

# AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DA LIGA TI-6Al-4V APÓS ENSAIO DE FLUÊNCIA<sup>1</sup>

Danieli Aparecida Pereira Reis<sup>2</sup>  
Cosme Roberto Moreira da Silva<sup>3</sup>  
Carlos de Moura Neto<sup>4</sup>  
Miguel Justino Ribeiro Barboza<sup>5</sup>  
Francisco Piorino Neto<sup>6</sup>  
Sergio Frascino M. de Almeida<sup>7</sup>

## Resumo

A liga Ti-6Al-4V é normalmente utilizada na indústria aeronáutica e aeroespacial, principalmente para aplicações que requerem resistência em alta temperatura, como as palhetas de turbina. A afinidade do titânio por oxigênio é um dos principais fatores que limita a aplicação de suas ligas como material estrutural para altas temperaturas. O objetivo deste trabalho foi avaliar a microestrutura da liga Ti-6Al-4V após ensaio de fluência. Zircônia estabilizada com ítria (8% peso) (YSZ) (Metco 204B-NS) com um recobrimento de ligação de CoNiCrAlY (AMDRY 995C) foram depositadas atmosféricamente via aspersão de plasma em um substrato de por Sulzer Metco. Testes de fluência com carga constante foram realizados com a liga Ti-6Al-4V ao ar e em atmosfera de nitrogênio em amostras não recobertas e em amostras recobertas a uma tensão de 56 MPa a 700°C. As análises fractográficas revelaram que o mecanismo predominante nas condições de ensaio apresentadas é caracterizado pela formação e coalescência de microcavidades com forma e tamanhos variados. As cavidades são onduladas em regiões de descontinuidades, como inclusões e possivelmente em pontos envolvendo empilhamento de discordâncias, cujas tensões localizadas induzem a formação de vazios como forma de aliviar a tensão local. O tamanho e a forma dos *dimples* são governados pelo número e distribuição de microcavidades nucleadas e pelo nível de tensões internas presentes no material.

**Palavras-chave:** Liga Ti-6Al-4V; Recobrimento cerâmico; Fluência.

## MICROSTRUCTURAL EVALUATION OF THE TI-6Al-4V ALLOY IN CREEP TEST

### Abstract

Ti-6Al-4V is currently used in aeronautic and aerospace industry mainly for applications that require resistance at high temperature such as, blades for aircraft turbines and steam turbine blades. The titanium affinity by oxygen is one of main factors that limit the application of their alloys as structural materials at high temperatures. The objective of this work was evaluating the microstructure of the Ti-6Al-4V alloy in creep test. Yttria (8 wt.%) stabilized zirconia (YSZ) (Metco 204B-NS) with a CoNiCrAlY bond coat (AMDRY 995C) was atmospherically plasma sprayed on Ti-6Al-4V substrates by Sulzer Metco. Constant load creep tests were conducted with Ti-6Al-4V alloy in air and in nitrogen atmospheres in uncoated samples and in air in coated samples at stress level of 56 MPa at 700°C. The microstructural analyze show that the predominant mechanism in the test conditions was characterized by formation and coalescence of micro cavities with shape and size varieties. The cavities are corrugated in discontinue regions, like inclusions and points involving dislocation. The size and shape of dimples are governed by number and distribution of nucleated micro cavities and by stress internal level present in the material.

**Key words:** Ti-6Al-4V alloy; Ceramic coating; Creep; Microstrutural analysis.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 62° Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

<sup>2</sup> Pesquisadora do Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA/CTA – São José dos Campos – SP – danielireis@hotmail.com

<sup>3</sup> Pesquisador da Divisão de Materiais – Comando Geral de Tecnologia Aeroespacial – AMR/IAE/CTA – São José dos Campos – SP.

<sup>4</sup> Pesquisador do ITA/CTA

<sup>5</sup> Pesquisador do Departamento de Engenharia de Materiais – Escola de Engenharia de Lorena – DEMAR/EEL/USP – Lorena – SP.

<sup>6</sup> Pesquisador da Divisão de Materiais – AMR/IAE/CTA

<sup>7</sup> Pesquisador do ITA/CTA .

## 1 Introdução

A busca por ligas com alta resistência à temperaturas elevadas e propriedades de alta resistência à fluência tem conduzido nas últimas décadas à atividades de pesquisa baseadas no desenvolvimento de novas ligas e/ou melhoria das já existentes.<sup>[1-3]</sup> Titânio e suas ligas são excelentes para aplicações em componentes estruturais submetidos à alta temperatura dando-lhes maior resistência à oxidação e estabilidade metalúrgica. Sua alta resistência à fluência é muito importante no aumento de seu desempenho em engenharia.<sup>[4,5]</sup> Entretanto, a sua afinidade por oxigênio é o principal fator que limita sua aplicação como material estrutural em altas temperaturas. A alta solubilidade do oxigênio no titânio resulta na perda de material e na formação de uma camada dura e frágil durante a exposição ao ar em altas temperaturas.<sup>[6-9]</sup> O desenvolvimento de ligas de titânio com o objetivo de aumentar as propriedades de fluência tem sido observado, embora a superfície de oxidação limita o uso destas ligas em temperaturas superiores a 600°C.<sup>[10,11]</sup> Uma grande parte das pesquisas em fluência têm sido destinadas à liga Ti-6Al-4V devido a sua importância industrial e tecnológica. Suas propriedades de fluência ao ar têm sido bem documentadas, porém o comportamento de fluência da liga em atmosfera de nitrogênio e com recobrimento cerâmico tem sido raramente estudado.<sup>[12-15]</sup>

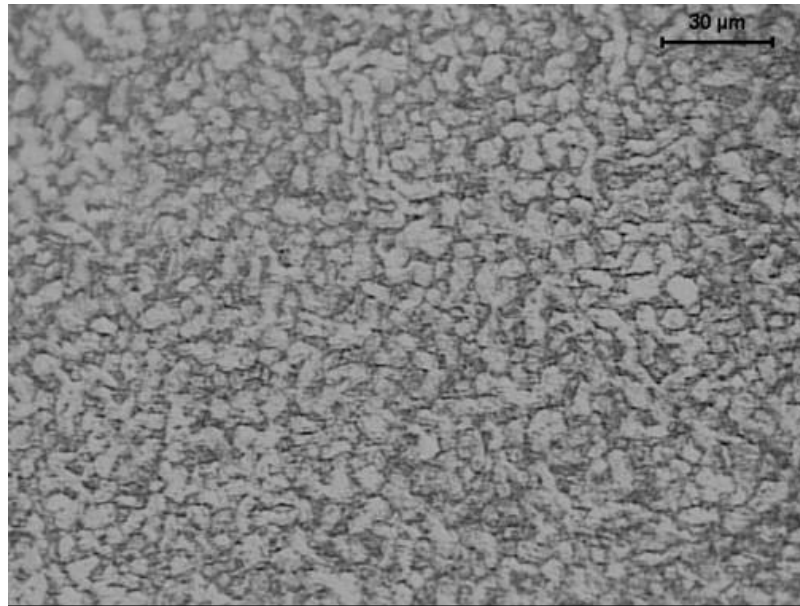
## 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A caracterização microestrutural pelas técnicas de microscopia óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), foi ferramenta valiosa para a compreensão dos mecanismos de fluência. As caracterizações microestruturais foram realizadas nos CDP recobertos e não-recobertos após ensaio de fluência. A análise microestrutural consiste em avaliar as possíveis variações das microestruturas e características das superfícies de fratura. Para as análises fractográficas e microestruturais, foram utilizadas amostras representativas dos testes de fluência, a 700°C ao ar (amostras recobertas) e em atmosfera de nitrogênio (amostras não recobertas).

A preparação das amostras para análise via microscopia óptica e MEV seguiu os padrões usuais de metalografia, ou seja, embutimento a quente (150°C) sob pressão de 21 MPa, seguido do lixamento manual com lixas à base de SiC, na seqüência de 120, 240, 320 400, 600 e 1200. O polimento foi feito com uma solução de sílica coloidal (OP-S). As imagens no MEV foram obtidas no modo elétrons retro-espalhados, cujo principal mecanismo de contraste está relacionado às diferenças de número atômico médio entre as fases presentes. Pela análise via MEV puderam ser estudadas as principais características das superfícies de fratura. Foi utilizado microscópio óptico Leica modelo DMRXP, estereoscópio ZEISS modelo Stemi SV11 e microscópio eletrônico de varredura da marca LEO modelo 435 VPI pertencente à AMR/IAE/CTA. Também foi utilizado microscópio eletrônico de varredura da marca JEOL modelo JFM-5310, pertencente ao LAS/INPE.

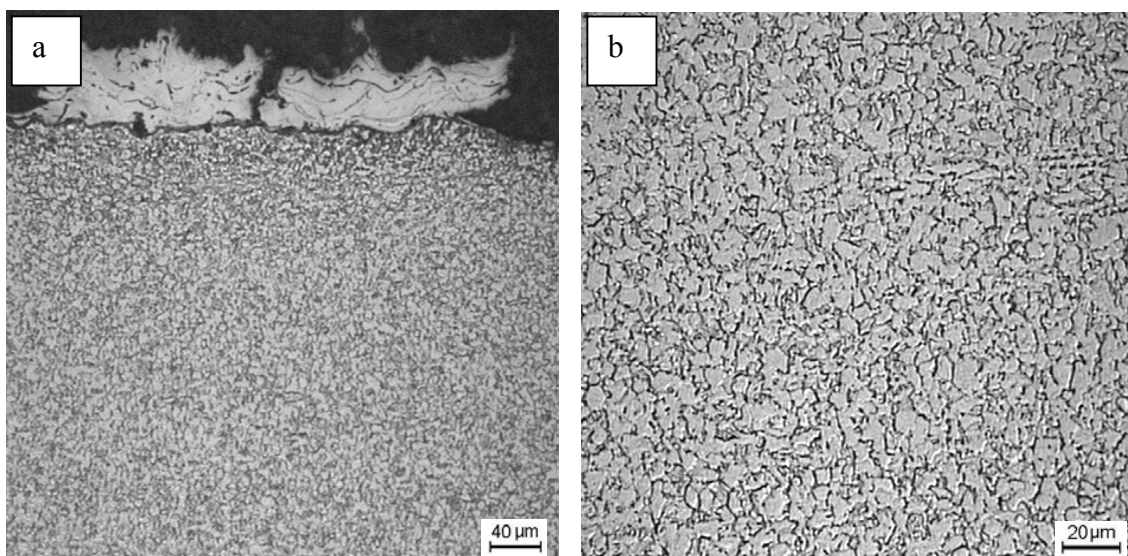
## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 apresenta uma micrografia da liga Ti-6Al-4V como recebida. Observam-se grãos  $\alpha$  (HC) e regiões escuras que definem a presença da fase  $\beta$  (CCC) ao longo dos contornos de grão.



**Figura 1** - Micrografia da liga Ti-6Al-4V como recebida.

A Figura 2 representa as seções transversal e longitudinal da amostra testada sob condições de fluência a 700°C, ao ar, com recobrimento metálico. Para o ataque da amostra utilizou-se o reagente Kroll.

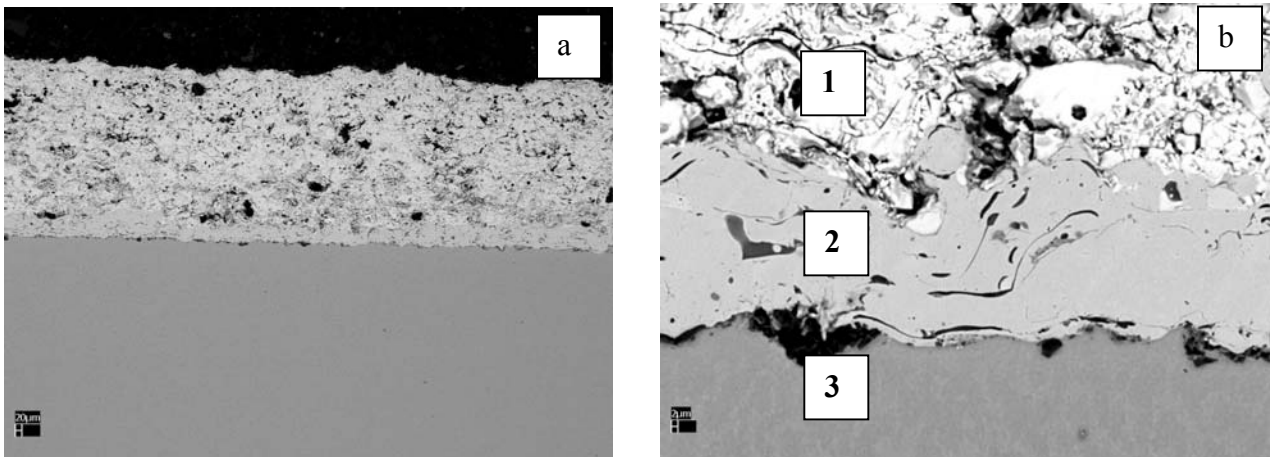


**Figura 2** – Seção longitudinal de uma amostra testada sob condições de fluência a 700°C, 56 MPa, com recobrimento metálico ao ar.

As micrografias apresentam crescimento de grão da fase alfa e dissolução da fase beta que, com base na microestrutura inicial antes do ensaio era contínua ao longo de contornos de grão. Isto pode ser considerado um mecanismo de degradação microestrutural juntamente com o crescimento de grão, formação de camadas de oxidação e trincas superficiais, além de rupturas da camada de recobrimento.

A Figura 3 apresenta as micrografias obtidas via MEV do recobrimento utilizado no substrato de Ti-6Al-4V. Confirma-se a espessura das camadas recobertas, encontrando-se os valores de 0,122 mm para a camada metálica e 0,806 mm para a camada cerâmica. Por meio da análise semi-quantitativa por EDS pode-se obter os valores composicionais de cada superfície analisada, como é

apresentado na Tabela 1, confirmando a composição dos elementos constituintes do recobrimento.



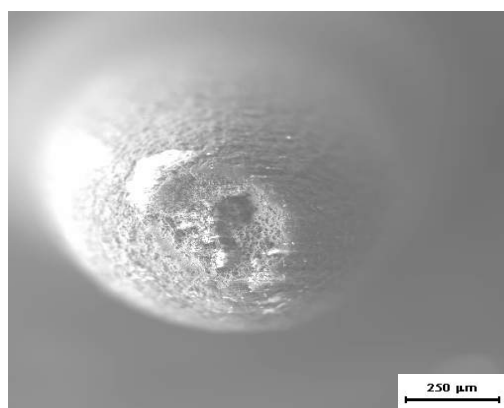
**Figura 3** - Micrografias obtidas via MEV do recobrimento utilizado no substrato de Ti-6Al-4V. a) Camadas depositadas sob substrato de titânio, b) Visão ampliada das camadas depositadas sob substrato de titânio: 1) camada cerâmica, 2) camada metálica e 3) substrato de Ti-6Al-4V.

**Tabela 1** - Análise semi-quantitativa de EDS das superfícies analisadas.

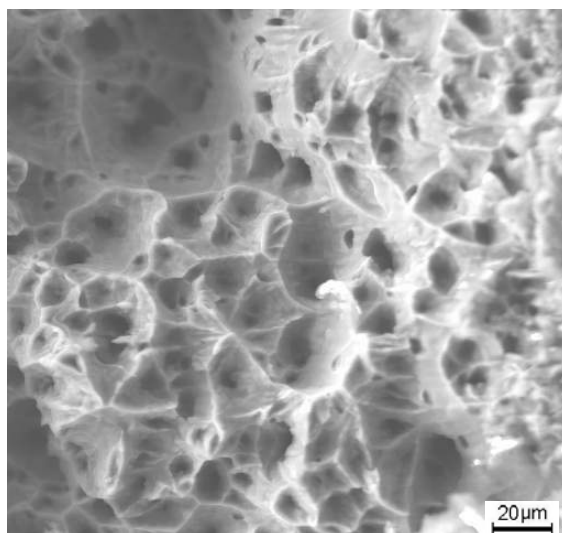
Elemento	Superfície Analisada		
	Camada Cerâmica (% peso)	Camada Metálica (% peso)	Substrato (% peso)
O	16,06	1,40	2,08
Al	0,17	6,61	5,04
Ti	6,89	6,30	83,67
V	0,32	0,24	4,74
Cr	0,71	19,34	0,49
Co	1,37	32,86	1,08
Ni	1,27	29,07	0,91
Y	5,34	0,65	0,06
Zr	67,87	3,55	1,94

A complementação da parte experimental compreende o estudo das principais características das superfícies de fratura. Amostras representativas dos testes de fluência a 700°C foram utilizadas para as análises fractográficas.

As Figuras 4 e 5 representam as amostras testadas sob condições de fluência a 700°C em atmosfera de nitrogênio.



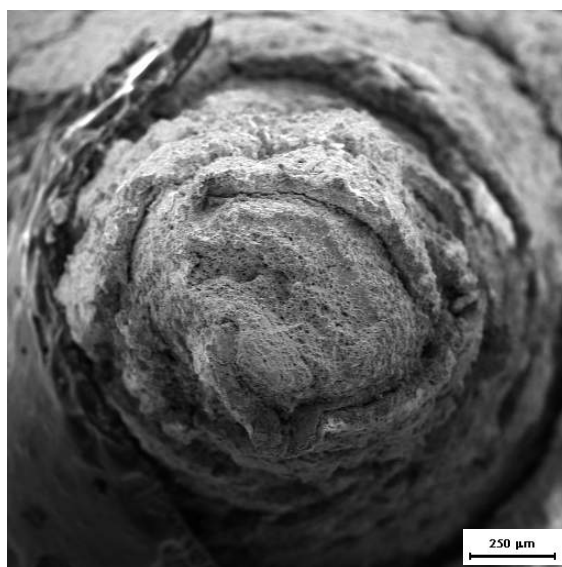
**Figura 4** – Aspecto geral da superfície de fratura a 700°C, 56 MPa, em atmosfera de nitrogênio.



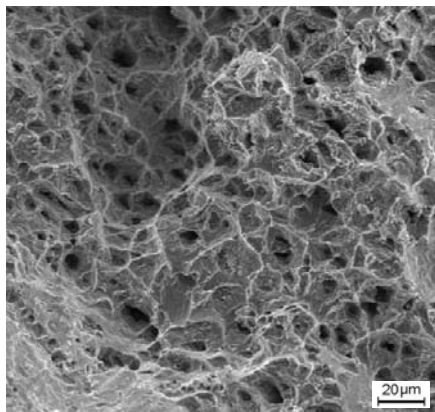
**Figura 5** – Região central da superfície de fratura a 700°C, 56 MPa, em atmosfera de nitrogênio.

Em todas as condições são evidenciados os fenômenos de estricção e o desenvolvimento de microcavidades. A região central da superfície de fratura a 700°C apresenta alterações mais profundas na superfície, como produto da temperatura mais elevada. Apresenta microtrincas onduladas, provavelmente devido à ação combinada da temperatura de ensaio, mecanismos de oxidação e da redução externa de área pelo fenômeno da estricção. Prevaecem em todos os casos os mecanismos de fratura dúctil.

As Figuras 6 e 7 representam as amostras com recobrimento cerâmico testadas sob condições de fluência a 700°C ao ar.



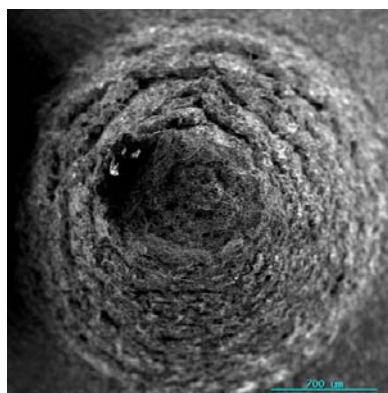
**Figura 6** – Aspecto geral da superfície de fratura a 700°C, 56 MPa, com recobrimento cerâmico ao ar.



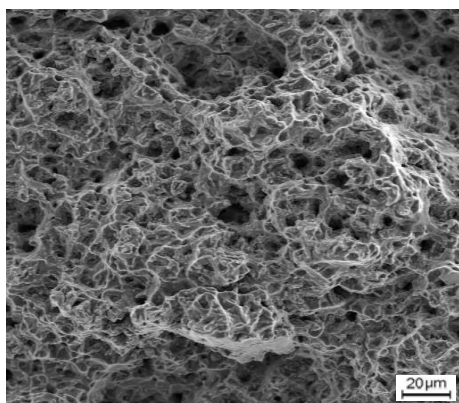
**Figura 7** – Região central da superfície de fratura a 700°C, 56 MPa, com recobrimento cerâmico ao ar.

Para as amostras com recobrimento cerâmico ensaiadas ao ar também se observam os fenômenos de estricção e o desenvolvimento de microcavidades. Em condições de fluência sob o efeito prolongado da temperatura, as superfícies apresentam topografia acidentada. Observa-se o descolamento do recobrimento cerâmico do substrato de Ti-6Al-4V à zona de cisalhamento, característicos da fratura transgranular. A 700°C destacam-se as profundas cavidades localizadas na região fibrosa apresentando marcas típicas de deformação junto as paredes laterais, resultantes de deslizamento planar.

As Figuras 8 e 9 representam as amostras com recobrimento metálico testadas sob condições de fluência a 700°C ao ar.



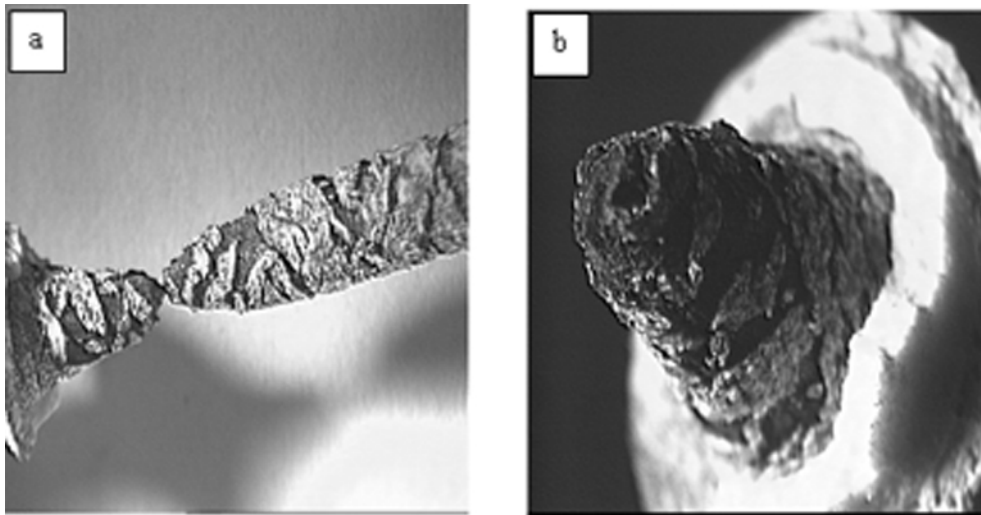
**Figura 8** – Aspecto geral da superfície de fratura a 700°C, 56 MPa, com recobrimento metálico ao ar.



**Figura 9** – Região central da superfície de fratura a 700°C, 56 MPa, com recobrimento metálico ao ar.

As amostras com recobrimento metálico ensaiadas ao ar apresentaram também os fenômenos de estrição e o desenvolvimento de microcavidades. A 700°C observam-se alterações mais profundas na superfície, com microtrincas onduladas. As análises fractográficas revelam que o mecanismo predominante nas condições de ensaio apresentadas é caracterizado pela formação e coalescência de microcavidades com forma e tamanhos variados. As cavidades são onduladas em regiões de descontinuidades, como inclusões e possivelmente em pontos envolvendo empilhamento de discordâncias, cujas tensões localizadas induzem a formação de vazios como forma de aliviar a tensão local. O tamanho e a forma dos *dimples* são governados pelo número e distribuição de microcavidades nucleadas e pelo nível de tensões internas presentes no material.

A Figura 10 representa a amostra testada sob condições de fluência a 700°C ao ar com recobrimentos cerâmico, observadas em estereoscópio para uma melhor visualização do efeito da oxidação e degradação do recobrimento sofridos pelo material após ensaio de fluência.



**Figura 10** – Amostra testada sob condições de fluência a 700°C, 56 MPa, com recobrimento cerâmico ao ar. Aumentos: 6x (a) e 16x (b).

Pode-se observar a intensa degradação sofrida pelo recobrimento cerâmico e metálico aplicado sobre o substrato como efeito da temperatura e tensão aplicadas. O material sofreu uma fratura dúctil com ruptura bem irregular.

#### 4 CONCLUSÕES

As análises fractográficas revelam que o mecanismo predominante nas condições de ensaio apresentadas é caracterizado pela formação e coalescência de microcavidades com forma e tamanhos variados. As cavidades são onduladas em regiões de descontinuidades, como inclusões e possivelmente em pontos envolvendo empilhamento de discordâncias, cujas tensões localizadas induzem a formação de vazios como forma de aliviar a tensão local. O tamanho e a forma dos *dimples* são governados pelo número e distribuição de microcavidades nucleadas e pelo nível de tensões internas presentes no material.

## Agradecimentos

FAPESP (Proc.02/04736-7) pelo apoio financeiro e Rolls-Royce Brasil (São Bernardo do Campo) pelos recobrimentos por aspersão de plasma.

## Referências

- 1 McKee, D.W. and Luthra, K.L. M., 1993, Surface and Coatings Technology, Vol.56, pp. 109-117.
- 2 Boyer, R. R., 1996, Mater. Sci. Eng. A, Vol.213, pp. 103.
- 3 Abkowitz, S.;Burke, J. J. and Hiltz Jr., R. H., 1955, "Technology of Structural Titanium." D. Van Nostrand Company, pp. 31-32.
- 4 Seco, F. J. and Irisarri, A. M., 2001, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struc., Vol.24, pp. 741-750.
- 5 Gurrappa, I. and Gogia, A. K., 2001, Surface and Coatings Technology, Vol.139, pp. 216-221.
- 6 LaPierre, K.; Herman, H. and Tobin, A. G., 1991, Ceram. Eng. Sci. Proc., Vol.12, No. 7-8, pp. 1201-1221.
- 7 Xu, H.; Gong, S. and Deng, L., 1998, Thin Solid Films, Vol. 334, pp. 98-102.
- 8 Sohn, Y. H.; Lee, E. Y.; Nagaraj, B. A.; Biederman, R. R. and Sisson Jr., R. D., 2001, Surface and Coatings Technology, Vol.146-147, pp. 132-139.
- 9 Kucuk, A.; Berndt, C. C.; Senturk, U. and Lima, R. S., 2000, Mater. Sci. Eng. A, Vol.284, pp. 41-50.
- 10 Barboza, M.J.R.; Perez, E.A.C. ; Medeiros, M.M. ; Reis, D.A.P.; Nono, M.C.A. ; Piorino Neto, F. ; Silva, C.R.M., 2006, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 428, pp. 319-326.
- 11 Reis, D.A.P.; Silva, C.R.M.; Nono, M.C.A. ; Barboza, M.J.R.; Piorino Neto, F. and Perez, E.A.C. , 2006, Materials at High Temperatures , Vol.2, pp. 449-452.
- 12 Reis, D.A.P. et al., 2006, Materials Science Forum, Vol.530-531, pp. 690-695.
- 13 Dyson, B. F. and Mc Lean, M., 1990, ISIJ Int., Vol.30, pp. 802-811.
- 14 Barboza, M.J.R.; Moura Neto, C.; Silva, C.R.M., 2004, Mater. Sci. Eng. A, Vol.369, pp. 201-209.
- 15 Reis, D.A.P.; Silva, C.R.M.; Nono, M.C.A.; Barboza, M.J.R.B.; Piorino, F.; Perez, E.A.C., 2005, Mater. Sci. Eng. A, Vol.399, pp.276-280.