

ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE LIGAS BETA DE TITÂNIO PARA APLICAÇÕES AERONÁUTICAS

Marcia M. H. Ahn, Reinilson do Nascimento, Carlos A. R. P. Baptista
EEL/USP - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo
Área II, Depto. Engenharia de Materiais, Pólo Urbo-Industrial, Gleba AI-6,
Lorena/SP. CEP 12602-810. email: marcia.mha@alunos.eel.usp.br

RESUMO

As ligas Ti-beta constituem um grupo promissor de ligas de titânio em termos de processamento, propriedades e aplicações potenciais. O presente trabalho teve por objetivo estudar o comportamento em fadiga de alto ciclo de duas ligas beta de alta resistência mecânica destinadas ao emprego na indústria aeroespacial: Ti-13V-11Cr-3Al e Ti-10V-2Fe-3Al. Um dos aspectos que as diferencia é o molibdênio equivalente (Mo-Eq), valendo 23,3 para a liga Ti-13-11-3 e 9,5 para a Ti-10-2-3. O estudo do comportamento em fadiga baseou-se na obtenção de curvas S/N por meio de ensaios em flexão rotativa ($R = -1$). Diferentes condições microestruturais foram selecionadas para os ensaios. Verificou-se que a liga Ti-13-11-3 apresentou limite de fadiga (para 10 milhões de ciclos) em torno de 360 MPa, independente da condição microestrutural adotada. A liga Ti-10-2-3 apresentou limite de fadiga acima de 600 MPa, resultado que pode ser creditado à presença de fase alfa primária com morfologia globular e fração volumétrica de 22%.

Palavras-chave: Titânio, Ligas beta, fadiga de alto ciclo.

INTRODUÇÃO

O titânio e suas ligas apresentam excelente relação resistência/massa específica e resistência à corrosão, o que torna esses materiais atraentes ao emprego estrutural, notadamente no setor aeroespacial. O titânio é aplicado na fabricação de ligas leves e de elevada resistência, que são empregadas em reatores, motores de foguetes, aviões e automóveis. Essas ligas também são utilizadas na elaboração de próteses ortopédicas e na produção de bicicletas e artefatos esportivos.

O titânio comercialmente puro possui estrutura hexagonal compacta (HC) à temperatura ambiente; esta fase é denominada alfa (α) com razão $c/a = 1,587$, a qual é menor do que a ideal (1,633), induzindo a um comportamento plástico anisotrópico à temperatura ambiente^(1, 2). A fase alfa é termodinamicamente estável até a temperatura de 882 °C, quando se transforma numa estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), conhecida como fase beta (β), estável até a temperatura de fusão.

Adições de elementos de liga aumentam a resistência mecânica em comparação com o titânio comercialmente puro. Estes elementos de liga, como Al, V, Cr, Fe, Mn e Sn, são adicionados tanto em sistemas binários como em sistemas ternários e mais complexos. Simultaneamente ao aumento de dureza, ocorre uma redução da ductilidade. A cinética de transformação da fase beta para a fase alfa durante o resfriamento influencia as propriedades das ligas de titânio. Dependendo das condições de transformação, podem surgir à temperatura ambiente fases metaestáveis. Do mesmo modo, a adição de determinados elementos de liga a partir de certos teores faz com que a fase beta possa ser estável à temperatura ambiente, podendo coexistir com a fase alfa ou até mesmo predominar^(3, 4). Com base nas fases presentes, ligas de titânio podem ser classificadas como ligas α , ligas β e ligas $\alpha + \beta$. Além disso, as ligas β podem eventualmente ser subdivididas em ligas quase- β , ligas β metaestáveis e ligas β estáveis⁽³⁾.

Os elementos empregados na obtenção das ligas de titânio podem ser classificados em três grupos: α -estabilizadores, β -estabilizadores e neutros. Os estabilizadores da fase alfa, como o alumínio e o oxigênio, elevam a temperatura de transformação alotrópica. O nitrogênio e o carbono também são α -estabilizadores, embora estes elementos não sejam adicionados intencionalmente na formulação de ligas. Os elementos estabilizadores da fase β classificam-se como isomorfos e

eutetóides. Exemplos de β -estabilizadores isomorfos são Mo, V, Nb, Ta, Hf e Re, e de eutetóides são Fe, Cr, Si, Ni, Co, Cu e Mn⁽⁵⁾.

As ligas Ti- β apresentam as maiores relações resistência/peso dentre todas as ligas de titânio, embora possuam também densidades ligeiramente superiores às demais ligas. Elas tendem também a apresentar menores valores do módulo de Young, o que é desejável no caso de aplicações biomédicas^(6, 7, 8). É necessário definir as ligas Ti- β de forma apropriada, considerando que pode haver um aumento contínuo de fase beta estabilizada ao se aumentar o teor de elementos β -estabilizadores, e a distinção entre ligas β e ligas $\alpha + \beta$ tende a ser subjetiva⁽⁶⁾.

Do ponto de vista operacional, considera-se uma liga beta qualquer liga à base de titânio suficientemente rica em β -estabilizadores de modo que, ao sofrer têmpera em água gelada a partir do campo β (ou seja, de uma temperatura acima da β -transus), retenha a fase β sem que esta sofra transformação martensítica. No entanto, isto não significa que esta fase β seja estável, pois ela pode se decompor, por exemplo, mediante um reaquecimento posterior. Cotton e colaboradores⁽⁶⁾ comentam que a fase beta retida é metaestável em praticamente todas as ligas comerciais, e que esta definição operacional de ligas Ti- β ignora a possível formação de uma outra fase metaestável denominada ômega (ω).

Pode-se definir o limite entre composições pobres e ricas em solutos empregando-se o índice denominado “molibdênio equivalente” (Mo-Eq), calculado a partir da importância relativa dos principais elementos de liga como estabilizadores das fases alfa ou beta. Visto que a concentração crítica para reter a fase β no sistema binário Ti-Mo foi estimada em 10% em peso de molibdênio, o Mo-Eq é um índice que permite reduzir composições químicas complexas a um único parâmetro de estabilidade. Segundo Bania⁽⁵⁾, o limite que separa composições pobres e ricas em solutos corresponde ao valor de Mo-Eq em torno de 10%.

A manipulação microestrutural das ligas de titânio por meio de tratamentos térmicos baseia-se na nucleação e crescimento da fase α a partir de β ao se resfriar o material. A transformação martensítica também é possível quando o resfriamento a partir da fase β é realizado rapidamente. Dois tipos de martensita podem ser formados⁽⁹⁾: a hexagonal compacta α' e a ortorrômbica α'' . Em alguns casos, dependendo da composição e parâmetros de tratamento térmico, a precipitação da

fase metaestável ω é possível. Entretanto, a precipitação dessa fase não é desejável, pois a mesma leva à fragilização da liga e deve ser evitada.

O recozimento do titânio e suas ligas serve, principalmente, para aumentar a resistência à fratura, a ductilidade à temperatura ambiente, estabilidade dimensional e térmica e a resistência à fluência. Muitas ligas de titânio são colocadas em serviço no estado recozido. Uma vez que a melhoria em uma ou mais propriedades é geralmente obtida à custa de alguma outra propriedade, o ciclo de recozimento deve ser escolhido de acordo com o objetivo do tratamento. Recentemente, apresentou-se uma estratégia baseada em um processo rápido de recristalização produzido por um tratamento térmico curto em amostras resfriadas instantaneamente. Esta estratégia, chamada de tratamento *flash*, tem se mostrado muito eficiente em diminuir a escala microestrutural, mantendo o tamanho de grãos em cerca de $1\mu\text{m}$ com precipitação das fases α e ω em escala nanométrica⁽¹⁰⁾. Microestruturas refinadas apresentam potencialmente melhor resistência à fadiga e, portanto, o estudo do comportamento em fadiga de uma liga Ti- β de alta resistência submetida ao tratamento *flash* é de grande interesse.

O presente trabalho teve por objetivo estudar o comportamento em fadiga de alto ciclo de duas ligas beta de alta resistência mecânica destinadas ao emprego na indústria aeroespacial: Ti-13V-11Cr-3Al e Ti-10V-2Fe-3Al. A primeira foi produzida comercialmente a partir de 1955 como a liga de alta resistência, tratável termicamente, destinada à estrutura da fuselagem do avião SR-71 *Blackbird*^(6, 11). Na década de 1980, esta liga foi adaptada para ser empregada em molas para sistemas de atuadores de aeronaves⁽¹¹⁾. Também na década de 1980, várias novas ligas beta foram destinadas à aplicação em aviões comerciais, dentre elas a Ti-10-2-3⁽⁶⁾. Um dos aspectos que diferencia essas ligas é o molibdênio equivalente (Mo-Eq), valendo 23,3 para a liga Ti-13-11-3 e 9,5 para a Ti-10-2-3. O estudo do comportamento em fadiga baseou-se na obtenção de curvas S/N por meio de ensaios em flexão rotativa ($R = -1$). A liga Ti-13-11-3 foi tratada termicamente em duas condições, o recozimento e o tratamento *flash*. A liga Ti-10-2-3 foi recebida numa condição solubilizada e envelhecida especificada para aplicação em peças de trens de pouso, e foi testada nesta condição (“como recebida”). Complementando o trabalho, as superfícies de fratura de corpos-de-prova fraturados por fadiga foram examinadas ao microscópio eletrônico de varredura (MEV).

MATERIAIS E MÉTODOS

No desenvolvimento experimental do presente trabalho foram empregadas as ligas Ti-13V-11Cr-3Al e Ti-10V-2Fe-3Al. Amostras desses mesmos materiais foram utilizadas em trabalhos anteriores realizados no DEMAR/EEL^(12, 13). Análise química por ICP encontrou, para a liga Ti-13-11-3, os seguintes teores: 14,1% V, 11,1% Cr, 3,3% Al e 0,18% Fe (porcentagens em peso), e para a liga Ti-10-2-3, os teores: 10,4% V, 1,91% Fe e 3,02% Al. Estes valores estão em conformidade com as especificações AMS 4917, e AMS 4984, respectivamente. Para a realização do trabalho, a liga Ti-10-2-3 foi utilizada na condição “como recebida”, e a liga Ti-13-11-3 foi tratada termicamente para duas condições distintas, descritas a seguir.

O recozimento das peças previamente usinadas da liga Ti-13-11-3 foi realizado em um forno Lindberg/Blue modelo STF54434C. Antes do tratamento térmico as peças foram lixadas, limpas com acetona e encapsuladas a vácuo (10^{-3} torr) em tubos de quartzo. Esses tubos foram mantidos no forno por 1 hora à temperatura de 750°C. Após esse período, os tubos foram retirados do forno e resfriados ao ar calmo. O tratamento *flash* consistiu na imersão das peças em solução salina supersaturada de cloreto de magnésio ($MgCl_2$) a 650°C por 360 segundos, seguida de resfriamento rápido (*quench*) em água. Após este procedimento, as amostras passaram por limpeza para remoção das incrustações salinas.

Para o exame metalográfico, amostras das ligas foram cortadas em cortadeira de precisão com disco diamantado e em seguida embutidas à quente utilizando-se resina baquelite. Após o embutimento, as amostras foram lixadas utilizando-se a sequência de lixas de carbetto de silício: 200, 400, 600, 800, 1200 e 2400 μm , e em seguida foram polidas utilizando-se suspensão alumina.

A caracterização mecânica das ligas foi feita por meio de medidas de microdureza Vickers, testes de tração e ensaios de fadiga de alto ciclo. Os ensaios de fadiga ($R = -1$) foram conduzidos no Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEL/USP, em uma máquina de flexão rotativa Fatigue Dynamics modelo RBF-200. Foram utilizados corpos-de-prova do tipo *cantilever beam* de seção circular, com diâmetro útil de 4,05 mm, os quais receberam acabamento com lixa #800. Após os ensaios de fadiga, as superfícies de fratura dos corpos-de-prova fraturados foram examinadas via microscopia eletrônica de varredura (MEV), no equipamento LEO modelo 1450 VP pertencente ao DEMAR/EEL/USP.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 apresenta micrografias representativas das duas ligas. Condizente com o alto valor de Mo-Eq, a liga Ti-13-11-3 retém 100% de fase beta em sua microestrutura, composta por grãos equiaxiais quando recozida (a) e apresentando-se parcialmente recristalizada com o tratamento *flash* (b). A micrografia óptica revela os contornos de grão da liga Ti-10-2-3 (c), cuja microestrutura composta por partículas de fase alfa em matriz beta pode ser observada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) no modo de elétrons retro-espalhados (d).

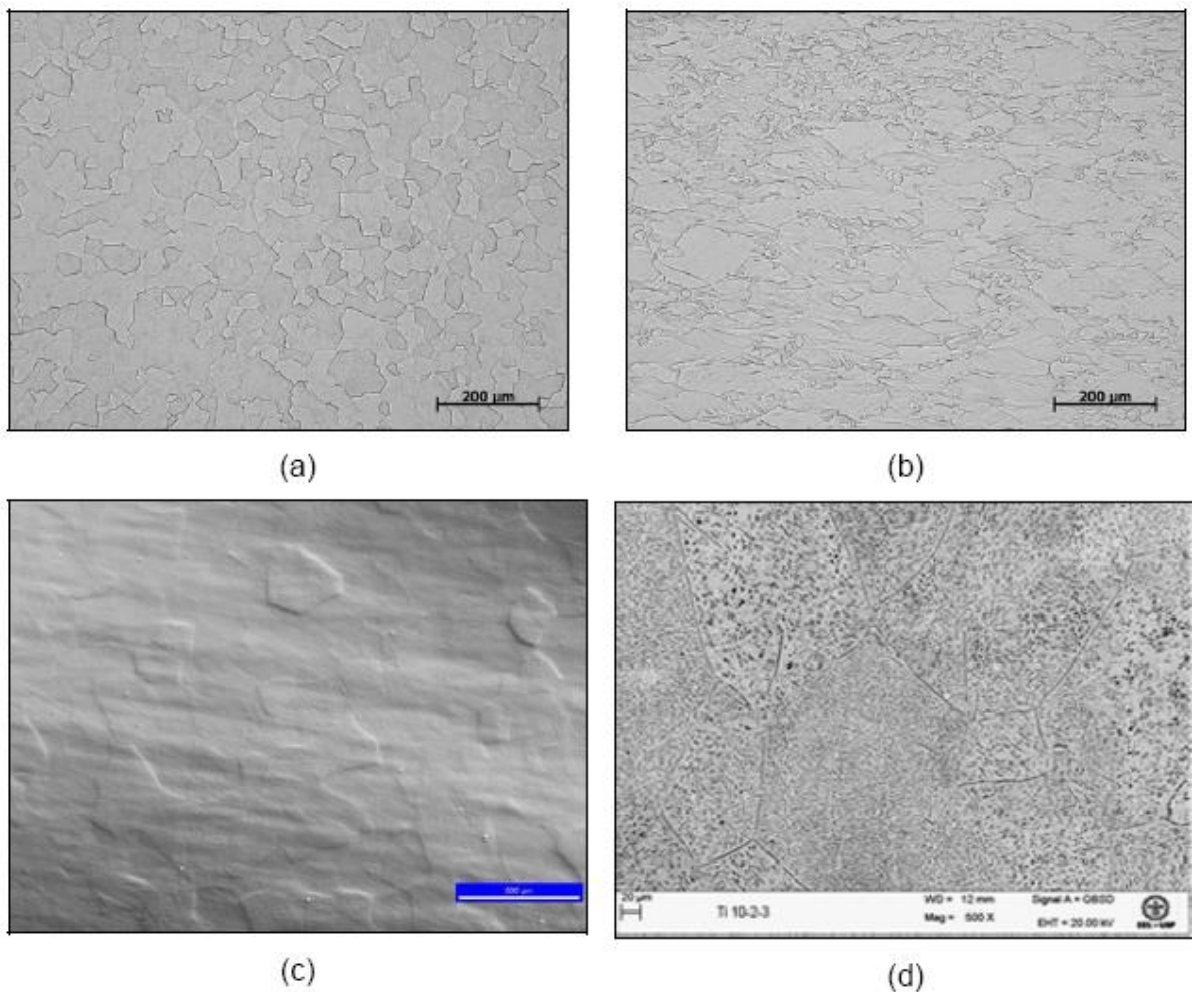


Figura 1. Cortes longitudinais da liga Ti-13-11-3 observados ao microscópio óptico nas condições: recozida (a) e submetida ao tratamento *flash* (b); amostra da liga Ti-10-2-3 examinada ao microscópio óptico (c) e ao MEV (d).

Microanálises via EDS realizadas na amostra da liga Ti-10-2-3 mostraram que a matriz (fase clara na Figura 1d) é mais rica em ferro e vanádio (estabilizadores beta),

com teores em peso estimados em 11% e 2%, enquanto as partículas escuras têm menores teores desses elementos (5% e 0,5%, respectivamente) e apresentam maior teor de alumínio (estabilizador alfa), com 4,3% em peso. Análises de imagem permitiram estimar a fração volumétrica da fase alfa nesta liga em torno de 22%.

Os valores da microdureza Vickers, do Limite de Resistência à tração e da estricção (redução em área das amostras fraturadas em tração) são apresentados na Tabela 1. Verifica-se que a liga Ti-10-2-3 apresenta-se mais dura, resistente e com menor ductilidade que ambas as condições da liga Ti-13-11-3. As propriedades mecânicas da liga Ti-10-2-3 dependem da morfologia e fração volumétrica da fase alfa, bem como a eventual formação da fase ômega durante o envelhecimento⁽¹⁴⁾. No caso da liga Ti-13-11-3, com microestrutura monofásica, o tratamento *flash* resultou em melhor combinação de propriedades, com resistência à tração ligeiramente superior e maior ductilidade que o material recozido.

Tabela 1. Propriedades Mecânicas das ligas beta avaliadas neste trabalho.

Propriedades	Designação da Liga		
	Ti-13-11-3 Recozido	Ti-13-11-3 <i>Flash</i>	Ti-10-2-3 Solub.+Env.
Microdureza Vickers (kgf/mm ²)	327 ± 9	324 ± 7	367 ± 12
Limite Resistência à Tração (MPa)	940	1.029	1.100
Estricção (%)	36	52	10

Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa são mostrados na Figura 2. Junto com os pontos experimentais foram traçadas linhas de tendência para representar as curvas S/N (tensão-vida) dos materiais testados. Mesmo considerando que esteja prevista a realização de ensaios adicionais com a liga Ti-10-2-3, os resultados obtidos até o momento permitem situar o limite de fadiga desta liga acima de 600 MPa, mais de 50% de sua resistência à tração e bastante superior ao desempenho em fadiga mostrado pela liga Ti-13-11-3. Esta, na condição recozida, apresentou resistência à fadiga ligeiramente superior ao material submetido ao tratamento *flash*, ainda que sua resistência à tração seja menor. O limite de fadiga para a liga recozida está próximo de 360 MPa, ou 38% de sua resistência à tração. Outro aspecto notável dos dados de fadiga é a grande dispersão verificada nos pontos experimentais. Um mesmo nível de tensão aplicada

pode resultar em vida em fadiga na faixa de 10^4 ou 10^6 ciclos, ou seja, duas ordens de grandeza de diferença. S.K. Jha e K.S. Ravi Chandran⁽¹⁵⁾ também observaram o que foi denominado de dualidade na curva S/N da liga Ti-10-2-3. Ao variar o tempo e temperatura de envelhecimento, esses pesquisadores obtiveram microestruturas com diferentes morfologias e frações volumétricas das fases presentes. Um comportamento em fadiga não-usual foi observado no caso de amostras com baixa fração volumétrica (da ordem de 10%) da fase alfa primária (α_p). A dispersão dos dados de fadiga foi atribuída ao fato de, nestas condições, haverem probabilidades iguais de nucleação superficial e sub-superficial da trinca de fadiga. Os pontos correspondentes à nucleação sub-superficial da trinca apresentaram vida em fadiga substancialmente maior comparada à dos pontos com nucleação da trinca na superfície. No presente trabalho em andamento ainda não foi possível estabelecer uma associação deste tipo.

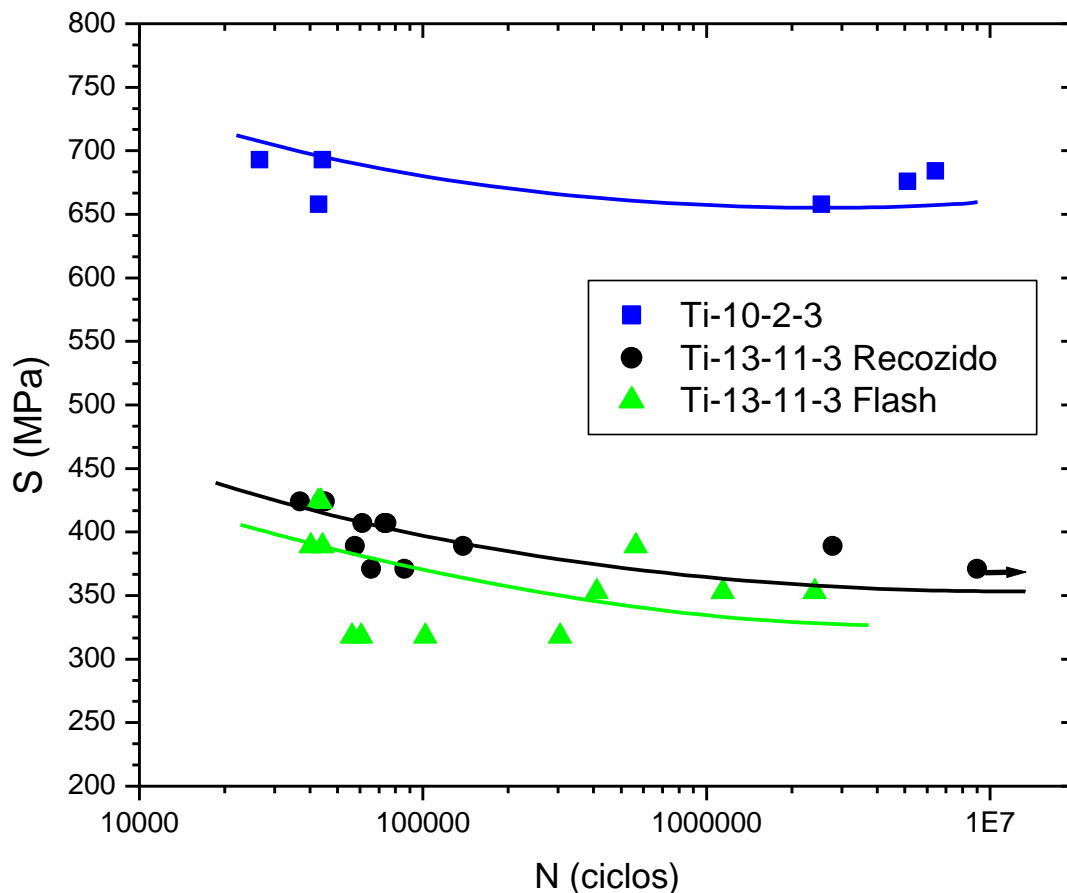


Figura 2. Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

As superfícies de fratura dos corpos-de-prova de fadiga foram examinadas para a identificação dos pontos de início da trinca e os estágios de propagação estável e ruptura final. Resultados parciais são apresentados no presente trabalho. A Figura 3 apresenta imagens obtidas via MEV de corpos-de-prova da liga Ti-13-11-3 nas condições: recozida (a) e *flash* (b). Na Figura 3a observa-se a superfície de fratura de uma amostra ensaiada no nível de tensão de 389 MPa, com vida em fadiga de 2,8 milhões de ciclos. Nota-se uma única região de início da trinca de fadiga, a qual se propagou por grande parte da seção transversal até que esta não mais suportou o carregamento, determinando o término do ensaio. Em uma região correspondente aproximadamente à metade da seção fraturada que contém a região de início da trinca, verificou-se a existência de pequenas cavidades dispersas em toda a área. A outra metade da seção fraturada não apresenta essa característica, e constitui possivelmente uma região de propagação rápida da trinca imediatamente anterior à finalização do ensaio. A pequena região de ruptura dúctil no lado oposto ao do início da trinca foi obtida pela fratura da peça em uma máquina de tração após a finalização do ensaio de fadiga. O grande número de pequenas cavidades observadas na região próxima ao início da trinca possivelmente deve-se à decoesão intergranular. A formação de trincas secundárias intergranulares por fadiga foi observada em ensaios com alta taxa de deformação em amostras de nióbio de pureza comercial e da liga Nb-1Zr em ensaios com carregamento totalmente reverso⁽¹⁶⁾ e também foi citada como um possível mecanismo de fratura por fadiga em ligas à base de titânio⁽¹⁷⁾. As trincas intergranulares no titânio estão possivelmente associadas à presença de átomos de impurezas que se concentram nos contornos de grão, enfraquecendo as forças coesivas entre grãos adjacentes. Na Figura 3b é mostrada uma ampliação da região de propagação estável da trinca. Nesta fratura predominantemente transgranular algumas cavidades e pequenas regiões com estrias podem ser observadas, acompanhadas de facetas com degraus, mecanismo de fratura frágil. Um corpo-de-prova recozido ensaiado no mesmo nível de tensão, mas com vida em fadiga bem inferior (60 mil ciclos) apresentou características fractográficas idênticas, indicando que o tempo de propagação da trinca possivelmente foi o mesmo, e o que diferenciou o resultado dos ensaios foi a iniciação da trinca, o que está de acordo com a hipótese da dualidade em fadiga de S.K. Jha e K.S. Ravi Chandran⁽¹⁵⁾. Na Figura 3c observa-se a superfície de fratura

de uma amostra submetida ao tratamento *flash* ensaiada no nível de tensão de 353 MPa, com vida em fadiga de 2,4 milhões de ciclos. A imagem é bastante similar à fratura da amostra recozida. A fratura é predominantemente transgranular. Um aspecto microscópico evidenciado na Figura 3d é a morfologia de fratura em “sulcos de arado” (*furrow morphology*), observada na região de propagação estável da trinca, que também registra a presença de facetas em degraus e estrias. Esta morfologia de fratura é similar à que foi observada por Azevedo em placas de titânio empregadas em implantes⁽¹⁸⁾.

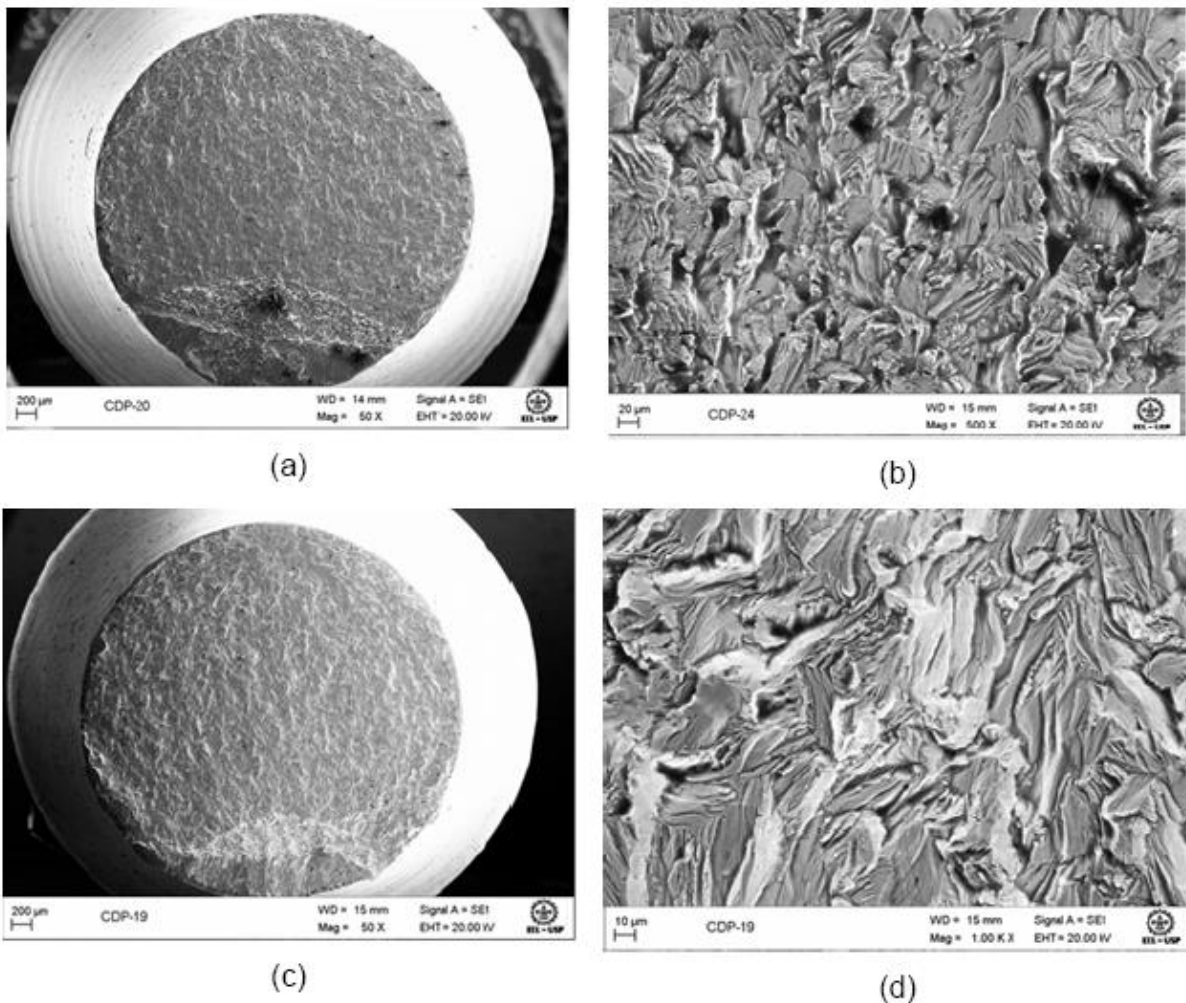


Figura 3. Superfícies de fratura por fadiga de amostras da liga Ti-13-11-3 nas condições: recozida (a) e (b) e submetida ao tratamento *flash* (c) e (d). Imagens obtidas via MEV (modo de elétrons secundários).

Na Figura 4a observa-se a superfície de fratura de um corpo-de-prova da liga Ti-10-2-3 ensaiado no nível de tensão de 676 MPa, com vida em fadiga de 5,1 milhões de ciclos. Como no caso da liga Ti-13-11-3, a trinca de fadiga cresceu a

partir de um único ponto de iniciação. A região de propagação estável da trinca é claramente definida, ocupando mais da metade da superfície de fratura. A ampliação desta região, mostrada na Figura 4b, evidencia a presença de estrias e trincas secundárias. A nível microscópico, a superfície de fratura, na região de propagação estável da trinca, apresenta-se menos acidentada que no caso da liga Ti-13-11-3.

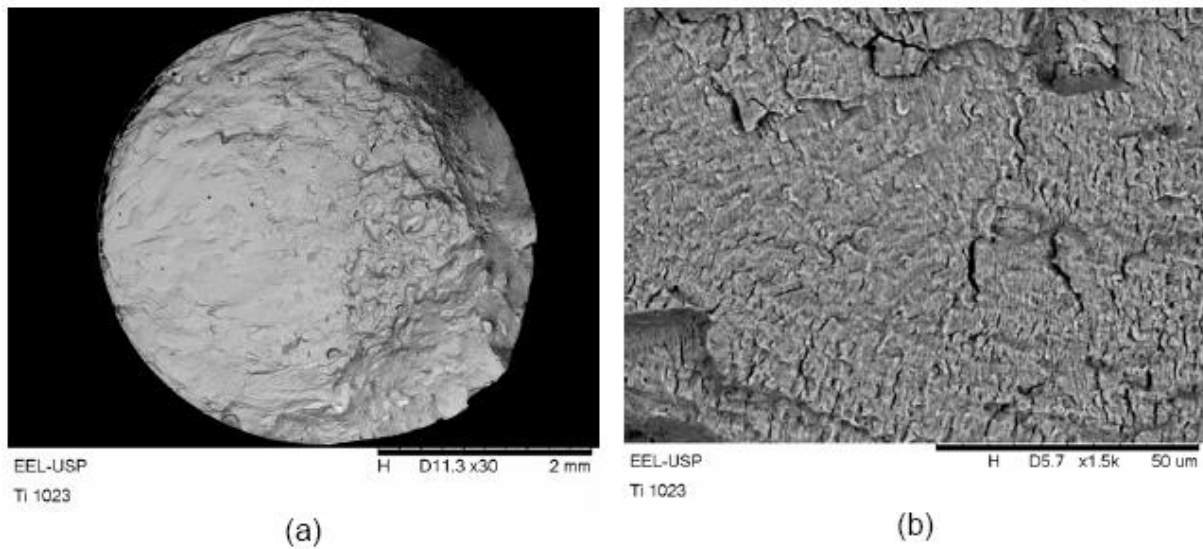


Figura 4. Superfície de fratura por fadiga de amostra da liga Ti-10-2-3: (a) visão geral; (b) ampliação da região de propagação estável da trinca. Imagens obtidas via MEV (modo de elétrons secundários).

CONCLUSÕES

Os resultados obtidos até o momento situam o limite de fadiga em flexão rotativa da liga Ti-10V-2Fe-3Al, na condição estudada, acima de 600 MPa, mais de 50% de sua resistência à tração e bastante superior ao desempenho mostrado pela liga Ti-13V-11Cr-3Al. Esta, na condição recozida, apresentou resistência à fadiga ligeiramente superior ao material submetido ao tratamento *flash*, ainda que sua resistência à tração seja menor. O limite de fadiga para a liga recozida foi 360 MPa, ou 38% de sua resistência à tração. Outro aspecto notável dos dados de fadiga é a grande dispersão verificada nos pontos experimentais, resultando em vidas na faixa de 10^4 a 10^6 ciclos para um mesmo nível de tensão, indicando uma possível dualidade no comportamento em fadiga desses materiais. O exame das superfícies de fratura das amostras indicou que as trincas iniciaram em um único ponto na superfície e a propagação foi predominantemente transgranular.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à M.Sc. Ana Márcia Barbosa da Silva Antunes pelo auxílio na obtenção de imagens via MEV e à Tecnóloga Karen Monique da Silva Palma pelo auxílio na preparação de amostras para exame metalográfico.

REFERÊNCIAS

- (1) CHICHILI, D. R., RAMESH, K. T., HEMKER, K. J. The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling. **Acta Materialia**, p. 1025 - 1043, 1997.
- (2) SALEM, A. A., KALIDINDI, S. R., DOHERTY, R. D., Strain hardening of titanium: role of deformation twinning. **Acta Materialia**, p. 4225-4237, 2003.
- (3) ASM INTERNATIONAL HANDBOOK, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Materials Park, Ohio: ASM International, Versão Digital, 1992.
- (4) WU, G. Q.; SHI, C. L.; SHA, W.; SHA, A. X.; JIANG, H. R. Microstructure and high cycle fatigue fracture surface of a Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe Titanium alloys. **Materials Science & Engineering**, 2013.
- (5) BANIA, P. J. Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. **Journal of Metals**, v. 46, n. 7, p. 16-19, 1994.
- (6) COTTON, J. D.; BRIGGS, R. D.; BOYER, R. R.; TAMIRISAKANDALA, S. RUSSO, P.; SHCHETNIKOV, N.; FANNING, J. C. State of the art in beta titanium alloys for airframe applications. **The Minerals, Metals & Materials Society, JOM**, v. 67, n. 6, 2015.
- (7) SILVA, H.M., SCHNEIDER, S.G., MOURA NETO, C. Study of nontoxic aluminum and vanadium-free titanium alloys for biomedical applications. **Materials Science and Engineering C**, v.24, p. 679-682, 2004.
- (8) BAPTISTA, C. A. R. P.; SCHNEIDER, S. G.; TADDEI, E. B.; SILVA, H. M. Fatigue behavior of arc melted Ti-13Nb-13Zr alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 26, p. 967-973, 2004.
- (9) DONACHIE Jr., M. J., Titanium – a technical guide, Metals Park: Ohio, ASM International, 1988.
- (10) SUN, F.; NOWAK, S.; GLORANT, T.; LAHEURTE, P.; EBERHARDT, A.; PRIMA, F. Influence of a short thermal treatment on the superelastic properties of a titanium-based alloy. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 4, p. 1864-1872, 2011.
- (11) EYLON, D.; VASSEL, A.; COMBRES, Y.; BOYER, R. R.; BANIA, P. J.; SCHUTZ, R. W. Issues in the Development of Beta Titanium Alloys, **Journal of Metals**, v. 46, n. 7, p. 14-15, 1994.
- (12) SILVA JR, A.R.; OLIVEIRA, D.L.S.; BAPTISTA, C.A.R.P.; BARBOZA, M.J.R.; TORRES, M.A.S., Estudo do comportamento em fadiga oligocíclica da liga Ti-13V-11Cr-3Al. **Matéria**, v. 9, n. 4, p. 305-314, 2004.
- (13) SILVEIRA, E. Comportamento da Resistência à Fadiga da liga Ti-10V-2Fe-3Al soldada pelo processo TIG. Lorena: Dissertação (mestrado em Engenharia de Materiais), FAENQUIL, 82p., 2002.
- (14) TERLINDE, G.T., DUERIG, T.W., WILLIAMS, J.C. The effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of Ti-10V-2Fe-3Al. In: Proceedings of the 4th International Conference on Titanium, v. 2, p. 1571-1581, 1980.
- (15) JHA, S.K., RAVI CHANDRAN, K.S. An unusual fatigue phenomenon: duality of the S-N fatigue curve in the beta-Titanium alloy Ti-10V-2Fe-3Al. **Scripta Materialia**, v.48, p. 1207-1212, 2003.

- (16) MEININGER, J.M.; GIBELING, J.C. low-cycle fatigue of niobium and niobium- 1pct zirconium alloys, **Metallurgical Transactions A**, v. 23A, p. 3077-3084, 1992.
- (17) HOEPPNER, D. A fractographic analysis of flaw growth in a high strength titanium alloy. **Metallography**, v. 11, p. 129 – 154, 1978.
- (18) AZEVEDO, C.R.F. Failure analysis of a commercially pure titanium plate for osteosynthesis. **Engineering Failure Analysis**, v. 10, p. 153-164, 2003.

FATIGUE BEHAVIOR OF TWO BETA TITANIUM ALLOYS FOR USE IN AERONAUTICAL APPLICATIONS

ABSTRACT

Ti-beta alloys are a promising alloy group in terms of processing, properties and potential applications. This work is aimed at the study of the high cycle fatigue behavior of two high strength beta alloys intended for use in aerospace industry: Ti-13V-11Cr-3Al and Ti-10V-2Fe-3Al. One of the aspects that differentiates them is the Molybdenum Equivalent (Mo-Eq), of about 23.3 for Ti-13-11-3 and 9.5 for Ti-10-2-3 alloy. The fatigue behavior was assessed by means of rotary bending tests ($R = -1$). Distinct microstructural conditions were adopted. The Ti-13-11-3 alloy showed a fatigue limit (at 10 million cycles) of about 360 MPa, whereas Ti-10-2-3 alloy showed a fatigue limit above 600 MPa (more than 50% of its tensile strength) due to the presence of globular primary-alfa phase with volume fraction of 22%.

Key-words: Titanium, beta alloys, high cycle fatigue.