

# Compósitos de matriz metálica e suas propriedades em fadiga

Jesualdo Luiz Rossi

*A fadiga de materiais metálicos sob carregamento cíclico é responsável por grande parte das rupturas e danos de partes ou estruturas inteiras. O reforço de ligas de alumínio com fibras de alta resistência e alto módulo de elasticidade consiste em um meio prático de aumentar significativamente a resistência mecânica e a rigidez. Isto também proporciona melhoria correspondente nas propriedades a alta temperatura, desempenho em fadiga e tenacidade à fratura. Este artigo procura traçar um paralelo entre certas características da fadiga clássica de metais e o comportamento em fadiga de materiais compósitos. Ênfase é dada à fadiga de materiais compósitos com matriz de liga de alumínio reforçada por fibras contínuas, produzidos pelo processo de aderência por difusão e por infiltração metálica líquida.*

## Introdução

A fadiga de materiais metálicos é causada por acumulação gradual de danos durante carregamento mecânico. Os níveis de tensão nos quais ocorre a fadiga, podem encontrar-se substancialmente abaixo do limite de resistência ou da tensão de escoamento do material[1].

O processo de fadiga pode ser dividido em um número de estágios, cada um envolvendo diferentes mecanismos ou critérios de tensão. Para um modelo[2] de vários estágios é postulado que a ruptura por fadiga inclui os seguintes processos:

### - Iniciação da trinca

Em corpos-de-prova lisos de metais dúcteis a iniciação da trinca ocorre em bandas de escorregamento e em outras regiões onde a deformação é localizada. Neste estágio a iniciação da trinca é controlada pelas tensões de

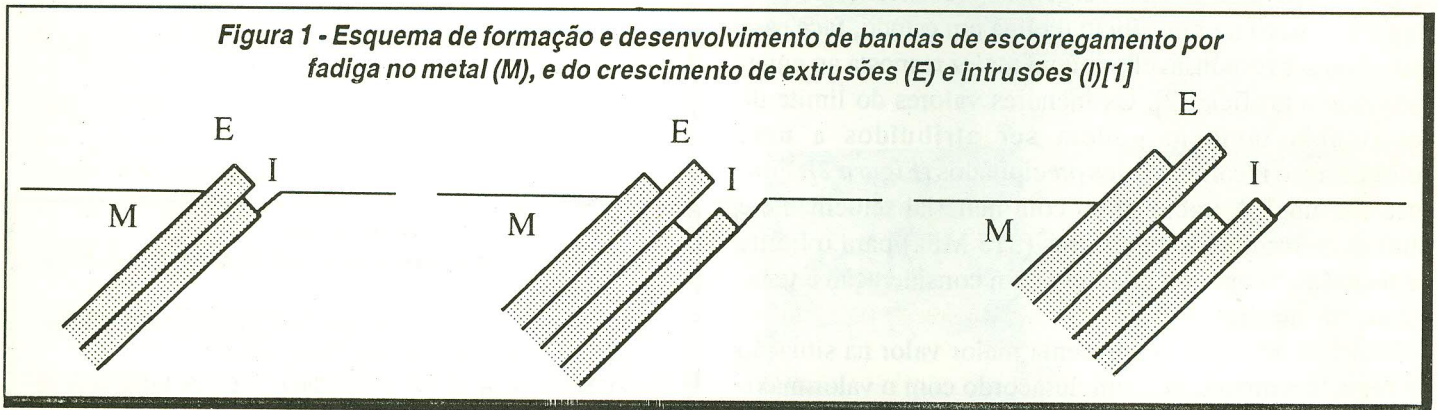
cisalhamento. Este estágio é usualmente seguido por mudanças nas propriedades mecânicas, concentração e distribuição de defeitos no reticulado cristalino. Outras mudanças microestruturais também podem ocorrer, tais como poligonização e, em ligas endurecidas por precipitação, a re-solução ou superenvelhecimento localizado de precipitados.

### - Crescimento da trinca em bandas de deformação

Isto acarreta o aprofundamento da trinca inicial em um plano, ou planos conjugados, de alta tensão cisalhante. Isto pode envolver até 90% do número total de ciclos até a fratura em testes a tensões baixas.

### - Crescimento de trincas em planos de altas tensões de tração

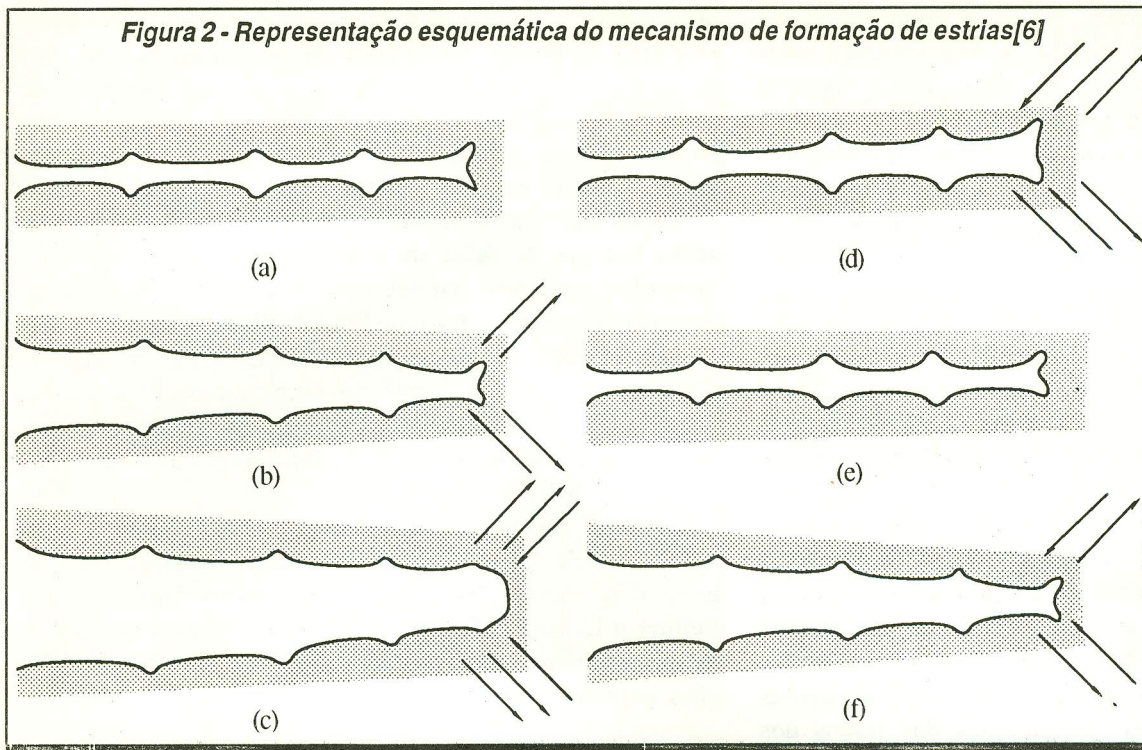
Este modo de crescimento de trinca é controlado pela intensidade de tensão na ponta da trinca. As superfícies de



Contribuição técnica nº 2302 apresentada no 47º Congresso Anual da ABM. Belo Horizonte, agosto 1992.

Jesualdo Luiz Rossi, Membro da ABM, Ph.D., Mestre, Engenheiro de Materiais, Pesquisador da Comissão Nacional de Energia Nuclear - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares IPEN-CNEN/SP.

Figura 2 - Representação esquemática do mecanismo de formação de estrias[6]



Um modelo para explicar a nucleação de trincas assume que as intrusões são consideradas microtrincas e seu crescimento inicial é explicado pelo aprofundamento da intrusão por escorregamento repetitivo em um ou mais sistemas de escorregamento.

A analogia do movimento relativo das cartas de um baralho torna possível o entendimento do desenvolvimento e aprofundamento da intrusão, isto levando a ocorrência da trinca[4], ver Figura

fratura associadas a este estágio geralmente mostram estrias. Este processo leva à ruptura final.

#### Iniciação de trincas

A formação de trincas por fadiga usualmente ocorre na superfície de um componente, em pontos de concentração de deformação plástica. Isto é, em pontos de concentração de tensão. A superfície é importante por diversas razões: o escorregamento de planos cristalográficos é mais fácil na superfície do que no interior dos grãos, o meio ambiente está em contacto com a superfície e qualquer desalinhamento da carga pode originar tensões mais altas na superfície. Nestes pontos, entalhes de diferentes tipos e origens são encontrados. Por exemplo, inclusões, precipitados e imperfeições devido ao acabamento superficial.

Em muitos casos as trincas por fadiga originam-se em bandas de escorregamento, ou no material adjacente. Sob tensões a altas amplitudes, as trincas por fadiga podem originar-se em contornos de grão. As trincas por fadiga podem também ter origem em inclusões duras ou na interface inclusão/matriz.

Trincas por fadiga em bandas de deformação ocorrem devido à incompleta reversão da deformação plástica nas camadas superficiais do material. O carregamento cíclico ativa fontes de discordâncias, principalmente na região dos grãos superficiais. Um padrão de relevos aparece então na superfície em pontos de concentração de tensão, devido à repetida produção de discordâncias.

Estes relevos são caracterizados na forma de camadas de material inseridas sob a superfície original, as chamadas intrusões, e na forma de camadas de material deslocadas acima da superfície original, as tão chamadas extrusões[3].

1. A intrusão age como concentrador de tensão[5], o qual se manifesta pelo aumento gradual do número de linhas e de bandas de deformação.

#### Propagação de trincas

As microtrincas que aparecem no estágio de nucleação são localizadas ao longo do sistema de escorregamento ativo, no qual a maior tensão cisalhante está ocorrendo. Sob carregamento cíclico, as trincas individuais se tornam interligadas, espalhando-se nas orientações cristalográficas e penetrando profundamente no material.

Com o aumento da profundidade de penetração, as trincas gradualmente se inclinam na direção perpendicular às tensões de trações principais, espalhando-se de uma maneira não cristalográfica. Neste ponto uma zona de deformação plástica ocorre na ponta da trinca. Este estágio finalmente termina após causar uma redução extensiva na secção do material o qual não consegue mais suportar a carga.

Examinando-se a superfície da fratura é possível discernir-se a região ou regiões de nucleação de trincas, a região de propagação da trinca, usualmente identificável pela presença de estrias, e a região final de fratura. Uma explicação realista da origem das estrias e a propagação das trincas foi apresentada por Laird[6].

O conceito é baseado no repetitivo arredondamento e afinamento da ponta da trinca (Figura 2). Em (b) a trinca sob carregamento cíclico tênsil para tensões cisalhantes na sua ponta. Com o aumento da tensão de carregamento, a trinca abre e uma nova superfície é criada (c), separações ocorrem nas bandas de escorregamento e projeções são formadas no final da trinca.

A deformação plástica causa simultaneamente a extensão

e o arredondamento da trinca. Na parte compressiva do ciclo, a trinca começa a fechar-se (d), as tensões cisalhantes são revertidas e com o aumento da carga a trinca quase se fecha (e). Nesta parte do ciclo a nova superfície se dobra e as projeções correspondem às novas estrias. A presença de estrias define sem dúvidas que a fratura foi produzida por fadiga, mas a sua ausência não exclui a possibilidade de falha por fadiga.

### Deformação cíclica

Algumas observações[7-9] sobre a influência da deformação cíclica na microestrutura de materiais monofásicos como o alumínio e o aço inoxidável revelaram que para a ciclagem a alta tensão a estrutura de discordâncias formada era similar em testes de tração uniaxial. Todavia, esta apresentava um tamanho de célula de discordâncias maior. Para tensões de baixo ciclo, a estrutura de células não era entretanto criada, porém, a densidade de discordâncias era similar as encontradas em altas amplitudes de tensão.

Durante os primeiros ciclos de fadiga, uma rápida multiplicação de discordâncias pode ocorrer na forma de detritos de discordâncias associadas às direções dos traços dos planos de escorregamento. Estes detritos incluem discordâncias emaranhadas e "jogs", anéis prismáticos, dipolos de discordâncias e multipolos[10]. Em estruturas cúbicas de face centrada os dipolos são alongados na direção  $\langle 211 \rangle$ , como ocorre em deformação uniaxial.

Os anéis são geralmente associados com discordâncias e considera-se que tenha origem em interações discordância/discordância, ou no colapso de discos de vacâncias[7]. Entretanto, argumentou-se[11] que a maioria dos anéis de discordâncias observados em metais trabalhado a frio, não é formada pelo colapso de discos de vacâncias, mas pelo movimento de um "jog" múltiplo em uma discordância em hélice.

Da mesma forma que em testes de tração uniaxial, os principais fatores que influenciam os tipos de discordâncias produzidas em fadiga e seu arranjo são: a amplitude de

deformação, a energia de falha de empilhamento e a temperatura[8]. A baixas amplitudes de deformação, uma alta energia de falha de empilhamento favorece a formação de anéis de discordâncias e dipolos, enquanto que multipolos de discordâncias predominam em materiais com baixa energia de falha de empilhamento[7].

Em ciclagem a baixa deformação ou em materiais com baixa energia de falha de empilhamento, os detritos de discordâncias aglomeram-se em bandas isoladas cercadas por uma matriz relativamente livre de discordâncias. Com o aumento da deformação, as bandas aumentaram em largura. Com uma maior incidência de escorregamento cruzado, existe tendência de se formar uma estrutura de discordâncias devido a uma maior amplitude de deformação ou uma maior energia de falha de empilhamento.

Deformações posteriores podem ser acomodadas pelo movimento de discordâncias através de células ou migração nas paredes das células. Um diagrama esquemático feito por Feltner e Laird[8] (Figura 3), provê um bom sumário dos tipos de defeitos induzidos por fadiga sob diferentes condições experimentais.

### Mecanismos complexos

Os conceitos básicos de fadiga de materiais compósitos são pouco diferentes dos aplicados a metais, mas são muito mais complicados. Isto porque materiais compósitos, como um todo, são não homogêneos (em larga escala) e anisotrópicos[12,13]. Eles exibem mecanismos complexos de fratura sob carregamento estático e dinâmico devido às suas características anisotrópicas de resistência e rigidez.

Neste trabalho não se tem interesse em revisar-se todos os aspectos da fadiga dos mais variados tipos de materiais compósitos de matrizes metálicas, mas se concentra em alguns aspectos relevantes do comportamento em fadiga do compósito alumínio fibra de boro.

Em materiais compósitos alumínio fibras contínuas de boro carregadas na direção das fibras, as fibras suportam elasticamente a maior parte da carga aplicada e podem

Figura 3 - Diagrama esquemático mostrando a estrutura de discordâncias em metais CFC em função da energia de falha de empilhamento, amplitude de deformação e temperatura[8]

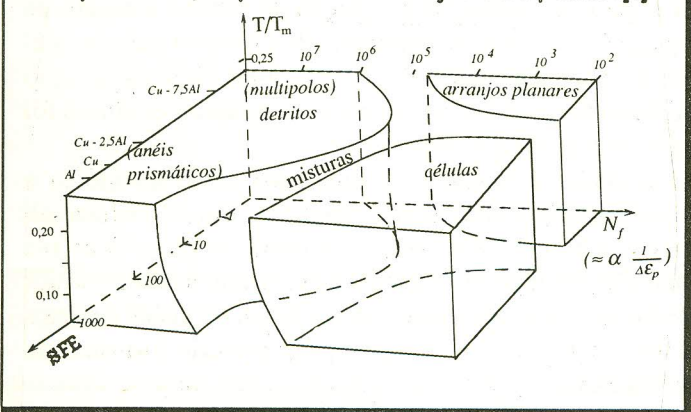
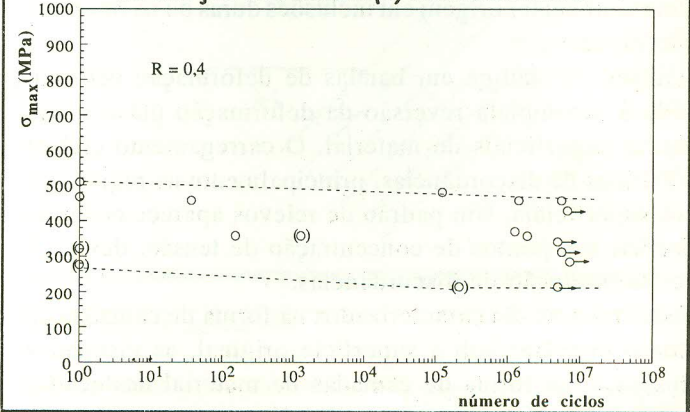
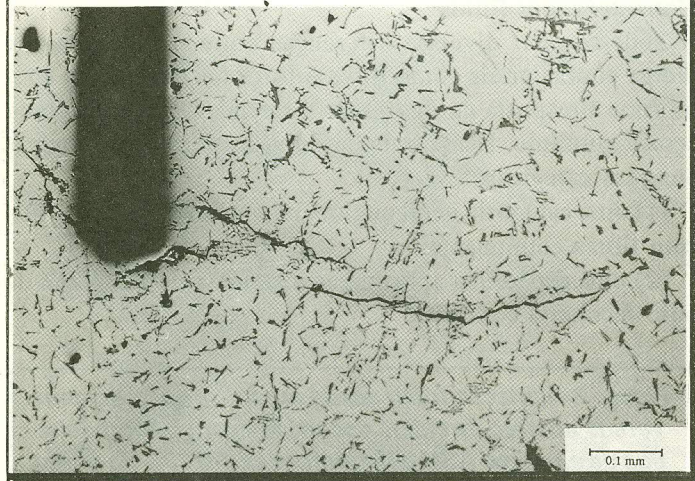


Figura 4 - Curva S-N para o material compósito alumínio 28% fibra de boro recoberta com SiC, testado na direção das fibras. (o) indica defeitos



**Figura 5 - Microfibras óptica de uma seção longitudinal de material compósito liga de alumínio ASM 356 reforçada com 28% de fibras de boro recobertas com SiC. Esta micrografia mostra o final de uma fibra e uma trinca de fadiga**



controlar a ruptura do material por uma progressiva quebra das mesmas. É considerado que as fibras de boro são insensíveis à fadiga. As tensões de ruptura da fibra sob carregamento cíclico (flexão) e sob tração normal são equivalentes[14,15].

Portanto, durante a fadiga do material compósito, algumas fibras se quebram inicialmente durante o carregamento e isto é atribuído, em parte, à variação estatística da resistência das fibras e conseqüentemente não pode ser evitado. Desde que as fibras de boro têm uma resistência à fadiga relativamente alta, a quebra adicional das mesmas após o carregamento inicial deve ser devido ao comportamento cíclico da matriz.

É possível descrever-se o processo de fadiga em termos de mecanismos de propagação de trincas, e várias tentativas de se relatar o processo de fadiga foram publicadas[14,16,17]. Em sumário, o processo de fadiga de compósitos alumínio fibras de boro podem ser descritos da seguinte maneira:

- Ruptura das fibras

Inicialmente a fratura de fibras ocorre durante a fabricação do compósito. Subseqüentemente, fibras são quebradas perto da superfície durante as operações de usinagem. Finalmente, as fibras podem quebrar em pontos durante o carregamento em fadiga.

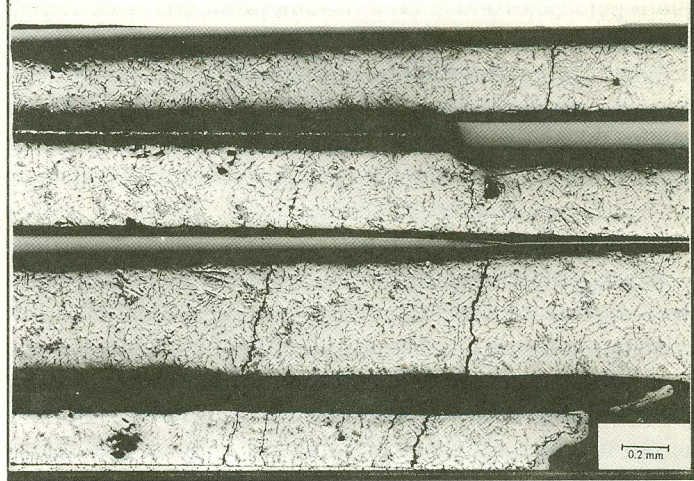
- Concentração de tensão na matriz

Tensões na matriz aumentam devido a ruptura de fibras, crescendo em magnitude com o tempo sob o carregamento cíclico. Isto resulta no encruamento da matriz e de danos por fadiga. Em pontos concentradores de tensão na matriz, eventos de fadiga clássicos podem ocorrer.

- Iniciação das trincas por fadiga

Cada fibra fraturada é um possível local para a iniciação de trincas por fadiga. Entretanto, esta não é a única causa. Muitas trincas de fadiga podem iniciar na matriz na superfície usinada ou internamente em defeitos como porosidade,

**Figura 6 - Micrografia óptica de uma seção longitudinal de material compósito semelhante ao mostrado na fig.5, testado em fadiga e mostrando várias trincas por fadiga. Alguns pedaços de fibra foram arrancados durante o polimento**



inclusões e partículas de segunda fase. O recobrimento frágil de determinadas fibras, por exemplo, fibras de boro recobertas com SiC, e produtos de reação interfaciais podem também iniciar a fratura de fibras e Subseqüentemente induzir o crescimento de trincas por fadiga.

### Crescimento de trincas por fadiga

As trincas nucleadas se propagam transversalmente e/ou longitudinalmente. No sentido longitudinal, as trincas se propagam por mecanismos cisalhantes ou por deslocamento ao longo da interface matriz/fibra, até um ponto onde o nível de tensão existente excede o limite de resistência da fibra resultando em sua ruptura.

Em materiais compósitos com fibras frágeis, nas quais a ruptura das fibras ocorre imediatamente durante o carregamento sob condições de fadiga de baixo ciclo, a iniciação da trinca pode ser assumida como tendo ocorrido quase que imediatamente, e praticamente toda a vida do material é gasta no crescimento das trincas.

- Falha do compósito

O crescimento das trincas por fadiga na matriz reduz a capacidade do compósito em suportar carga e quando associada à quebra das fibras leva à ruptura final do material.

### Crescimento aleatório

As seqüências acima ocorrem localmente com algumas áreas do compósito em um estágio mais avançado do que outras. Portanto, a falha por fadiga em compósitos pode ser o resultado do crescimento aleatório de muitas trincas, produzindo superfícies de fratura irregulares.

Quando se trata do critério de ruptura por fadiga em testes de materiais compósitos, esbarra-se numa falta de definição adequada. Como mencionado por Smith e Owen[18], a definição de ruptura por fadiga baseada no número de ciclos até a separação total das metades do corpo-de-prova torna-

se sem sentido se o material já perdeu a sua integridade como será melhor explicado a seguir.

Danos por fadiga em materiais compósitos podem reduzir a rigidez do material em até 50% sem causar uma completa ruptura do material[19]. Portanto, sugeriu-se[18] que a perda da rigidez com o número de ciclos de fadiga aplicados constitui uma melhor definição da ocorrência de falha por fadiga. Apesar disso, a maioria dos dados de fadiga de materiais compósitos reforçados com fibras contínuas publicados na literatura são baseados no número de ciclos à ruptura.

### Comportamento em fadiga

Existe grande número de estudos sobre as propriedades em fadiga do sistema alumínio/boro produzidos pelo processo de aderência por difusão[16,17,20-22]. A maioria dos resultados dos estudos mencionados acima são apresentados em forma de um gráfico da vida em fadiga contra a tensão máxima aplicada. Estes dados indicam que certas características são típicas destes materiais a saber: a) o espalhamento de dados de vida em fadiga é relativamente grande; b) a forma da curva S-N pode ser sigmóide ou plana com uma leve inclinação ou alternativamente cair entre estes dois extremos; c) os danos por fadiga podem ocorrer por todo o material.

Apesar de certos materiais compósitos não terem um limite de resistência à fadiga, o termo limite de fadiga é usado neste trabalho para indicar a tensão máxima a qual ruptura por fadiga não ocorre entre  $10^6$ - $10^7$  ciclos.

As tendências acima mencionadas foram observadas pelo autor[23] para o sistema liga de alumínio ASM A356.2 reforçada com fibras contínuas de boro recobertas com carboneto de silício, sendo o material fabricado por infiltração metálica líquida. De modo a resistir o contato com alumínio líquido durante o processo de fabricação, optou-se pelo uso de fibras de boro recobertas com carboneto de silício.

A Figura 4 mostra a relação entre a tensão máxima aplicada e a vida em fadiga (número de ciclos decorridos até a ruptura) para o compósito com fração volumétrica de fibras de 28%. O grande espalhamento dos resultados de fadiga deveu-se ao complexo desenvolvimento de danos por fadiga ocorrido na material durante o carregamento cíclico e também a defeitos de fabricação.

Os resultados dos testes em fadiga sugerem que este material compósito é pouco sensível ao repetitivo carregamento na direção das fibras. O espalhamento da vida em fadiga decresce substancialmente se os resultados dos corpos de prova com grandes defeitos identificáveis (escória retida, porosidades e pedaços de fibras na direção transversal) são retirados dos dados.

Os corpos-de-prova com defeitos são indicados pelo símbolo (o) na Figura 4. As tensões requeridas para causar a ruptura por fadiga após  $10^2$  a  $5 \times 10^6$  ciclos são maiores do que 0.70 vezes o limite de resistência do material. A razão

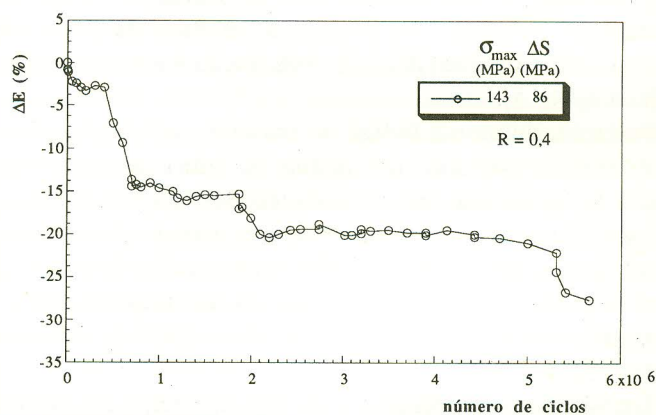
entre o limite de fadiga axial (LF) e o limite de resistência (LR) para este material compósito é superior ao da matriz. O valor LF/LR para a matriz do material compósito em questão é de 0.50.

### Considerações finais

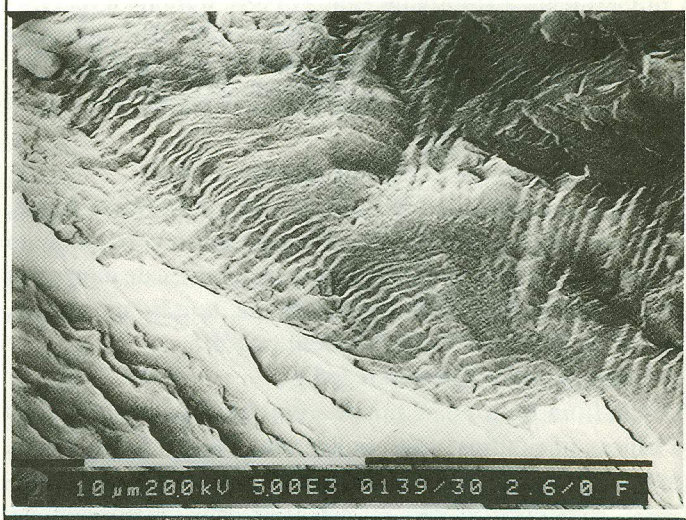
Pode-se citar diversas diferenças entre o fenômeno de fadiga em materiais compósitos reforçados com fibras contínuas e a resposta em fadiga de materiais estruturais como aços e alumínio. Neste trabalho, divide-se estas diferenças em duas categorias:

- (1) uma categoria geral englobando materiais compósitos com fibras contínuas e;
- (2) uma específica aplicada ao sistema alumínio fibra de boro recoberta com SiC.

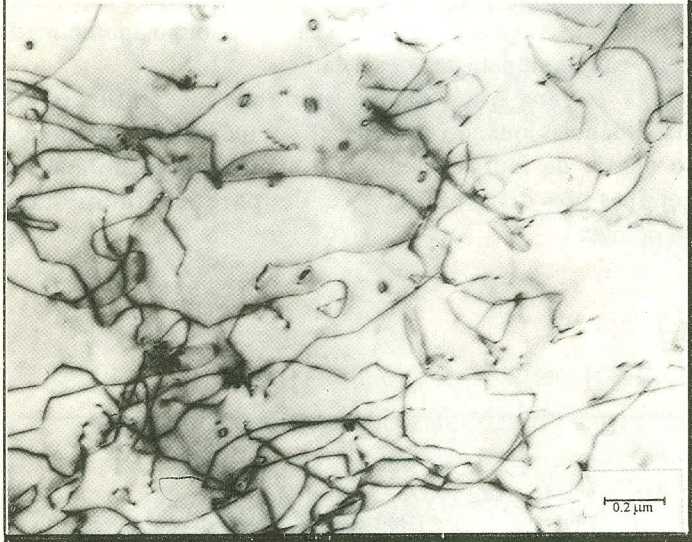
**Figur. 7 - Variação fracional do módulo de elasticidade versus número de ciclos decorridos para o compósito liga de alumínio ASM 356 reforçada com 28% de fibras de boro recobertas com SiC. As fibras estavam orientadas a  $10^\circ$  com a direção da tensão.**



**Figura 8 - Imagem de elétrons secundários da superfície de fratura, material compósito liga de alumínio ASM A356.2 reforçada com 28% de fibras de boro recobertas com SiC, mostrando a presença de estrias de fadiga**



**Figura 9 - Estrutura de discordâncias na matriz de alumínio de corpos de prova testados em fadiga. Esta micrografia mostra a presença de emaranhados de discordâncias e anéis prismáticos. B (112)**



A primeira diferença geral diz respeito aos locais onde as trincas podem iniciar. Em metais as trincas usualmente iniciam em superfícies livres podendo também iniciar em pontos concentradores de tensão. Em materiais compósitos de matrizes metálicas, as trincas além de iniciar na superfície podem também iniciar dentro do material, principalmente na localização dos finais de fibras[17]. A *Figura 5* mostra uma micrografia óptica de um final de fibra e uma trinca originada por fadiga.

A segunda diferença geral é que a ruptura por fadiga de materiais compósitos é usualmente acompanhada por uma acumulação geral de danos. Isto é, as trincas de fadiga podem aparecer espalhadas pelo material (*Figura 6*). Em contraste, geralmente observa-se uma trinca por fadiga simples em materiais isotrópicos[12,13,20].

A terceira diferença se origina do fato de que uma consequência da fadiga em materiais compósitos é a redução da rigidez. Esta redução nas propriedades elásticas pode acontecer logo no início da vida em fadiga e atingir magnitudes significantes antes que o material sofra uma falha catastrófica.

A título de ilustração, a *Figura 7* mostra a variação fracional do módulo de elasticidade versus o número de ciclos decorridos para o material compósito alumínio/boro com as fibras orientadas a 10° em relação à direção principal de tensão. Pode-se observar que existe uma gradativa e significativa diminuição na rigidez do material com o número de ciclos.

Uma diferença específica entre o sistema alumínio fibras de boro recobertas com SiC é a forma da curva S-N. Para este material a curva é plana com uma leve inclinação demonstrando uma insensibilidade do material ao carregamento cíclico (*Figura 4*). Em oposição, o fenômeno de fadiga de metais como aço e alumínio implica num aumento

sensível da vida cíclica com o decréscimo dos níveis de tensão aplicados.

Como mencionado anteriormente, eventos de fadiga clássicos podem ocorrer na matriz metálica do material compósito. Dois caminhos podem ser usados na descrição do processo de danos por fadiga nestes materiais. O primeiro é baseado na fractografia e o segundo em conceitos de mudanças estruturais das discordâncias.

Os resultados dos estudos fractográficos de amostras testadas em fadiga para sistema alumínio boro-SiC, revelaram que as superfícies de fratura consistiam de regiões com estrias de fadiga. Estas regiões se propagaram através da matriz.

Regiões com facetas de clivagem também foram observadas devido à presença de intermetálicos e de plaquetas de silício. Algumas regiões cuja aparência é característica da ruptura rápida de materiais dúcteis também foram observadas. Uma micrografia selecionada da superfície de fratura apresentando estrias de fadiga é mostrada na *Figura 8*.

Foram observadas mudanças estruturais de discordâncias na matriz de alumínio de corpos de prova testados em fadiga. Para estes corpos de prova, a deformação cíclica induziu detritos e anéis de discordâncias (*Figura 9*), e também algumas paredes incipientes de células. Não foi observado a presença de células de discordâncias mesmo a altas amplitudes de tensão, isto é, a baixas vidas em fadiga.

Usualmente materiais compósitos com matrizes de alumínio apresentam uma alta densidade de discordâncias na matriz após a fabricação ou no estado recozido[24-26]. Para o sistema alumínio fibras de boro recobertas com SiC, a densidade de discordâncias encontradas[23] foi da ordem de  $10^{13} \text{m}^{-2}$ .

Esta alta densidade de discordâncias pode ser devido a tensões térmicas causadas pela diferença nos coeficientes de expansão térmica entre a matriz de alumínio e as fibras de boro (aproximadamente 5:1). Pode ser considerado então que a matriz de alumínio se encontra em um estado similar ao estado encruado antes da iniciação dos testes de fadiga.

Como somente foram observados anéis de discordâncias e paredes de células incipientes a altas e baixas amplitudes de deformação, presume-se que a presença das fibras contínuas, restringe a deformação plástica na matriz impedindo a formação de células. Portanto pode-se inferir que a deformação plástica durante a fadiga não é homogênea devendo ser altamente concentrada na região de fratura.

## Conclusões

Certas características entre a fadiga clássica de metais e a fadiga de materiais compósitos de matriz metálica reforçada com fibras contínuas foram discutidas e em resumo pode-se dizer que:

1 - O fenômeno de fadiga para ambos materiais, metais e compósitos, pode ser descrito em termos dos processos de iniciação e propagação de trincas.

2 - A iniciação da trinca em metais usualmente ocorre na

superfície enquanto que em materiais compósitos de matriz metálica a iniciação pode ocorrer aleatoriamente tanto na superfície como internamente.

3 - Uma acumulação geral de danos por fadiga pode ocorrer em materiais compósitos levando a uma queda na rigidez. Isto implica que o critério de falha por fadiga baseado em uma determinada porcentagem da redução da rigidez constitui uma definição mais adequada do que a baseada na completa ruptura do material.

4 - O material compósito alumínio fibra de boro recoberta com SiC apresenta curvas S-N planas com leve inclinação e uma grande espalhamento de dados. Isto mostra uma insen-

sibilidade do material ao carregamento cíclico em oposição ao comportamento em fadiga de metais onde ocorre um aumento sensível na vida cíclica com o decréscimo dos níveis de tensão aplicados.

5 - Uma vez que as trincas tenham se iniciado na material compósito, eventos clássicos de fadiga como o aparecimento de estrias podem ser observados.

6 - Foram observadas mudanças estruturais de discordâncias quando o material compósito foi submetido ao ensaio de fadiga. Ocorreu o aparecimento de anéis e detritos de discordâncias e de paredes incipientes de células. ■

#### Bibliografia

- [1] PUSKÍR, A. & GOLOVIN, S. A.; Fatigue in Materials: Cumulative Damage Process. Materials Science Monographs, No 24, Elsevier, 1985. p. 13, 197, 281.
- [2] FORSYTH, P. J. E.; Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys. Acta Met. 1963, II: 703-15.
- [3] WOOD, W. A.; Treatise in Materials Science and Technology. HERMAN, H. ed., vol. 5, Academic, New York, 1974. p. 129.
- [4] MAY, A. N.; A model of metal fatigue. Nature, Jan. 30, 1960, 185: 303-4.
- [5] WOOD, W. A.; Formation of fatigue cracks. Phil. Mag., 1958, 3: 692-9.
- [6] LAIRD, C.; Influence of metallurgical structure on the mechanism of fatigue crack propagation. In: Fatigue Crack Propagation. ASTM STP 415, 1967. p. 139.
- [7] PLUMBRIDGE, W. J. & RYDER, D. A.; The metallography of fatigue. Metall. Rev. 1969, 119-42.
- [8] FELTNER, C. E. & LAIRD, C.; Factors influencing the dislocation structures in fatigued metals. Trans. AIME, July, 1968, 242: 1253-7.
- [9] SEGALL, R. L. & PARTRIDGE, P. G.; Dislocation arrangements in aluminium deformed in tension or by fatigue. Phil. Mag., 1959, 4: 912-9.
- [10] HANCOCK, J. R. & GROSSKREUTZ, J. C.; Mechanisms of fatigue hardening in copper single crystals. Acta Met., Febr 1969, 17: 77-97.
- [11] SMALLMAN, R. E.; Modern Physical Metallurgy. 4th Ed., Butterworths, 1985. 465, 316.
- [12] HARRIS, B.; Engineering Composite Materials. The Institute of Metals, 1986. p. 81.
- [13] KIM, R. Y.; Fatigue strength. In: Engineering Material Handbook. Vol. 1, Composites, ASM International, USA, 1987. 436-44.
- [14] TOTH, I. J.; Creep and fatigue behavior of unidirectional and cross-plyed composites. In: Composite Materials: Testing and Design. ASTM STP 460, 1969. 236-53.
- [15] SALKIND, M. & PATARINI, V.; Fatigue of boron filament. Communications, Trans. AIME, Aug 1967, 239: p. 1268.
- [16] LEDDET, I. & BUNSELL, A. R.; Fatigue damage in boron-aluminium. In: TSAI, S. W., ed. Composite Materials: Testing and Design. ASTM STP 674, 1979. 581-96.
- [17] HANCOCK, J. R.; Fatigue of metal-matrix composites. In: BROUTMAN, L. J., ed. Fracture and Fatigue. Vol. 5, Academic, New York and London, 1974. 371-414.
- [18] SMITH, T. R. & OWEN, M. J.; Proc. 6th Intern. Reinforced Plastic Congress, London, 1968, paper 27. Apud: HARRIS, B. Engineering Composite Materials. The Institute of Metals, 1986. p. 82.
- [19] JOHNSON, W. S.; Fatigue damage accumulation in various metal matrix composites. NASA Technical Memorandum 89116. Mar 1987. 1-66.
- [20] 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.
- [21] CHRISTIAN, J. L.; Axial fatigue properties of metal matrix composites. In: HANCOCK, J. R., ch. Fatigue os Composite Materials. ASTM STP 569, 1975. 280-94.
- [22] GOUDA, M.; PREWO, K. M.; McEVILY, A. J.; Mechanisms of fatigue in boron-aluminium composites. In: LAURAITIS, K. N., ch. Fatigue of Fibrous Composite Materials. ASTM STP 723, 1981. 101-15.
- [23] ROSSI, J. L.; The Fatigue Damage of a Fibre Reinforced Alloy. Ph.D. Thesis, University of Manchester, U. K., 1991.
- [24] ARSENAULT, R. J. & FISHER, R. M.; Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061 Al composites. Scrp. Metall., 1983, 17:67-71.
- [25] HANCOCK, J. R. & GROSSKREUTZ, J. C.; Plastic yielding and strain distribution in filament-reinforced metals. In: HERZOG, J. A., ch. Metal Matrix Composites. ASTM STP 438, 1968. 134-49.
- [26] VOGELGANG, M.; ARSENAULT, R. J.; FISHER, R. M.; An in situ HVEM study of dislocation generation at Al/SiC interfaces in metal matrix composites. Metall. Trans. A, 1986, 17A: 379-89.