



UNICAMP

## CORRELAÇÃO MICROESTRUTURA E DANOS POR FADIGA EM UM MATERIAL COMPÓSITO DE MATRIZ METÁLICA

JESUALDO LUIZ ROSSI

Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares IPEN-CNEN/SP  
Caixa Postal 11049 CEP 05422-970 São Paulo - SP



cbecimat

A perda da rigidez pelo acúmulo de danos por fadiga em materiais compósitos reforçado com fibras contínuas, tem sido observada em diversos sistemas matriz/fibras. O objetivo deste trabalho é estabelecer uma correlação entre a microestrutura e danos por fadiga em uma liga de alumínio - 7% de silício reforçada com fibras contínuas de boro recobertas com carboneto de silício. Observações metalográficas mostraram que há trincas na matriz e que estas não se propagam através das fibras. As trincas induzidas por fadiga usualmente se iniciam na superfície livre e também dentro do material compósito em finais de fibras e em imperfeições. Evidências também sugerem que trincas por fadiga têm início em partículas intermetálicas. Dependendo da amplitude da tensão de ensaio de fadiga, estas trincas aparecem cedo e seu crescimento macroscópico ocorre durante a maior porção da vida em fadiga.

### INTRODUÇÃO

Vários estudos, experimentais ou teóricos, têm mostrado que a amplitude da componente plástica da deformação é o fator que controla o processo de acumulação de danos por fadiga. Foi também demonstrado que uma característica importante dos materiais metálicos é a sua reação à deformação plástica[1]. Diversos autores[2-6] mostraram que em materiais compósitos, as variações na rigidez com o número de ciclos de fadiga aplicados é uma indicação de danos por fadiga. A fadiga de materiais compósitos de matriz metálica pode ser complexa, com a matriz participando ativamente no processo devido à sua resistência e rigidez relativamente alta quando comparada às das fibras. Uma comparação entre a fadiga de metais com o fenômeno de fadiga em materiais compósitos de matriz metálica, reforçados por fibras contínuas, foi objeto de outra publicação[7].

O objetivo deste trabalho foi estabelecer uma correlação entre a microestrutura e danos por fadiga em uma liga de alumínio - 7% de silício reforçada com fibras contínuas de boro recobertas com carboneto de silício.

### EXPERIMENTAL

O material compósito usado neste trabalho foi fabricado pela técnica de infiltração metálica líquida[8-9]. Por esta técnica foram produzidos materiais compósitos com fração volumétrica de fibras de 28%. O reforço utilizado consistiu de fibras de boro com diâmetro de 0,142 mm. Estas fibras foram recobertas com carboneto de silício com uma espessura de 2 µm que serviu como barreira à reação do alumínio líquido com o boro elementar. A matriz usada para infiltrar as fibras foi uma liga de alumínio com silício de alta fundibilidade. A composição química da liga usada foi semelhante à da liga ASM A356.2 e é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química das ligas de alumínio(% em peso).

	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	
ASM A356.2	6,5	0,30	0,13	0,10	0,05	0,05	0,20	b
presente	7,5	0,45	0,25					
liga	7,83	0,33	0,14	-	0,01	0,01	0,07	

b) 0,05 max outros (cada); 0,15 outros (total); rem. Al.  
(-) nil

O material compósito foi testado na condição como recebido. Os testes de fadiga foram executados no modo tensão-tensão com carga controlada, a uma frequência de 20 Hz, em corpos de prova planos e sem seção reduzida. Para efeito de agarramento foram usadas almofadas de alumínio coladas ao corpo de prova. Todos os corpos de prova foram ciclados em níveis de tensão constante até a ruptura ou até

que pelo menos  $5 \times 10^6$  ciclos tenham sido decorridos. A razão de tensão utilizada foi  $R = 0,4$ . As medidas de deformação foram feitas por extensômetros do tipo "strain gauges".

Amostras para o exame metalográfico foram cortadas por meio de uma serra diamantada ou por eletro-erosão. As amostras dos corpos de prova foram tiradas no comprimento útil. As amostras foram embutidas em resina acrílica, lixadas e pré-polidas até um acabamento em pasta de diamante de 1/4 de µm. Uma suspensão de água e sílica coloidal foi usada no polimento final.

Algumas amostras do material compósito antes e após os ensaios mecânicos foram preparadas para exame em um microscópio eletrônico de transmissão (MET). As amostras foram preparadas pelo trepanamento por eletro-erosão de discos na direção transversal do material, i.e., na direção paralela às fibras. Estes discos foram mecanicamente cortados com uma espessura de 1 mm. Após o desbastamento mecânico destes discos até uma espessura aproximada de 300 µm, estes foram escavados até atingir uma espessura central de 30 µm e subsequentemente afinados por feixe de íons até perfuração.

Os danos por fadiga foram avaliados pela plotagem da variação fracional do módulo versus o número de ciclos decorridos. A variação fracional do módulo é definida por:

$$\Delta E = \frac{E - E_0}{E_0} \quad (1)$$

onde  $\Delta E$  representa a variação fracional do módulo,  $E$  é o módulo em determinado número de ciclos decorridos e  $E_0$  é o módulo inicial.

### RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### Danos por fadiga

Os danos por fadiga, avaliados a partir do gráfico da variação fracional de módulo versus número de ciclos decorridos são mostrados na Fig. 1, para diversas faixas de tensão. O sentido da tensão aplicada foi a  $0^\circ$  com a orientação das fibras. Pode-se notar que dependendo da faixa de tensão aplicada ( $\Delta S$ ), o material não apresentou variação fracional do módulo. Isto é, para tensões abaixo de 172 MPa, (Fig. 1), não ocorreu uma variação fracional do módulo. Se os danos por fadiga forem traduzidos por variações fracionais do módulo, pode-se sugerir que nestas condições, o material é à prova de fadiga. Isto se deveu a observação ou detecção de poucos ou nenhum dano por fadiga. Para faixas de tensão superiores, a variação fracional do módulo aumentou ligeiramente após alguns ciclos. Isto é atribuído ao endurecimento da matriz por deformação e também ao relinhamento mecânico das fibras. Para tensões superiores, e.g. 214 MPa, a variação fracional do módulo inicialmente aumentou, até atingir um patamar, quando começou a decrescer devido à danos por fadiga.

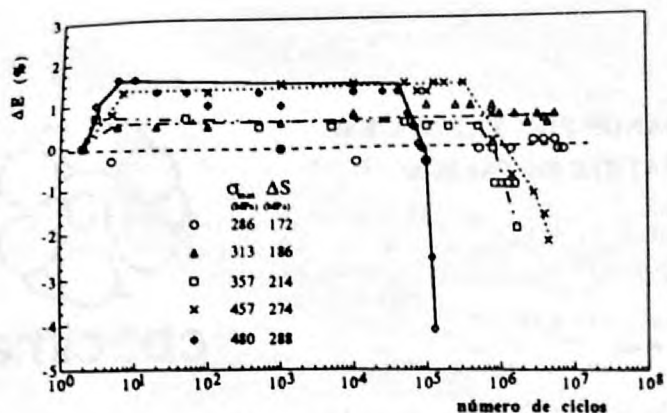


Figura 1. Variação fracional do módulo versus o log do número de ciclos em diferentes faixas de tensão.

### Caracterização microestrutural

A microestrutura do material composto na seção longitudinal, i.e., direção paralela às fibras, mostrou que a estrutura dendrítica não era bem definida, Fig. 2. Houve a precipitação de partículas em forma de plaquetas durante a solidificação que em seção pareciam agulhas longas. Estas plaquetas se encontravam interdispersas no eutético Al-Si. A microestrutura também mostrou a precipitação de uma fase globular ao redor das fibras. As plaquetas foram identificadas por espectroscopia de energia dispersiva como sendo intermetálicos a base de Fe, Si e Al com pequenas quantidades de Ni. A fase globular foi identificada como sendo constituída de Fe, Si, Al e Cr. A origem destes intermetálicos se deve principalmente à contaminação da liga de alumínio durante o processo de infiltração. Esta contaminação implicou em um aumento na quantidade e número de impurezas.

Um exame por microscopia eletrônica de transmissão mostrou que a densidade de discordâncias na liga de alumínio, longe de qualquer partícula de segunda fase ou de fibras, foi alta,  $\sim 3.5 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ . Esta alta densidade de discordâncias pode ser atribuída à deformação causada pelas diferenças nos coeficientes de expansão térmica ( $\sim 5:1$ ).



Figura 2. Micrografia eletrônica de varredura (sinal invertido) da seção transversal do material composto, mostrando as fibras, a matriz eutética do alumínio e alguns intermetálicos (contraste escuro).

### Caracterização microestrutural após os ensaios de fadiga

Observações metalográficas mostraram que dependendo da faixa de tensão aplicada, o material continha trincas na matriz. As fibras usualmente permaneceram intactas ancorando as trincas na matriz perpendiculares à tensão de tração, Fig. 3. Foi observado que as trincas na matriz muitas vezes se iniciavam na superfície livre do material, podendo também ter iniciado dentro do mesmo. As trincas internas podem ter como origem, os fins de fibra, fibras fraturadas durante o ensaio e em defeitos de fabricação. A Fig. 3 mostra um defeito de fabricação, uma porosidade, associada a uma trina por fadiga.

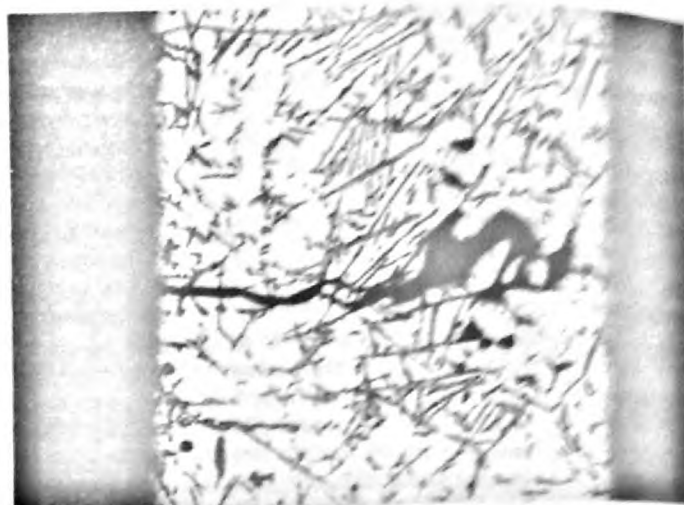


Figura 3. Micrografia óptica de uma seção longitudinal de material composto, testado em fadiga e mostrando trinca associada a porosidade. Observa-se também que a trinca não se propaga através da fibra.

A origem das trincas na superfície, Fig. 4, pode ser devido a operação de usinagem que pode quebrar as fibras na superfície. Partículas de segunda fase do tipo intermetálicos ou plaquetas de silício do eutético Al-Si também podem ser fraturadas durante a usinagem e originar trincas por fadiga. A operação de usinagem pode não ser necessariamente a única razão para o aparecimento de trincas superficiais. A deformação plástica na superfície do corpo de prova durante os testes de fadiga pode induzir trincas em partículas frágeis do tipo intermetálicos ou plaquetas de silício.



Figura 4. Micrografia óptica, seção longitudinal do material composto após ensaio de fadiga, mostrando trincas cuja origem foi a fratura de fibras junto à superfície.

Em um material composto onde a matriz é uma liga de alumínio-silício, a presença das plaquetas de silício e de intermetálicos com características diferentes da solução sólida de alumínio podem ser fontes de trincas. Estas partículas de segunda fase diferem química e estruturalmente da solução sólida de alumínio que as envolve. Elas têm ductilidade desprezível e podem até ter razão de aparência "aspect ratio".

A concentração de tensão em uma inclusão pode ocorrer devido a duas razões principais: a ocorrência de diferentes contrações térmicas durante o resfriamento e a concentração de tensões aplicadas remotamente devido a diferenças nas constantes elásticas entre a matriz e a inclusão [10]. Algumas observações indicam também que a energia elástica armazenada não constitui a única condição para a ocorrência de

uma trinca em uma partícula, a deformação plástica também deve ser levada em consideração[11]. Foi observado que trincas em plaquetas de silício embebidas em uma matriz de alumínio ocorrem progressivamente sob uma faixa de deformações plásticas. Alternativamente, a curva da fração de partículas fraturadas em função da deformação plástica extrapolava a incidência de fratura zero quando os valores de deformação ainda se encontravam na região elástica[11].

Evidências circunstanciais mostraram que a origem de trincas por fadiga no material compósito estudado podem ser atribuídas também à fratura de intermetálicos frágeis do tipo plaquetas. A Fig. 5 mostra a matriz da liga de alumínio entre duas fibras contendo uma trinca por fadiga que pode ter tido origem em um intermetálico. A trinca se estende por toda a dimensão longitudinal da plaqueta que estava orientada perpendicularmente à direção da tensão principal. A trinca neste caso pode ter sido causada pela deformação plástica da matriz fazendo com que o intermetálico aparentemente se abrisse ao meio.



Figura 5. Micrografia óptica, seção longitudinal do material compósito após ensaio de fadiga, mostrando trincas na matriz na região de um intermetálico.

Medidas de densidade de discordâncias por MET, em corpos de prova de fadiga, revelaram que não houve mudanças gerais quando comparado ao material recebido, Fig. 6. Isto significa que a deformação plástica na matriz de alumínio não é homogênea, devendo estar altamente concentrada ao redor das regiões da fratura. Deve ser mencionado que o material no estado como recebido apresentou uma alta densidade de discordâncias podendo ser considerado estar no estado deformado à frio.

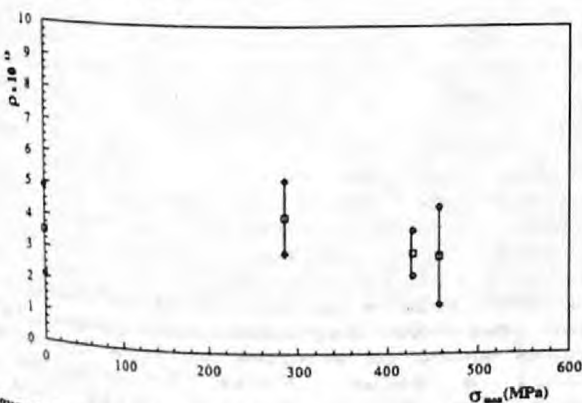


Figura 6. Variações na densidade de discordâncias na matriz de alumínio com a tensão máxima aplicada. O material foi testado na orientação de  $0^\circ$ .

Em suma, pode-se dizer que a perda de rigidez de um material compósito durante a sua vida em fadiga é devido a um acúmulo geral de danos. Estes danos são causados por trincas de fadiga que aparecem espalhadas em diversas regiões do material. Estas trincas na matriz podem, eventualmente, causar a fratura das fibras implicando em perda de rigidez. As trincas na matriz podem efetivamente diminuir a seção transversal do material ocasionando também perda de rigidez. As trincas na matriz quando encontram uma fibra podem: ou ser defletidas pela fibra, ou ramificar-se ao redor da fibra e causar um descolamento na interface fibra/matriz ou mesmo fraturar a fibra. No

caso do descolamento na interface, quando a trinca encontrar uma região da fibra intrinsicamente fraca, ela causa a sua ruptura. Este último fato pode ser responsável pelo aparecimento de algumas das pontas de fibras arrancadas ("pull out") que foram observadas.

As trincas de fadiga na matriz podem ter origem nas próprias fibras. Quando um final de fibra é encontrado dentro do material ele causa uma modificação nos campos de tensão e deformação das fibras e matriz. Nesta descontinuidade, a tensão precisa ser transferida da matriz para as fibras por forças de cisalhamento. Este fato pode levar ao aparecimento de trincas por fadiga nos finais de fibra. Estes finais de fibra não são os únicos causadores de trincas por fadiga. Os defeitos de fabricação, as interações interfaciais, as tensões residuais e partículas frágeis de segunda fase podem agir como pontos concentradores de tensão e por conseguinte induzir o aparecimento de trincas por fadiga.

## CONCLUSÕES

A avaliação da acumulação de danos por fadiga em termos de perda de rigidez indicou uma dependência com a tensão aplicada. Foi demonstrado que quando as tensões são mantidas abaixo de um determinado nível, a perda de rigidez devido a ciclagem em fadiga não ocorre.

Observações metalográficas revelaram que as trincas por fadiga iniciaram na superfície livre do corpo de prova devido a fibras quebradas. Internamente as trincas por fadiga podem ter iniciado em finais de fibras, defeitos de fabricação e partículas frágeis de segunda fase.

A observação de efeitos tão deletérios demonstram a necessidade da otimização de parâmetros de fabricação bem como da escolha de matrizes mais adequadas.

## REFERÊNCIAS

- [1] PUSKÁR, A. & GOLOVIN, S. A. *Fatigue in Materials: Cumulative Damage Process*. Materials Science Monographs No 24. Elsevier, 1985. p. 13, 197, 281.
- [2] STINCHCOMB, W. W.; REIFSNIDER, K. L.; MARCUS, L. A.; WILLIAMS, R. S. Effects of frequency on the mechanical response of two composite materials to fatigue loads. In: HANCOCK, J. R., ch. *Fatigue of Composite Materials*. ASTM STP 569, 1975. 115-29.
- [3] DVORAK, G. J. & JOHNSON, W. S. Fatigue of metal matrix composites. *Int. J. of Fracture*, 1980, 16: 585-607.
- [4] JOHNSON, W. S. Modelling stiffness loss in boron/aluminum laminates below the fatigue limit. In: O'BRIEN, T. K., ed. *Long Term Behavior of Composites*. ASTM STP 813, 1983. 160-76.
- [5] CHAREWICZ, A. & DANIEL, I. M. Damage mechanisms and accumulation in graphite/epoxy laminates. In: HAHN, H. T., ed. *Composite Materials: Fatigue and Fracture*. ASTM STP 907, 1986. 274-96.
- [6] KASEN, M. B.; SCHRAMM, R. E.; READ, D. T. Fatigue of composites at cryogenic temperatures. In: REIFSNIDER, K. L. & LAURAITIS, K. N., eds. *Fatigue of Filamentary Composite Materials*. ASTM STP 636, 1977. 141-51.
- [7] ROSSI, J. L. Compósitos de matriz metálica - propriedades em fadiga. In: Associação Brasileira de Metais, *ABM: anais do 47º Congresso Anual, realizado em Belo Horizonte, 10 - 13 Ago. 1992*, São Paulo, 1992, v. 2, 109-125.
- [8] MIKURA, N. Metal matrix composites - present applications and future potential. In: THE INSTITUTE OF METALS, *Abstracts conf. on...*, London, 23-24 Nov. 1987, 7/1-3.
- [9] Folheto de informação: *CRAY ADVANCED MATERIALS Ltd.*, Yeovil, Somerset, England.
- [10] LANKFORD, J. Effect of oxide inclusions on fatigue failure. *Int. Met. Rev.* Sep 1977, 221-8.
- [11] GANGULEE, A. & GURLAND, J. On the fracture of silicon particles in aluminum-silicon alloys. *Trans. AIME*, Feb 1967, 239: 269-72.

## SUMMARY

It has been shown that changes in stiffness are indicative of tensile fatigue damage in many fibre/matrix composite systems. The aim of this work is to establish a correlation between the microstructure and fatigue damage of an aluminium 7%-silicon alloy reinforced with boron fibres coated with silicon carbide. Metallographic observation showed that the fibres are usually retained intact, bridging matrix fatigue cracks which are perpendicular to the tensile stress direction. It has been observed that fatigue cracks usually initiate at free surfaces, but they also can initiate inside the composite at fractured fibres, fibre ends and at fabrication defects. Circumstantial evidence also suggests that cracks may be initiated at intermetallic particles. Depending on test stress range, these microcracks may appear early in life and their microscopic growth then takes place over the most portion of the fatigue lifetime.