

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E COMPORTAMENTO À OXIDAÇÃO EM TEMPERATURAS ELEVADAS DE LIGAS TiAl

R. C. B. de Oliveira¹; A. A. Couto^{1,2}; M. F. Pillis¹; R. Baldan³; C. A. Nunes⁴

¹Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN

²Universidade Presbiteriana Mackenzie, UPM

³Universidade Estadual Paulista “Júlio Mesquita Filho”, UNESP campus Itapeva

⁴Escola de Engenharia de Lorena, EEL-USP

Avenida Lineu Prestes, 2242, Cidade Universitária, São Paulo, SP, CEP 05508-000

r.oliveira1994@yahoo.com

RESUMO

As ligas γ -TiAl são atraentes para as indústrias aeronáutica, aeroespacial e automobilística, visto a sua combinação única de propriedades mecânicas aliada a sua baixa densidade. Contudo, apresentam uma baixa ductilidade à temperatura ambiente e insuficiente resistência à oxidação quando submetida às temperaturas superiores a 800°C. Neste trabalho foram analisadas as ligas γ -TiAl: Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) e Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.), no que diz respeito à microestrutura e ao comportamento à oxidação a 1000°C. As análises permitiram identificar as fases γ -TiAl (matriz), α_2 -Ti₃Al e β (B2), bem como, zonas equiaxiais, estruturas lamelares e regiões dendríticas nas microestruturas de ambas as ligas. O ensaio termogravimétrico foi realizado a 1000 °C, ao ar por 7 h, no qual observou-se um comportamento diferenciado das curvas, evidenciando que a liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) possui uma melhor resistência a oxidação a 1000 °C.

Palavras-chaves: γ -TiAl, microestrutura, dendritas, oxidação, temperaturas elevadas.

INTRODUÇÃO

Os aluminetos de titânio se destacam quando comparados com outros materiais estruturais, como os aços e superligas de níquel visto a combinação de suas propriedades mecânicas, baixa densidade, boa resistência à oxidação e à corrosão [1-9]. Os principais intermetálicos à base de Ti-Al são γ -TiAl, α_2 -Ti₃Al e

Al_3Ti , sendo que dentre eles, apenas as ligas baseadas nas duas primeiras fases são consideradas promissoras para o uso sob temperaturas elevadas [5,10,11].

As ligas $\gamma\text{-TiAl}$ possuem uma combinação única de propriedades mecânicas aliadas a sua baixa densidade, tendo sido aplicadas na fabricação de pás de turbinas aeroenergéticas, motores automotivos e rotores de turbocompressores [6,11-14]; contudo, apresentam também uma baixa ductilidade à temperatura ambiente e insuficiente resistência à oxidação quando submetida às temperaturas superiores a 800 °C [5, 7, 11, 15, 16]. Visto isso, para melhorar o controle da microestrutura, a fase $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ é agregada às ligas $\gamma\text{-TiAl}$ [17].

Além disso, são inseridos também, outros elementos à liga visando a melhoria de propriedades específicas. O nióbio é encontrado em quase todas as composições de TiAl visto o seu evidente efeito na melhoria da resistência à oxidação [6, 17-19]. Os elementos como o cromo, o molibdênio, o vanádio e o manganês influenciam positivamente na ductilidade. O boro e o ítrio, por sua vez, atuam diretamente no refinamento de grão [7, 11, 19].

A medida que foram sendo conhecidos os efeitos da adição dos elementos de liga, três gerações de ligas TiAl foram desenvolvidas e a quarta encontra-se em âmbito de projeto [7, 20]. Dentre as composições que tiveram maior interesse e aplicação industrial correspondem às ligas da segunda e terceira geração [2]. Dois exemplos destas ligas são: Ti-48Al-2Cr-2Nb (4822), pertencente à segunda geração e que encontra-se em operação desde 2011 no GEnx™ na fabricação de lâminas fundidas em baixa pressão e temperatura; e Ti-43,5Al-4Nb-1Mo-0,1B (TNM) da terceira geração que entrou serviço em 2016 através do *Pratt & Whitney PurePower™* na fabricação de lâminas de turbinas em baixa pressão e temperatura por processo de forjamento [2].

Existem vários estudos acerca destas ligas, entretanto, são poucos os documentos que relatam o comportamento delas a oxidação antes de terem sido submetidas à tratamentos térmicos. Assim, duas ligas com composições próximas a estas foram analisadas neste trabalho, por meio da caracterização microestrutural e análise do comportamento à oxidação a 1000 °C.

MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas estudadas possuem como composição nominal Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.) e Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at.). As ligas foram fundidas em um forno a arco

elétrico em lingotes com dimensões de 20 mm (largura) x 72 mm (comprimento) x 18 mm (profundidade) e tiveram a sua microestrutura caracterizada por difração de raios x, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e de transmissão.

Na análise por difração de raios x, as amostras não foram embutidas. Já para a análise por microscopia óptica e varredura a preparação das amostras seguiu os padrões usuais de metalografia, ou seja, corte transversal com o auxílio de um disco de diamante disposto em uma cortadora de precisão, seguida pelo embutimento a quente (150 °C) sob pressão de 20 MPa, lixamento manual com lixas à base de SiC na sequência granulométrica de 280, 400, 600 e 1200#, polimento feito com solução de sílica coloidal (OP-S) e ataque químico com uma solução aquosa de 20 mL de HNO₃ e 5 mL de HF.

O ensaio termogravimétrico de resistência à oxidação teve duração de 7 horas em um equipamento com fluxo de ar de 100 mL/min e uma variação de temperatura de 25 a 1000 °C. As amostras de cada uma das ligas foram cortadas em dimensões aproximadas de 3x2x2 mm, lixadas manualmente com lixa à base de SiC (600#), lavadas com água deionizada e secas com um jato de nitrogênio.

O ensaio isotérmico em forno tipo mufla teve a mesma duração e variação de temperatura utilizada no ensaio termogravimétrico. Foram cortadas amostras em dimensões aproximadas de 6x6x5 mm para as ligas de Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.) e 6x6x2 mm para as de Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at.), as quais foram posteriormente, lixadas com lixa à base de SiC (600#), lavadas com água deionizada e secas com um jato de nitrogênio. Após o ensaio, as amostras foram analisadas por difração de raios x.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na figura 1 são apresentados os difratogramas de raios x referentes às ligas Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at.) e Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.), respectivamente, antes de terem sido submetidas ao ensaio de resistência a oxidação. A comparação entre os difratogramas obtidos e as fichas 52-859, 65-5414 e 89-4913 por meio do software *Crystallographic Search-Match*, permitiu a identificação das fases γ -TiAl (estrutura L1₀), α_2 -Ti₃Al (estrutura D0₁₉) e β_0 -TiAl (estrutura B2) em ambas as ligas.

Observa-se, em função da intensidade relativa do pico de difração da fase γ -TiAl em um dos planos, que esta é a principal fase constituinte das ligas Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at.) e Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.). Além deste pico de difração,

existem ainda outros que coincidem em ambas as ligas referentes às três fases: α_2 -Ti₃Al, β e γ -TiAl.

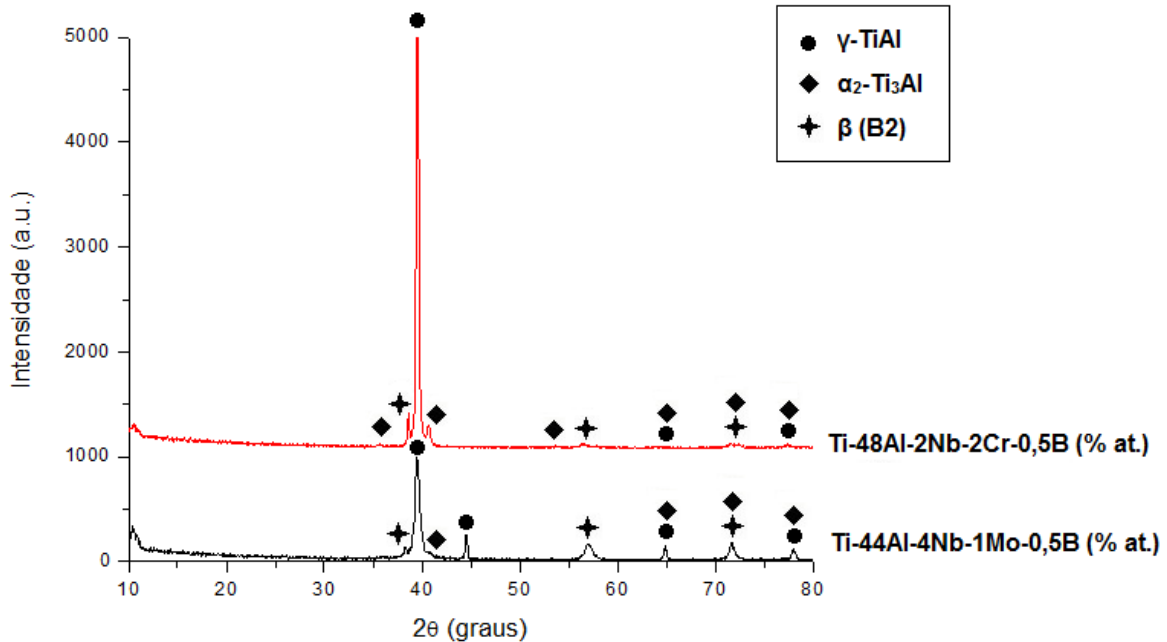


Figura 1: Difratomogramas de raios x das ligas Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at.) e Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.), onde são observadas as fases γ -TiAl, α_2 -Ti₃Al e β .

Na figura 2 são apresentadas micrografias ópticas típicas das ligas Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) e Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at.). As microestruturas se apresentaram heterogêneas, evidenciando em ambas as ligas áreas típicas do processo de solidificação: zona coquilhada, lamelar e equiaxial. Além destes aspectos, também foram observadas regiões dendríticas. Durante o processo de solidificação, conforme a taxa de resfriamento diminui, a interface de crescimento dos grãos torna-se instável, o que favorece o surgimento de protuberâncias dendríticas, conforme observado também por Oehring e outros [20]. Estes autores concluíram que as dendritas crescem rapidamente ao absorver o calor latente do líquido remanescente, criando assim ramificações secundárias.

Na liga Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at.), as ramificações dendríticas se apresentam em duas configurações diferentes, como mostra a figura 2(b). Na região b' da figura 2(b), as dendritas são longas e tendem a estar paralelas e próximas entre si. Enquanto que na região b'' da figura 2(b), as ramificações dendríticas são mais longas e espaçadas, interligando-se em alguns pontos, formando estruturas

similares a grãos. Na liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.), figura 2(a), as ramificações se assemelham ao que foi observado na região b' da figura 2(a), mas sem estar dispostas paralelamente.

Na liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) foram observadas também, colônias de fragmentos dendríticos, como mostra a figura 3. É provável que este tipo de microestrutura tenha sido formado a partir da dissolução das ramificações dendríticas secundárias, que ocorre mediante a segregação do cromo na fase líquida, como também observado por Reilly e outros [22].

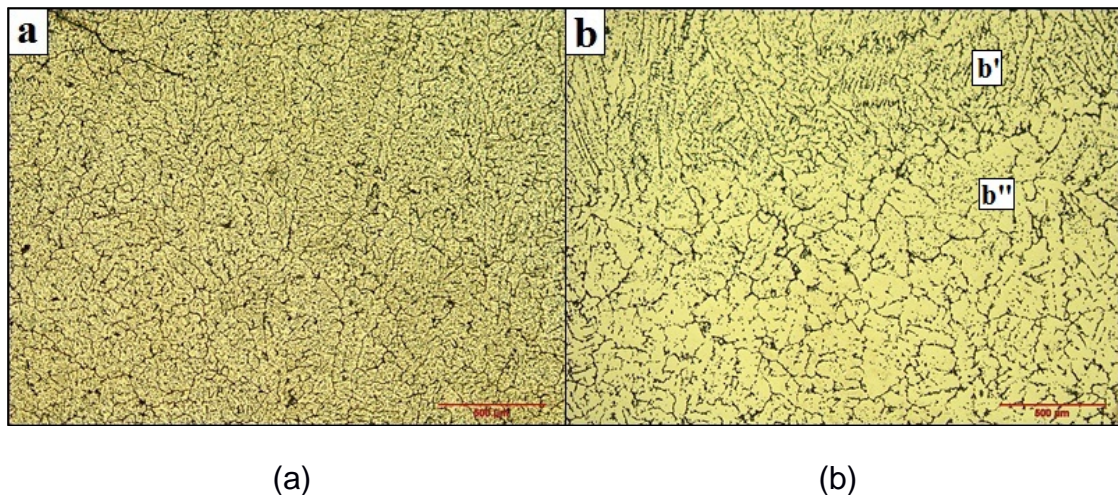


Figura 2: Micrografias ópticas das ligas (a) Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) e (b) Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at.), em que são visualizadas ramificações dendríticas.

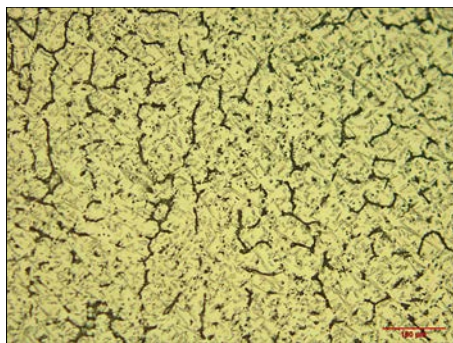


Figura 3: Micrografia óptica da liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.). Região da amostra composta por vários fragmentos dendríticos.

Nas micrografias observadas por microscopia eletrônica de varredura, apresentadas na figura 4, verifica-se a existência de uma microestrutura com a presença da fase α_2 -Ti₃Al no formato de bastonetes, como também visto por outros

autores [24, 25]. Os bastonetes são encontrados em ambas as ligas, contudo, em maior intensidade na liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.). A fase α_2 -Ti₃Al se mostra mais homogênea na liga Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.). Considerando que o alumínio é um elemento estabilizador da fase α_2 -Ti₃Al, é bastante provável que esta diferença de intensidade tenha relação com a diferença de concentração do alumínio nas composições das ligas.

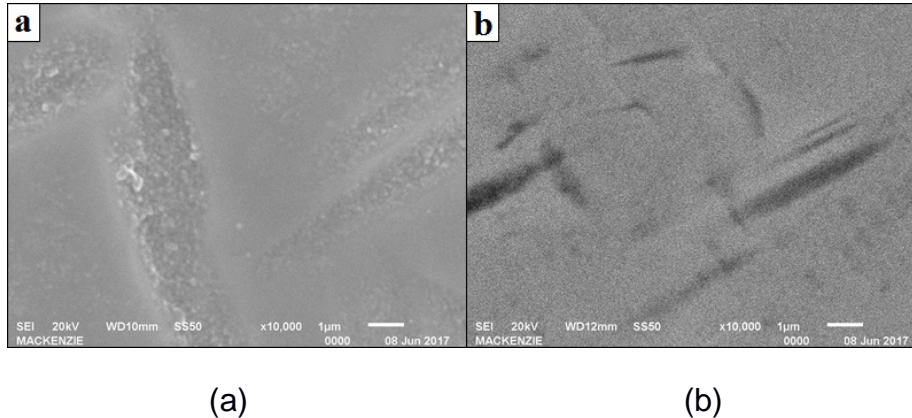


Figura 4: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura, onde se observa a presença da fase α_2 -Ti₃Al nas ligas (a) Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.) e (b) Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.).

A resistência a oxidação das ligas Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) e Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.) foi analisada mediante a realização de um ensaio termogravimétrico com 7 horas de duração sob temperatura de 1000 °C, bem como, em ensaio isotérmico em forno tipo mufla durante 7 horas sob a mesma temperatura. Na figura 5 estão dispostas as curvas de ganho em massa versus tempo obtidas a partir do ensaio termogravimétrico (TGA). Ambas as ligas apresentaram um baixo ganho de massa no período inicial do ensaio, entre 0 e 1,5 h aproximadamente, período que corresponde à etapa de aquecimento do equipamento e início da formação da camada de óxido.

A oxidação mais significativa foi observada a partir de 900 °C para a liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) e 850°C para a liga Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.), sendo que, após este ponto, as ligas adquirem um comportamento parabólico. Contudo, a liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) revela um melhor controle do formato da curva, estabilizando o ganho de massa em torno de 2 mg/cm², destacando a sua maior resistência a oxidação em relação à liga Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.).

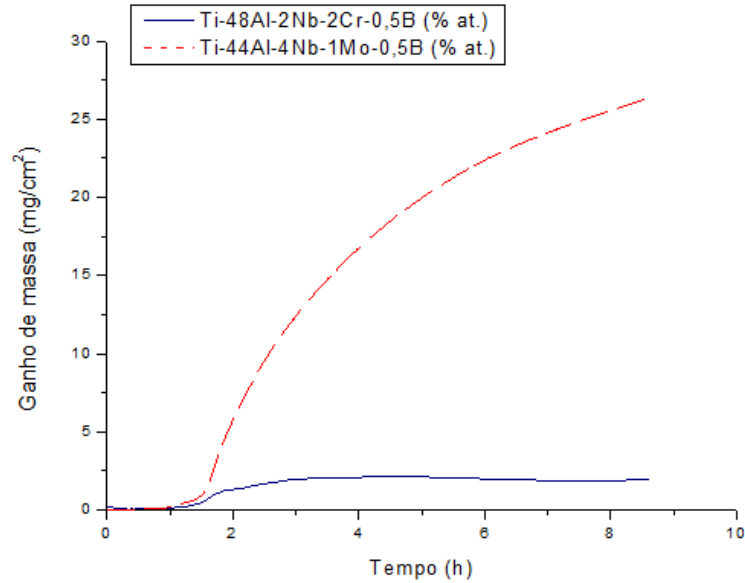


Figura 5: Curvas TGA das ligas TiAl registradas sob fluxo de ar de 100 mL/min durante o aquecimento de 25 a 1000 °C.

A figura 6 apresenta os difratogramas obtidos a partir das amostras oxidadas 1000°C durante 7 horas, os quais foram comparados com as fichas 65-5414, 52-859, 44-1288, 21-1276, 81-2266 e 74-1378, por meio do software *Crystallographic Search-Match*. Como já era esperado foram identificados em ambos os intermetálicos as fases α_2 -Ti₃Al, β -Ti e γ -TiAl. Além destas fases presentes nas ligas, foram identificados a alumina α (Al₂O₃), o rutilo (TiO₂) e o óxido de nióbio (NbO₂).

O alumina α é um óxido com poucos defeitos, resultando numa camada mais compacta e com melhor propriedade de resistência a oxidação. O rutilo, embora também seja um óxido protetor, é bastante suscetível a apresentar defeitos, por isso não é tão eficiente quanto a alumina α e é formado em temperaturas mais elevadas. Comparando qualitativamente e grosseiramente a intensidade relativa dos óxidos nos difratogramas, é possível verificar que o rutilo (TiO₂) é o principal óxido formado, uma vez que a concentração de Al₂O₃ (alumina α) não parece ser predominante.

Ostrovskaya et al [4] também constataram em seu trabalho a presença de TiO₂ (rutilo) e Al₂O₃ (alumina α) nas amostras de Ti-48Al-2Cr-2Nb (% at.) e Ti-43,5Al-4Nb-1Mo (% at.). Entretanto, na liga Ti-43,5Al-4Nb-1Mo (% at.) identificaram também a fase NbO e não NbO₂, como apresentado neste trabalho. Esta diferença pode ter ocorrido devido a uma maior oferta de oxigênio no sistema.

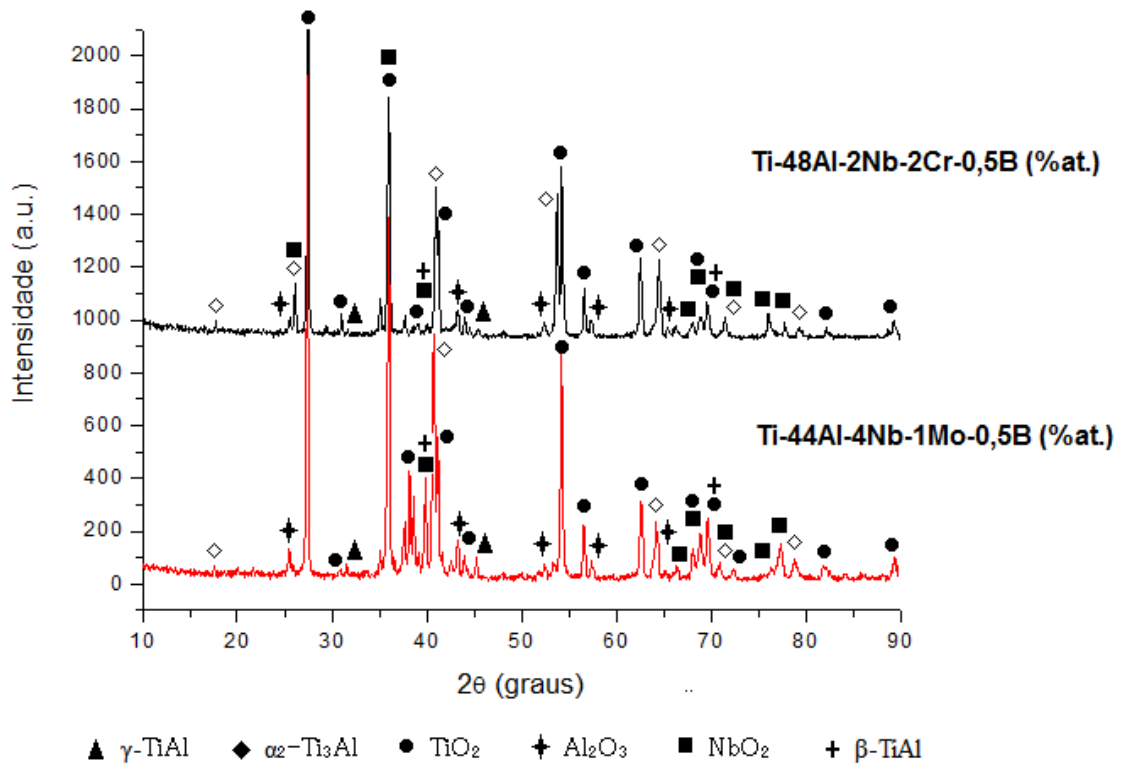


Figura 6: Difratogramas de raios x das ligas Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) e Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.) após o ensaio de oxidação em mufla sob temperatura de 1000 °C durante 7 horas.

Ao término dos ensaios de oxidação, a camada de óxido de ambas as ligas escamou, porém de modo distinto quando comparadas as duas ligas. Na amostra de Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) o óxido se desprende em fragmentos pequenos com dimensões mais uniformes, como observado na figura 7(a). Enquanto que na liga Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.) a escamação ocorreu em placas com dimensões e formato diferentes, conforme observado na figura 7(b). Destes, o melhor tipo de escamação está sendo representado pela figura 7(a), visto que, por se desprender em pequenos fragmentos, a camada de óxido remanescente não é tão afetada quanto o desprendimento de placas maiores, figura 7(b), que deixam uma grande área desprotegida. A escamação pode estar relacionada a diversos fatores, tais como, a espessura do óxido formado ou o processo de resfriamento da amostra ao término do ensaio, já que os coeficientes de contração térmica do metal e do óxido são diferentes. Em ambas as ligas foram verificados fragmentos que se destacam por apresentar uma coloração amarelada, devido provavelmente à presença de rutilo (TiO₂).

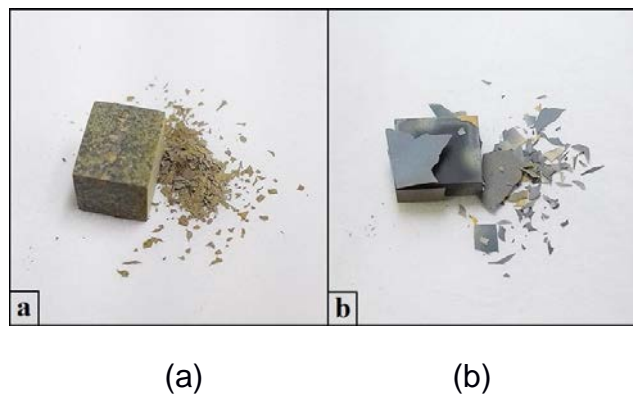


Figura 7: Escamação da camada de óxido observada em ambas as ligas após os ensaios isotérmicos em forno tipo mufla na temperatura de 1000 °C. (a) Amostra da liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) e (b) amostra da liga Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.).

CONCLUSÕES

O estudo da caracterização microestrutural e do comportamento à oxidação em temperaturas elevadas das ligas Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.) e Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) permitiu concluir que:

- Foram identificadas em ambas as ligas as fases γ -TiAl, α_2 -Ti₃Al e β -Ti(B2), sendo que a fase γ -TiAl corresponde à matriz. A fase α_2 -Ti₃Al foi observada de modo mais intenso na liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.).
- As microestruturas inerentes ao processo de solidificação: zonas coquilhada, colunar, equiaxial e dendrítica foram verificadas nas amostras. Na liga de Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.) também são encontradas colônias de fragmentos dendríticos.
- A camada de óxidos formada em ambas as ligas é composta por Al₂O₃ (alumina α), NbO₂ e TiO₂ (rutilo), sendo que este último aparece em maior quantidade.
- Após o ensaio a 1000 °C a camada de óxido formada na liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (%at.) escamou no formato de pequenos fragmentos, enquanto que a liga Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.) apresentou uma escamação em placas.
- Ambas as composições apresentam um ótimo comportamento de resistência a oxidação quando submetidos a temperaturas abaixo de 850 °C. Entretanto, a 1000 °C, a liga Ti-48Al-2Nb-2Cr-0,5B (% at.) apresenta uma melhor propriedade de resistência a oxidação quando comparada com a liga Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (%at.).

REFERÊNCIAS

- [1] BELOV, N. A.; AKOPYAN, T. K.; BELOV, V. D.; GERSHMAN, J. S.; GORSHENKOV, M. V. **The effect of Cr and Zr on the structure and phase composition of TNM gamma titanium aluminide alloy.** 2017. *Intermetallics* 84 (2017) 121e129.
- [2] DAHAR, M. S.; TAMIRISAKANDALA, S. A.; LEWANDOWSKI, J. J. **Fatigue crack growth and fracture behavior of as-cast Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (TNM) compared to Ti-48Al-2Nb-2Cr (4822).** 2017. *Intermetallics* 91 (2017) 158–168
- [3] BANUMATHY, S.; NEELAM, N. S.; CHANDRAVANSI, V.; BHATTACHARJEE, A.; RAVI, K. R. **The Effect of Nb addition on microstructure, oxidation behavior and strength of some γ -TiAl alloys.** 2018. *Materials Today: Proceedings* 5 (2018) 5514–5520
- [4] OSTROVSKAYA, O.; BADINI, C.; BAUDANA, G.; PADOVANO, E.; BIAMINO, S. **Thermogravimetric investigation on oxidation kinetics of complex Ti-Al alloys.** *Intermetallics* 93 (2018) 244–250.
- [5] MITORAJ, M.; GODLEWSKA, E.; HEINTZ, O.; GEOFFROY, N.; FONTANA, S.; CHEVALIER, S. 2011. **Scale composition and oxidation mechanism of the Ti-46Al-8Nb alloy in air at 700 and 800°C.** *Intermetallics* 19 (2011) 39e47.
- [6] BEAN, G. E.; EBRAHIMI, F.; MANUEL, M. V. **High temperature deformation of Ti-Al-Nb-Cr-Mo alloy with ultrafine microstructure.** 2014. *Intermetallics* 49 (2014) 132e137.
- [7] XU, W.; JIN, X.; HUANG, K.; ZONG, Y.; WU, S.; ZHONG, X.; KONG, F.; SHAN, D.; NUTT, S.. 2017. **Improvement of microstructure, mechanical properties and hot workability of a TiAl-Nb-Mo alloy through hot extrusion.** *Materials Science & Engineering A* (2017).
- [8] QU, S. J.; TANGA, S. Q.; FENG, A. H.; FENG, C.; SHEN, J.; CHEN, D. L. **Microstructural evolution and high-temperature oxidation mechanisms of a titanium aluminide based alloy.** 2018. *Acta Materialia* 148 (2018) 300e310
- [9] VALKOV, S.; PETROV, P.; LAZAROVA, R.; BEZDUSHNYI, R.; DECHEV, D. **Formation and characterization of Al-Ti-Nb alloys by electron-beamsurface alloying.** 2016. *Applied Surface Science* 389 (2016) 768–774.
- [10] ABDALLAH, Z.; WHITTAKER, M. T.; BACHE, M. R. **High temperature creep behaviour in the γ titanium aluminide Ti-45Al-2Mn-2Nb.** 2013. *Intermetallics* 38 (2013) 55e62.
- [11] BROTZU, A.; FELLI, F.; PILONE, D. **Effect of alloying elements on the behaviour of TiAl-based alloys.** 2014. *Intermetallics* 54 (2014) 176e180.
- [12] JUŘICA, J.; SKOTNICOVÁ, K.; PETLÁK, D. 2015. **Refinement of microstructure of several γ -TiAl alloys by massive transformation and effect of refinement on compression properties.** *Metal* 2015. Jun 3rd – 5th 2015, Brno, Czech Republic, EU.

- [13] PFLUMM, R.; FRIEDLE, S.; SCHÜTZE, M. **Oxidation protection of γ -TiAl-based alloys - A review**. 2015. *Intermetallics* 56 (2015) 1e14.
- [14] BRAUN, R.; LASKA, N.; KNITTEL, S.; SCHULZ, U. **Effect of intermetallic coatings on the tensile properties of a γ -TiAl based TNM alloy**. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.077>
- [15] SCHWARTZ, M. M. 1996. Lancaster, Pa.: Technomic Pub. Co. **Emerging Engineering Materials: Design, Processes and Applications**.
- [16] THOMAS, M.; BACOS, M. -P. **Processing and characterization of TiAl-based Alloys: Towards an Industrial Scale**. 2011. Journal AerospaceLab. Issue 3 - November 2011.
- [17] DUARTE, L. I. S. **Ligações no estado sólido de γ -TiAl**. 2005. Dissertação de mestrado em Engenharia de Materiais. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- [18] ZHANG, S. Z.; ZHAO, Y. B.; ZHANG, C. J.; HAN, J.C.; SUN, M. J.; XU, M. **The microstructure, mechanical properties, and oxidation behavior of beta-gamma TiAl alloy with excellent hot workability**. 2017. *Materials Science & Engineering A* 700 (2017) 366–373
- [19] GUEDES, A. J. R. **Ligação de uma liga γ -TiAl por brasagem por difusão**. 2004. Tese de doutorado em Engenharia Mecânica. Universidade do Minho.
- [20] OEHRING, M.; STARK, A.; PAUL, J. H.; LIPPMANN, T.; PYCZAK, F. 2013. **Microstructural refinement of boron-containing β -solidifying γ -titanium aluminide alloys through heat treatments in the β phase field**. *Intermetallics* 32 (2013) 12e20
- [21] SMALLMAN, R. E., BISHOP, R. J.. 1995. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering Science, process, applications Sixth Edition**. Disponível em: <http://www.sim.utcluj.ro/stm/download/Alba/ModernPhysicalMetallurgy.pdf>
- [22] REILLY, N. T.; ROUAT, B.; MARTIN, G.; DALOZ, D.; ZOLLINGER, J. 2017. **Enhanced dendrite fragmentation through the peritectic reaction in TiAl-based alloys**. *Intermetallics* 86 (2017) 126e133.
- [23] SCHWAIGHOFER, E.; CLEMENS, H.; MAYER, S.; LINDEMANN, J.; KLOSE, J.; SMARSLY, W.; GÜTHER, V. 2014. **Microstructural design and mechanical properties of a cast and heattreated intermetallic multi-phase γ -TiAl based alloy**. *Intermetallics*.
- [24] GE, W.; GUO, C.; LIN, F. 2014. **Effect of process parameters on microstructure of TiAl alloy produced by electron beam selective melting**. 11th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2014, 19-24 October 2014, Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan. *Procedia Engineering* 81 (2014) 1192 – 1197.
- [25] CHAN, K. C.; LIANG, J. 2001. **Laser bending of a Ti_3Al -based intermetallic alloy**. *Materials Letters* 49 2001 51–55

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION AND OXIDATION BEHAVIOR OF HIGH TEMPERATURES OF TiAl ALLOYS

ABSTRACT

γ -TiAl alloys are attractive to the aeronautics, aerospace and automotive industries, due to their unique combination of mechanical properties combined with their low density. However, they exhibit low ductility at room temperature and insufficient oxidation resistance when subjected to temperatures above 800°C. In this work, the microstructure and oxidation at 1000°C of the Ti-48Al-2Nb-2Cr-0.5B (% at) and Ti-44Al-4Nb-1Mo-0,5B (% at) alloys were analyzed. The results allowed identifying the γ -TiAl (matrix), α_2 -Ti₃Al and β (B2) phases, as well as, equiaxial zones, lamellar structures and dendritic regions in the microstructures of both alloys. The thermogravimetric test was performed at 1000°C, in air for 7 h, in which a different behavior of the curves was observed, evidencing that the Ti-48Al-2Nb-2Cr- 0.5B (% at) alloy has a better oxidation resistance.

Key-words: γ -TiAl, microstructure, dendrites, oxidation, high temperatures.