{\sqrt{(1-3.2/\Delta K)}}{1-\Delta K/30} \quad (40 \text{ ligas de Al 2xxx}) \quad (11)$$

$$da/dN = 7.5 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{3.2} \quad (54 \text{ ligas de Al 7xxx}) \quad (12)$$

$$\frac{da}{dN} = 4 \cdot 10^{-10} \cdot \Delta K^{2.4} \frac{\sqrt{(1-3.2/\Delta K)}}{1-\Delta K/32} \quad (54 \text{ ligas de Al 7xxx}) \quad (13)$$

A Fig. 3 mostra as curvas experimentais e as estimativas das medianas das ligas de alumínio estudadas. Em particular, nota-se que as ligas Al 7xxx apresentam em média (apesar das altas dispersões) maiores taxas da/dN que os Al 2xxx sob ΔK baixos, e menores da/dN sob ΔK altos.

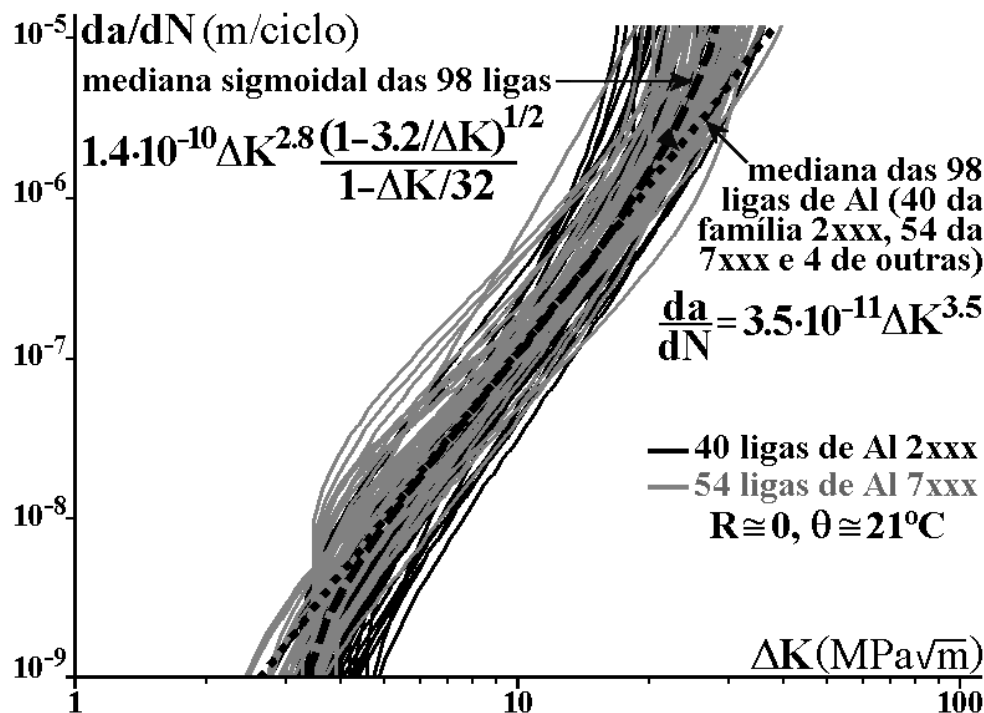


Figura 3 – Estimativa das medianas para as curvas da/dN de 98 ligas de alumínio

Estimativas das medianas foram também obtidas para 39 ligas de titânio e 19 de níquel à temperatura ambiente (vide Figs. 4 e 5):

$$da/dN = 6 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{3.5} \quad (39 \text{ ligas de titânio}) \quad (14)$$

$$da/dN = 2 \cdot 10^{-13} \cdot \Delta K^{3.9} \quad (19 \text{ superligas de níquel}) \quad (15)$$

A partir deste estudo, pode-se concluir que, dentre os 250 materiais estudados, para um dado ΔK as taxas da/dN são em média menores para as superligas de níquel, seguidas pelos aços, titânios e alumínio (exceto sob altos ΔK , onde os aços apresentam as menores taxas), vide Fig. 6. Note na Fig. 6 que, como os expoentes de Paris obtidos pelas estimativas das medianas das ligas de alumínio e de titânio são iguais, pode-se concluir que em média as taxas da/dN dos alumínio são quase 6 vezes maiores que as dos titânio para qualquer ΔK . Na próxima seção, estudos limitados são feitos sobre a influência da temperatura nas taxas de propagação de trinca.

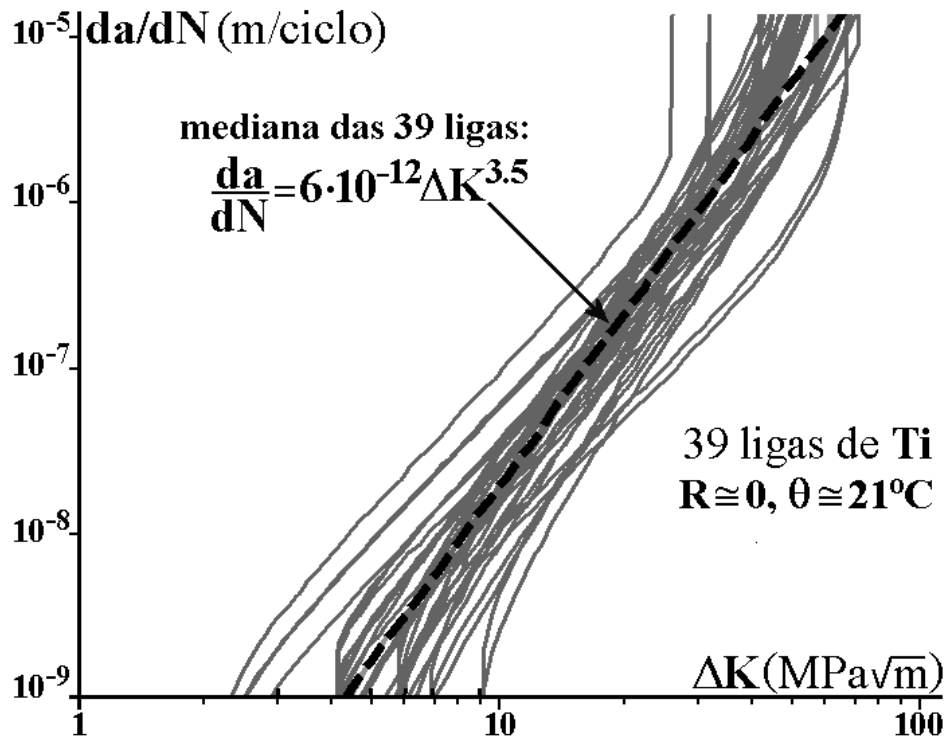


Figura 4 – Estimativa das medianas para as curvas da/dN de 39 ligas de titânio

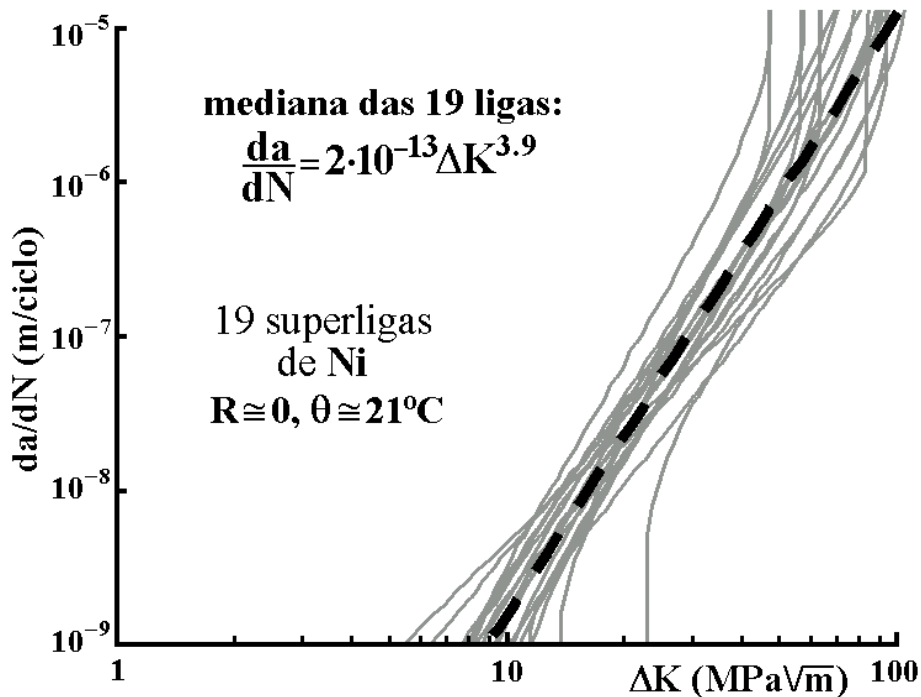


Figura 5 – Estimativa das medianas para as curvas da/dN de 19 ligas de níquel

3. Efeitos da Temperatura na Taxa da/dN

As taxas da/dN medidas sob altas temperaturas são geralmente mais altas, pois as deformações plásticas ocorrem mais facilmente à medida que a temperatura aumenta. Além disso, sob temperaturas altas, os contornos de grão podem se tornar menos resistentes que a matriz, fazendo com que a propagação passe a ser intergranular ao invés de transgranular.

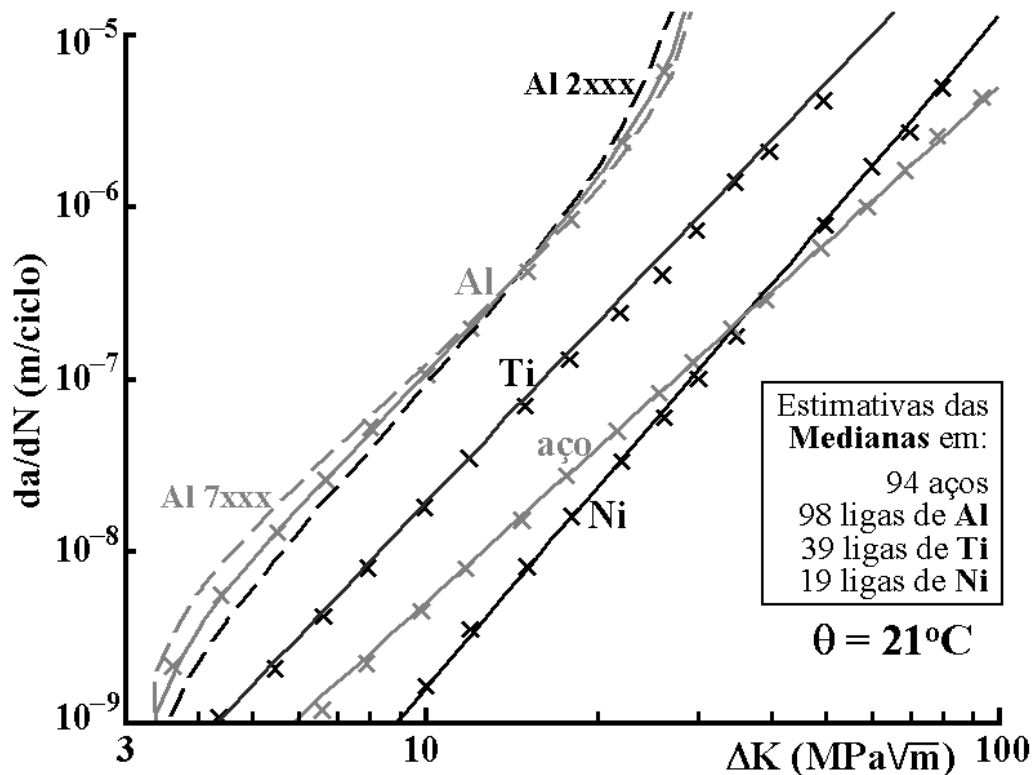


Figura 6 – Estimativas das medianas para as curvas da/dN dos 250 materiais estudados na temperatura ambiente (21°C) e $R = 0$

Já sob temperaturas muito baixas, da/dN tende a ser menor pois a resistência ao escoamento S_E em geral cresce, diminuindo as deformações plásticas à frente da trinca e, portanto, dificultando sua propagação. Além disso, há menos umidade (menor pressão de vapor d'água), diminuindo efeitos de corrosão em meios gasosos. Porém, quando a tenacidade decresce sob baixa temperatura (como nos aços ferríticos, e.g.), a taxa da/dN pode aumentar (e até mesmo ultrapassar as taxas à temperatura ambiente) quando K_{max} se aproxima de K_C .

A Fig. 7 ilustra o efeito da temperatura θ na taxa da/dN dos aços inox austeníticos da série 300. Note que há variação significativa da inclinação da curva da/dN sob altas temperaturas. Além disso, a estimativa de Barsom para os aços austeníticos é conservativa para os inox da série 300, sendo superada apenas sob altas temperaturas sob ΔK também alto. O aumento de da/dN com a temperatura também é evidente na superliga de níquel Inconel 718, especialmente para baixos ΔK , vide a Fig. 8. Já a Fig. 9 mostra que as ligas Al 2xxx apresentam claramente uma redução nas taxas da/dN sob temperaturas muito baixas. Essa tendência de redução de da/dN sob baixas temperaturas também é observada em corpos de prova de Ti 6Al 4V, apesar das dispersões, vide Fig. 10.

Qualitativamente, em todos os casos acima, a tendência da taxa da/dN é diminuir sob temperaturas muito baixas (exceto quando próximo de K_C) e aumentar sob temperaturas altas, como esperado. No entanto, a alta dispersão dos dados disponíveis não permitiu que se estabelecesse uma correlação quantitativa entre da/dN e a temperatura. Isto deve-se à complexa fenomenologia do problema, que pode envolver crescimento de trinca por fluência, criando uma dependência significativa de da/dN na frequência.

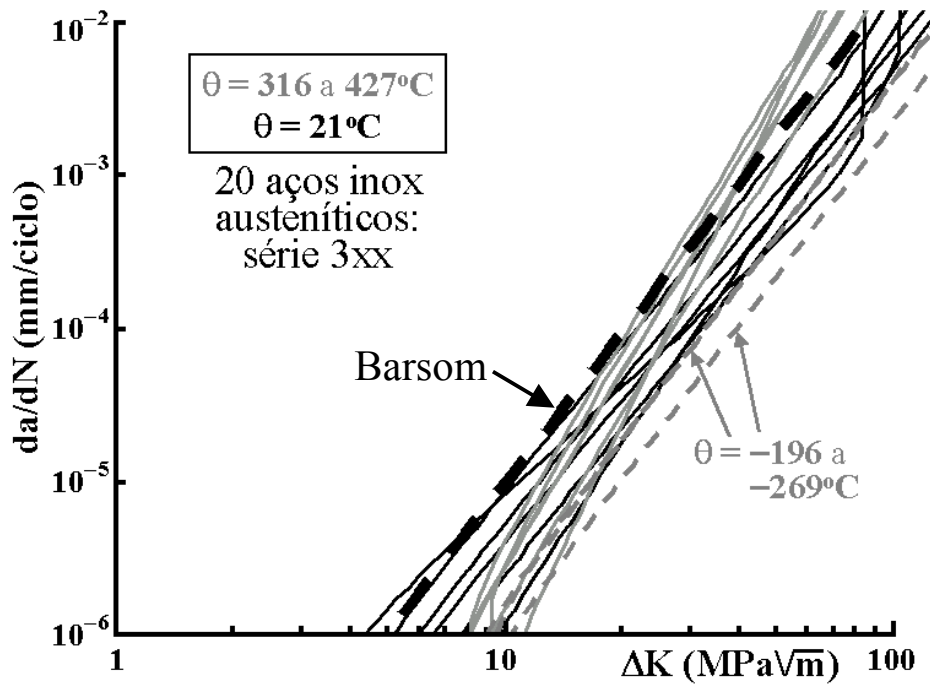


Figura 7 – Efeito da temperatura nas curvas da/dN de aços inox da série 300

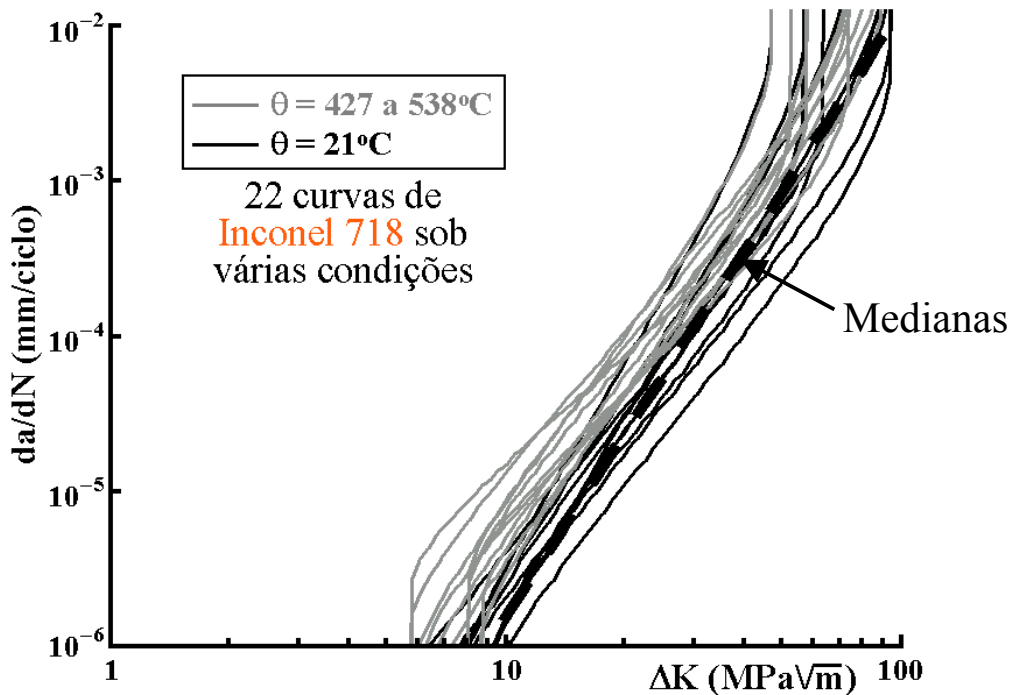


Figura 8 – Efeito da temperatura nas curvas da/dN da superliga Inconel 718

4. Conclusões

Curvas de propagação de trinca de 250 materiais foram estudadas estatisticamente, e novas estimativas para as taxas da/dN foram propostas para várias famílias de ligas. Concluiu-se que as estimativas de Rolfe-Barsom para aços são em geral conservativas, em especial para os martensíticos sob ΔK baixos, e que os Al da série 7000 apresentam em média maiores taxas da/dN que os da série 2000 sob ΔK baixos, porém menores taxas sob ΔK altos. Dados coletados entre 316 e 538°C mostram que as taxas da/dN tendem a aumentar com a temperatura, e entre -269 e

-196°C confirmam esta tendência, porém na fase III as taxas sob baixas temperaturas costumam aumentar devido à diminuição da tenacidade à fratura.

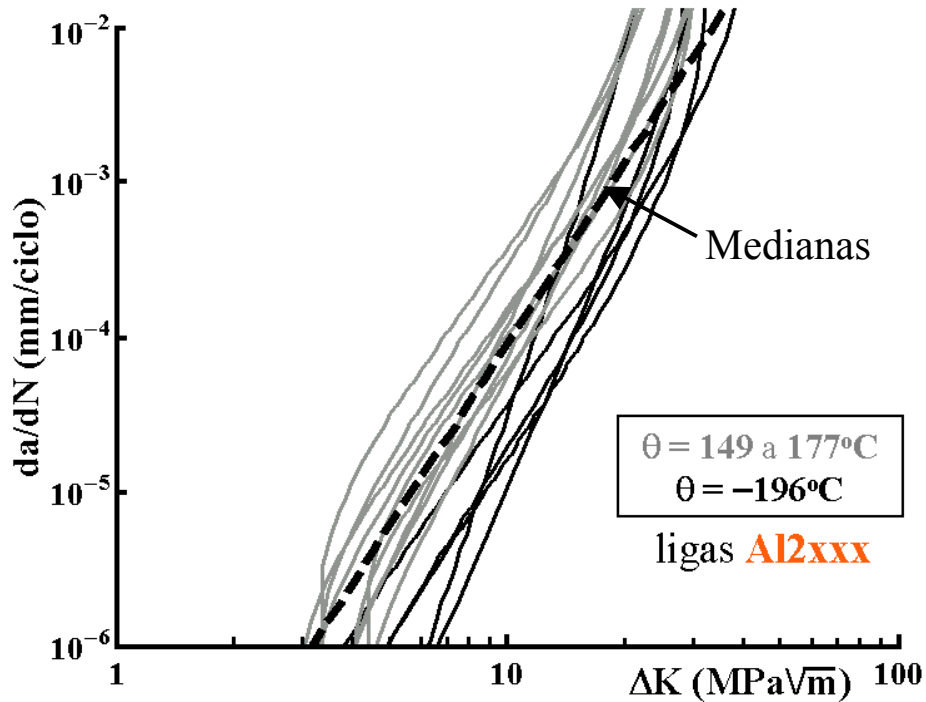


Figura 9 – Efeito da temperatura nas curvas da/dN de ligas de alumínio série 2000

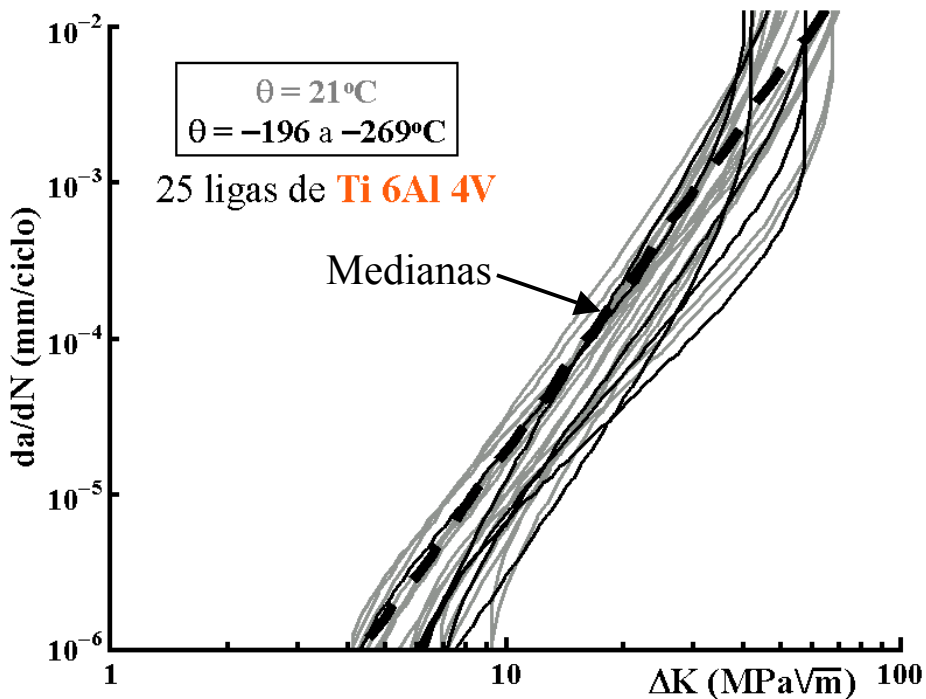


Figura 10 – Efeito da temperatura nas curvas da/dN da liga Ti 6Al 4V

5. Referências

- [1] PARIS, P.C.; ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. **J. Basic Engineering**, v.85, pp.528-534, 1963.
- [2] ELBER, W. The Significance of Fatigue Crack Closure, Damage Tolerance of Aircraft Structures, **ASTM STP 486**, pp.230-242, 1971.

- [3] FORMAN, R.G.; KEARNEY, V.E.; ENGLE, R.M. Numerical Analysis of Crack Propagation in a Cyclic-Loaded Structure. **J. Basic Eng.**, v.89, n.3, pp.459-464, 1967.
- [4] PRIDDLE, E.K.; WALKER, F.E. Effect of Grain-Size on Occurrence of Cleavage Fatigue Failure in 316 Stainless-Steel. **J. Mater. Sci.**, v.11, n.2, pp.386-388, 1976.
- [5] WALKER, K. Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life. **ASTM STP 462**, pp.1-14, 1970.
- [6] HALL, L.R.; SHAH, R.C.; ENGSTROM, W.L. Fracture and Fatigue Crack Growth Behavior of Surface Flaws and Flaws Originating at Fastener Holes. Air Force Flight Dynamics Lab., **AFFDL-TR-74-47**, 1974.
- [7] COLLIPRIEST, J.E.; EHRET, R.M. A Generalized Relationship Representing the Sigmoidal Distribution of Fatigue Crack Growth Rates. **Rockwell Int. # SD74-CE-0001**, 1974.
- [8] MEGGIOLARO, M.A.; CASTRO, J.T.P. Equacionamento da Curva de Propagação de Trincas por Fadiga. Anais do **2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais**, ABM, 1997.
- [9] FORMAN, R.G.; METTU, S. Behavior of Surface and Corner Cracks Subjected to Tensile and Bending Loads in Ti6Al4V Alloy. **ASTM STP 1131**, pp.519-546, 1992.
- [10] BARSOM, J.M.; ROLFE, S.T. **Fracture and Fatigue Control in Structures**, ASTM 1999.
- [11] LAWRENCE, V.; FORMAN, R.G. Structure and Applications of the NASA Fracture Mechanics Database, **ASTM STP 1140**, 1992.
- [12] HUDSON, M.C.; SEWARD, S.K. Compendium of Sources of Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Data for Metallic Alloys. **Int. J. of Fracture**, part 1 in v.14, p.R151-R184, 1978, and part 2 in v.20, pp.R59-R117, 1982.
- [13] GALLAGHER, J. **Damage Tolerant Design Handbook**, USAF 1983.
- [14] HENKENER, J.A.; FORMAN, R.G. Fatigue Crack Growth and Fracture Toughness Data for Selected Space Systems Structural Alloys, NASA 1991.
- [15] MEGGIOLARO, M.A.; CASTRO, J.T.P. ViDa 98 - Danômetro Visual para Automatizar o Projeto à Fadiga sob Carregamentos Complexos. **J. Brazilian Society of Mechanical Sciences (RBCM)**, v. 20, n. 4, p. 666-685, 1998.
- [16] MEGGIOLARO, M.A.; CASTRO, J.T.P. Estudo Estatístico das Vidas Previstas pelas Estimativas dos Parâmetros de Coffin-Manson, **57º Congresso Anual da ABM - Internacional**, São Paulo, SP, pp.1029-1038, 2002.

STATISTICAL ANALYSIS OF FATIGUE CRACK GROWTH ESTIMATES OF 250 STRUCTURAL MATERIALS

**Marco Antonio Meggiolaro
Jaime Tupiassú Pinho de Castro**

Abstract

In this work, crack propagation equations of 250 materials are studied. The materials, collected from the literature, include 94 steels, 98 aluminum, 39 titanium and 19 nickel alloys, measured under room temperature. From this data, new estimates for the crack propagation rate da/dN are proposed for each alloy family and compared to classical rules such as the ones proposed by Rolfe and Barsom. Estimates of phase II growth are obtained based from the medians of the experimental data. Sigmoidal estimates (which include phases I and III) are also obtained for aluminum alloys, represented using Forman-Newman's equation. Temperature effects on da/dN are also studied from 20 test specimens made of austenitic stainless steels, 14 aluminum alloys, 25 samples of Ti 6Al 4V, and 22 of Inconel 718 under temperatures between -269 and 538°C .

Key-words: fatigue, estimates, crack propagation.