

COMPORTAMENTO À FADIGA E PONTOS DE INICIAÇÃO DE TRINCAS EM COMPÓSITO DE ALUMÍNIO REFORÇADO COM 5% VOL. DE CARBONETO DE SILÍCIO

Jesus Filho, E. S.; Jesus, E. R. B. ; Rossi, J. L.

Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN
Centro de Processamento de Pós Metálicos e Cerâmicos - CPP
Caixa Postal 11 049, CEP 05422-970, São Paulo - Brasil

RESUMO

Neste artigo são apresentados os resultados de estudos recentes, elaborados com o objetivo de compreender melhor o comportamento à fadiga e identificar os pontos de iniciação de trincas em compósitos de matriz de alumínio reforçados com SiC. Foi produzido um compósito com matriz de alumínio AA 1100 reforçado com 5% em volume de partículas de SiC, utilizando-se a rota da metalurgia do pó. Uma quantidade de material constituído unicamente pelo material da matriz também foi produzida pela mesma técnica como material de controle. Corpos de prova dos materiais produzidos foram solicitados axialmente sob regime de fadiga de alto ciclo no modo de tração-tração à temperatura ambiente, depois de terem suas superfícies tratadas mecanicamente por operações de usinagem e jateamento. O compósito apresentou, de maneira geral, pior vida em fadiga para todos os tipos de tratamentos superficiais impostos, com relação ao material de controle. Isto pode ser devido à baixa quantidade de reforços incorporada ao material, que pode ter funcionado como defeitos localizados na matriz ou então ao limite de escoamento destes materiais que apresentou valor inferior ao do material de controle. A usinagem grosseira provocou sulcos na superfície dos corpos de prova que funcionaram como fortes concentradores de tensão e pontos preferenciais para o aparecimento de trincas. Os corpos de prova jateados apresentaram características de propagação de trincas que sugerem a existência de uma região crítica na zona de transição entre os níveis de tensão residual inseridos durante o processo e os alguns níveis de tensão pré existentes.

Palavras-chave: compósito, SiC, fadiga, tensão residual, tratamento superficial, usinagem, jateamento.

ABSTRACT

In this article the results of recent studies are presented. They were elaborated with the objective of understanding better the fatigue behaviour of composite materials and to identify

the points of crack initiation in composites of aluminium reinforced with SiC. The composite was made of aluminium AA 1100 reinforced with 5% in volume of SiC particles. The powder metallurgy route was used to produce the composite. An amount of material only constituted by the aluminium matrix was also produced as a control material. Testing specimens of the composite were axially tested under high cycle fatigue regime in the traction-traction mode. The specimens had the surface mechanically subjected by the machining operation and by shot peening. The composite showed in general, a worse fatigue life for all the types of imposed superficial treatments, in relation to the control material. This can be due to the low amount of reinforcements used - 5% SiC that can originate defects located in the matrix or to the yield strength that was lower than control material. The coarse machining produced grooves in the surface of the specimens that acted as strong tension concentrators and preferential points for cracking initiation. The shot peened specimens presented characteristics of crack propagation that suggests the existence of a critical area in the transition zone between levels of residual stress distribution.

1. INTRODUÇÃO

Os compósitos de matriz metálica (CMM) têm ganho grande importância no segmento das ciências dos materiais. Estes materiais apresentam muitas vantagens sobre os metais monolíticos, incluindo alto módulo específico, alta resistência específica, melhores propriedades a elevadas temperaturas, baixo coeficiente de expansão térmica, melhor resistência ao desgaste, boa tenacidade e resistência ao impacto. [1,2,3]

O desenvolvimento de novos materiais implica automaticamente em repensar as metodologias e técnicas de manufatura existentes com o objetivo de avaliar a aplicabilidade das mesmas para a nova classe de material em questão.

As metodologias e técnicas de manufatura de materiais, dentre elas, aquelas classificadas como tratamentos superficiais mecânicos [4,5], podem introduzir mudanças e tensões residuais a níveis superficiais ou subsuperficiais nos materiais que poderão influenciar nas propriedades mecânicas dos mesmos. [6,7,8]

Os materiais metálicos monolíticos de maneira geral, melhoram seu comportamento à fadiga quando são manufaturados por métodos que lhes confirmam acabamentos superficiais cada vez mais finos ou que de alguma forma introduzam tensões residuais compressivas em suas superfícies. [4,9,10]

No tangente a materiais compósitos, trabalhos têm mostrado que a presença de reforços pode aumentar a vida à fadiga, e que este efeito tem se revelado dependente da

resistência da matriz, interface matriz/reforço e morfologia dos reforços [11,12]. Ainda, certos parâmetros como tensões residuais e estado de superfície também podem influenciar nas propriedades mecânicas destes materiais, entretanto os resultados obtidos até então ainda são muito confusos e necessitam ser melhor compreendidos [13,14].

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os dados citados no presente trabalho relativos à parte experimental, resultados e conclusões foram extraídos da dissertação de mestrado de Edson S. J. Filho [15].

O experimento consistiu basicamente na elaboração de três grupos de corpos de prova do material compósito produzido. Cada grupo foi processado com um tipo ou variação de tratamento superficial mecânico (usinagem e jateamento), e em seguida foram ensaiados à fadiga. Um quarto grupo de corpos de prova de “controle” também foi preparado e ensaiado, para fins de comparação.

2.1 O material compósito

Os corpos de prova do material testado foram extraídos de uma barra redonda produzida por metalurgia do pó seguida de extrusão à quente, com taxa de redução de 45:1. A matriz consistia de alumínio comercial puro AA 1100 reforçado com 5% em volume de SiC. Os pós de alumínio e de SiC possuíam um tamanho mediano de 22 e 5,9 μm , respectivamente. A obtenção dos CMM pela técnica da metalurgia do pó foi descrita com detalhes por Mourisco [16]. O material de controle, aqui denominado de Al/SiC 0% foi produzido apenas com o material da matriz, para fins de comparação. As propriedades mecânicas dos materiais produzidos são mostradas no **gráfico 1** e os aspectos gerais das microestruturas das secções longitudinais, nas **figuras 1a e 1b**.

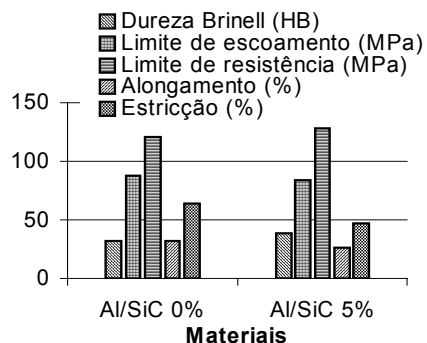


Gráfico 1 – Propriedades mecânicas dos materiais produzidos.

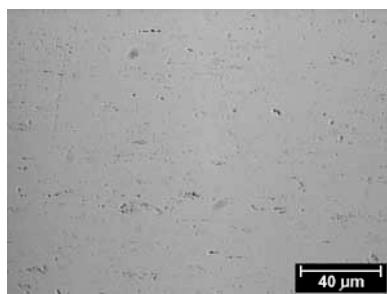


Figura 1a – Al/SiC 0%

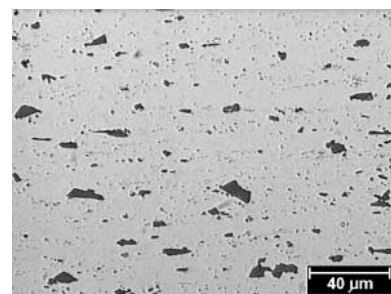


Figura 1b – Al/SiC 5%

2.2 Corpos de prova

A geometria dos corpos de prova para ensaio de fadiga foi escolhida com base na norma ASTM E466. A **tabela 1**, mostra os grupos de corpos de prova separados por lotes, com os respectivos métodos de tratamentos superficiais mecânicos aplicados em cada caso e as rugosidades média (**gráfico 2**), medidas na região de ensaio dos mesmos. As **figuras 2a** à **2c** mostram o aspecto geral do perfil dos Al/SiC 5% processados de maneiras diferentes.

GRUPO	MATERIAL	CONDIÇÃO DE USINAGEM E JATEAMENTO
1	Al/SiC 5%	(A) Usinados com PCD (f: 0,06 mm/v)
2	Al/SiC 5%	(B) Usinados com PCD (f: 0,24 mm/v)
3	Al/SiC 5%	(C) Usinados com PCD (f: 0,06 mm/v) e jateados
4	Al 0%	(A) Usinados com PCD (f: 0,06 mm/v)

Tabela 1 – Corpos de prova e respectivas condições de preparação. PCD = Ferramenta de diamante policristalino; f = Taxa de avanço adotada durante a usinagem.

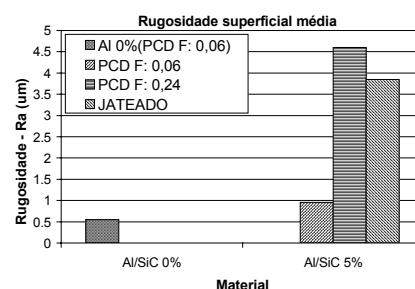


Gráfico 2 – Rugosidade média dos corpos de prova ensaiados

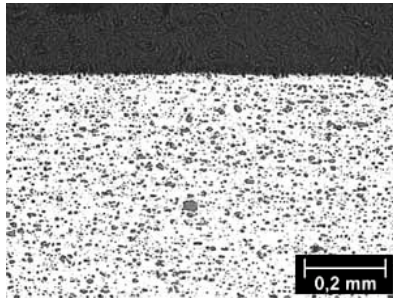


Figura 2a – Perfil do Al/SiC 5% preparado conforme a condição A (Tabela 1).

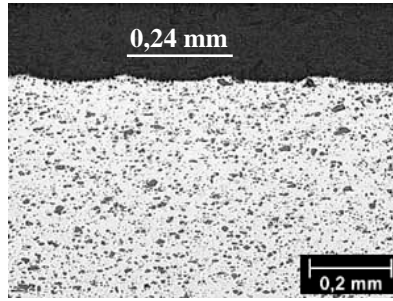


Figura 2b – Perfil do Al/SiC 5% preparado conforme a condição B (Tabela 1).

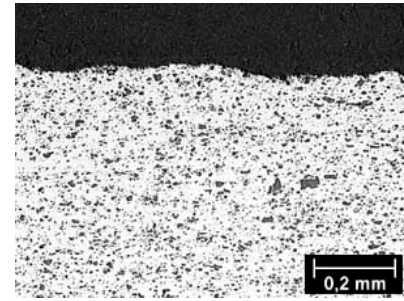


Figura 2c – Perfil do Al/SiC 5% preparado conforme a condição C (Tabela 1).

2.3 Testes de fadiga

Os ensaios de fadiga realizados foram do tipo axial, com frequência de 15 Hz e razão de tensões $R=0,1$. Foram executados em uma máquina de ensaios servohidráulica Instron 1334. Os corpos de prova foram ensaiados em cinco ou seis níveis diferentes de carga, baseadas no limite de escoamento de cada material. O critério de falha foi a ruptura total dos corpos de prova, com o número máximo de ciclos fixado em 2×10^6 ciclos.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Vida em fadiga

A vida em fadiga dos materiais reforçados com 5% de SiC (**figura 4a**) mostra uma concentração bem acentuada das curvas obtidas em cada condição de preparação. Os corpos de prova jateados apresentaram comportamento inferior aos usinados com taxa de avanço de 0,06 mm/v e praticamente igual aos usinados grosseiramente (taxa de avanço de 0,24 mm/v). Estes resultados concordam com os obtidos por Oman et al e Bathias [13,14], indicando que as tensões residuais inseridas no jateamento não foram capazes de compensar a superfície fortemente degradada pelo processo (vide **figura 2c**).

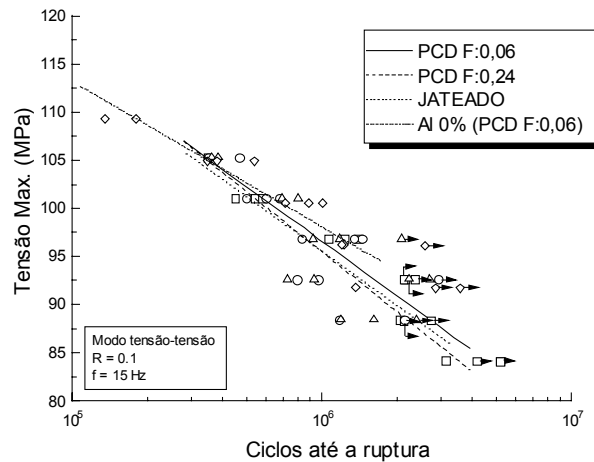


Figura 4a – *Curvas de fadiga dos Al/SiC 5%, processados de maneiras diferentes.*

Neste caso em particular, o material não reforçado tendeu a apresentar de maneira geral, melhor vida à fadiga com relação aos reforçados. Bathias , Bonnen et al e Masuda et al [14,17,18], concordam no sentido de que o limite de fadiga alcança um valor máximo entre 10 e 20 % de fração volumétrica de reforço, dependendo da técnica adotada para produção do material. Harris [19] observou em seu trabalho que a vida à fadiga do material por ele estudado foi reduzida com a incorporação de fases reforçantes; o caso de Harris envolvia fração de reforços da ordem de 20% e portanto também pode se enquadrar nas conclusões de saturação da matriz defendidas por Bathias , Bonnen et al e Masuda et al [14,17,18]. Embora não tenha sido encontrada nenhuma referência bibliográfica abordando fadiga em compósitos com 5% de fração volumétrica de reforços, os resultados deste trabalho levam a crer que há também um valor mínimo de porcentagem de reforços, a partir do qual benefícios em termos de comportamento mecânico não são observados nestes materiais. Uma evidência das proposições anteriores é o fato de que o material não reforçado deste trabalho, apresentou limite de escoamento superior aos reforçados com 5% de SiC (**gráfico 1**). Nestas circunstâncias o tipo de tratamento superficial mecânico adotado no processo de produção tem pouca ou insignificante influência na vida à fadiga destes materiais.

Os corpos de prova usinados grosseiramente (taxa de avanço de 0,24 mm/v), de maneira geral apresentaram pior vida em fadiga em todos os casos. As nítidas estrias deixadas na superfície dos mesmos (**figuras 2b** e **3b**) pela ferramenta de usinagem, funcionaram como fortes concentradores de tensão, tornando-se pontos preferenciais para o início de trincas de fadiga (**figura 5**).

Nos materiais usinados grosseiramente a incidência de trincas foi bem maior do que nos usinados de maneira mais fina e nos jateados. Nos materiais usinados de maneira fina, não foi possível visualizar as estrias deixadas pela ferramenta de usinagem, e portanto, neste caso, elas não são tão críticas como no caso dos materiais usinados grosseiramente.

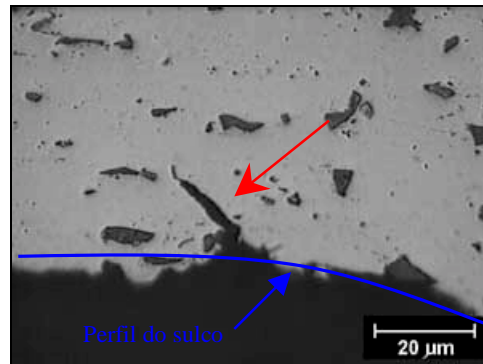


Figura 5 – Perfil de uma região do Al/SiC 10% usinado com taxa de avanço de 0,24 mm/v, extraída próxima da região de fratura. A seta indica uma trinca originada na estria gerada pela ferramenta de usinagem.

3.2 Rugosidade superficial

Analisando o grau de rugosidade dos corpos de prova jateados e usinados grosseiramente (**gráfico 2**) é possível confirmar mais uma vez as observações de Oman et al e Bathias [13,14], que atribuíram à degradação da superfície os efeitos pouco expressivos do jateamento nestes materiais. Nota-se que o grau de acabamento obtido nos dois tratamentos são praticamente da mesma ordem de grandeza, mas os benefícios do jateamento não são tão expressivos.

3.3 Avaliação das trincas nos materiais jateados.

Uma particularidade curiosa observada nos materiais jateados pode ser vista nas **figuras 6 e 7**. As trincas nestes materiais apresentaram características de crescimento e propagação interessantes, ou seja, em um primeiro estágio as trincas surgiram e se propagaram superficial ou sub-superficialmente, de maneira paralela à superfície e à direção de carregamento. Uma explicação possível é de que estas trincas tenderam a surgir e/ou se propagar nas regiões de interface ou transição entre os níveis de tensão residual compressiva inseridos durante o jateamento e o nível de tensão residual original do material.

A curva de distribuição de tensão residual após jateamento (**figura 8**) apresentada por Hertzberg [4] em seu livro, mostra um ponto de inflexão do lado de tração que podemos relacionar com as observações realizadas no presente trabalho, pois também aparece numa

região de transição de tensões. Com base nas observações anteriores, podemos admitir que o conjunto de variáveis do processo de jateamento tem forte influência no comportamento da curva de distribuição de tensões, podendo tornar mais ou menos crítica esta região.

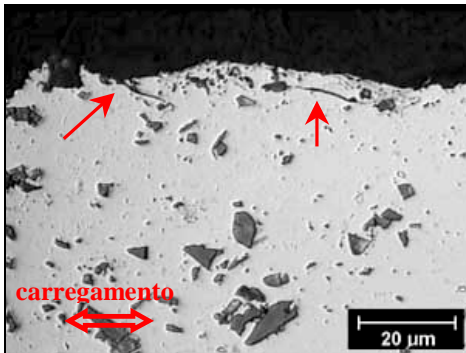


Figura 6 – Micrografia do Al/SiC 5 % jateado. As setas mostram trincas se propagando de maneira subsuperficial e paralela à superfície e à direção de carregamento.

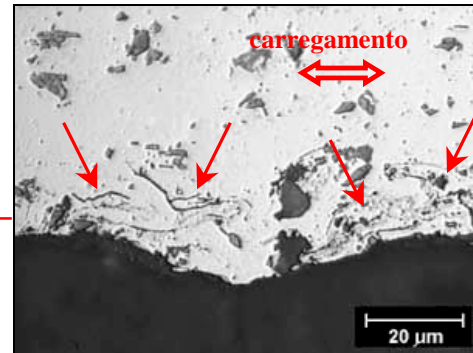


Figura 7 – Micrografia do Al/SiC 5 % jateado. As setas indicam trincas surgindo e se propagando de maneira subsuperficial e paralela à superfície e à direção de carregamento.

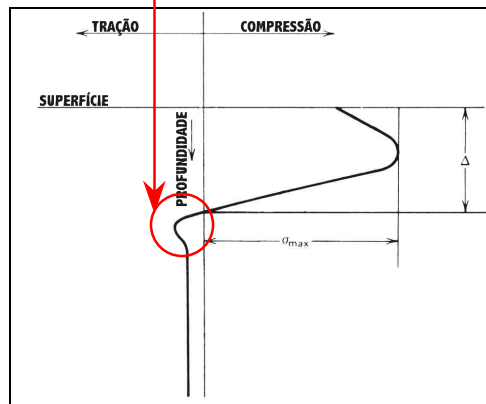


Figura 8 – Diagrama mostrando a distribuição de tensão residual após o jateamento. A tensão residual compressiva se estende da superfície até a profundidade Δ [4].

4. CONCLUSÕES

- A vida à fadiga dos materiais reforçados com 5 % de SiC de maneira geral foi inferior a do material não reforçado para todos os tipos de tratamentos superficiais empregados. Este comportamento pode ser atribuído ao fato destes materiais terem apresentado limite de escoamento inferior ao do material não reforçado. Nestas circunstâncias, é provável que o tipo de tratamento superficial empregado tenha pequena ou insignificante influência na vida destes materiais, com relação ao não reforçado.

- As estrias provocadas pela ferramenta de usinagem na superfície dos corpos de prova usinados grosseiramente foram bastante visíveis e caracterizam fortes concentradores de tensão, e portanto, pontos preferenciais para o aparecimento de trincas de fadiga.

- As trincas subsuperficiais observadas nos materiais jateados provavelmente foram motivadas por causa da existência de uma zona de transição de tensões na região; região esta que pode ser relacionada com o diagrama apresentado por Hertzberg [4] em sua literatura.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] - MATHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D. *Composite Materials: Engineering and Science*-Chapman & Haw - 15th edition - 1994.
- [2] - TAYA, M.; ARSENAULT, R. J. *Metal matrix composites thermomechanical behavior* - Pergamon Press - 1989.
- [3] - HULL, D. *An introduction to composite materials*. Cambridge University Press, 1981.
- [4] - HERTZBERG, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 2. ed., John Wiley & Sons, 1983.
- [5] P. G. FORREST – *Fatigue of Metals* - Pergamon Press, 1962.
- [6] - JESUS FILHO, E. S. ; ROSSI, J. L. *Materials Science Forum*, 299-300, (1999), pp. 416-423
- [7] - NOYAN, I. C.; COHEN, J. B. *Residual stress – Measurement by diffraction and interpretation*, Springer-Verlag, 1987.
- [8] - COLLINS, J. A. *Failure of Material in Mechanical Design – Analysis, Prediction, Prevention* John Wiley & Sons, second edition, 1993.
- [9] - CHIAVERINI, V. *Tecnologia mecânica*. Vol. 1, Editora da Universidade de São Paulo, 1977.
- [10] - TAYLOR, D. ; CLANCY, O. M. *Fatigue Frac. Eng. Mater. Struct.* , Vol. 14, No 2/3,1991, pp. 329-336.
- [11] - BONNEN, J. J. ; YOU, C. P. ; ALLISON, J. E. ; JONES, J. W. *Proc. Int. Conf. on Fatigue*, 1990, pp 887-892.
- [12] - SHARP, P. K. ; PARKER, B. A. ; GRIFFITHS, J. R. *Proc. Int. Conf. on Fatigue*, 1990, pp. 875-880.
- [13] - OMAN, C. N. ; LU, J. ; LIEURADE, P. ; FLAVENOT, J. F *Matériaux & techniques*, No 5-6 1995, pp. 9-15.
- [14] - BATHIAS, C. *Materials Science Forum*, 217-222, (1996), pp. 1407-1412.
- [15] – JESUS FILHO, E. S. – Obtenção e avaliação do comportamento à fadiga de compósitos de matriz de alumínio submetidos a diferentes tratamentos superficiais mecânicos – Dissertação de Mestrado – IPEN/USP – 2000.
- [16] - MOURISCO, A. J. - *Preparação e caracterização de compósito de matriz de alumínio 1100 com partículas de SiC por metalurgia do pó* – Dissertação de Mestrado – IPEN/USP - 1995.
- [17] - BONNEN, J. J. ; ALLISON, J. E. ; JONES, J. W. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22A, May 1991, pp. 1007-19.
- [18] - MASUDA, C. ; TANAKA, Y. *Journal of Materials Science* 27, (1992), pp. 413-422.
- [19] - HARRIS, S. J. *Materials Science and Technology*, March 1988, Vol. 4, pp. 231-239.