

Caracterização microestrutural por EBSD da liga Ti-6Al-4V recoberta com filme de SiC/Cr depositado por processo HiPIMS antes e após ensaios de fluência

Microstructural characterization by EBSD of Ti-6Al-4V alloy with a SiC/Cr layer deposited by HiPIMS process before and after the creep tests

Tarcila Sugahara¹, Fabiano Emmanuel Montoro²,
Renata Jesuina Takahashi¹, Danieli Aparecida Pereira Reis¹

¹UNIFESP – Universidade Federal de São Paulo, Instituto de Ciência e Tecnologia, Laboratório de Comportamento Mecânico de Metais, Rua Talim, n.330, São José dos Campos, São Paulo, Brasil.

²LNNano-CNPEN – Laboratório Nacional de Nanotecnologia, Rua Giuseppe Maximo Scolfaro, n.10000, Campinas, São Paulo, Brasil.

e-mail: tarcilasugahara@yahoo.com.br, fabiano.montoro@lnnano.cnpem.br, renata.takahashi@unifesp.br, danieli.reis@unifesp.br

RESUMO

A aplicação de um filme de SiC/Cr em liga Ti-6Al-4V para indústria aeroespacial visa a proteção química a ação do oxigênio na liga de titânio, e aumento do tempo de vida em fluência e do tempo de fratura e a diminuição da taxa de fluência da liga a deformação plástica em relação a liga sem proteção. O objetivo deste trabalho foi investigar e avaliar a evolução microestrutural, textura e as correlações cristalinas da liga Ti-6Al-4V recoberta com filme de SiC/Cr via *High Power Impulse Magnetron Sputtering* (HiPIMS) antes e após os ensaios de fluência. Os ensaios de fluência foram executados em temperaturas de 500, 600 e 650 °C, na modalidade de carga constante, e nas tensões de 125, 250 e 319 MPa. As análises das amostras foram realizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS). Os resultados na liga Ti-6Al-4V a partir de EBSD identificaram que houve mudanças microestruturais e da textura para um conjunto de direções preferenciais à medida em que aumentou a tensão do ensaio de fluência, aumentou a texturização das fases Ti- α e Ti- β .

Palavras-chave: EBSD. Ti-6Al-4V. Fluência. Recobrimento de SiC.

ABSTRACT

The application of a SiC/Cr film in Ti-6Al-4V alloy for the aerospace industry aims to chemically protect the action of oxygen in the titanium alloy, and to increase the creep life and fracture time and reduce the creep rate of plastic deformation alloy compared to unprotected alloy. The objective of this work was to investigate and evaluate the microstructural evolution, texture and crystal correlations of the Ti-6Al-4V alloy coated with SiC/Cr film by High Power Impulse Magnetron Sputtering (HiPIMS) before and after creep tests. The creep tests performed at temperatures of 500, 600 and 650 °C, in constant load mode stresses of 125, 250 and 319 MPa. The analyses of the samples were carried out by means of scanning electron microscopy (SEM) using the technique of backscattered electron diffraction (EBSD) and energy dispersion X-ray spectroscopy (EDS). The EBSD results on Ti-6Al-4V alloy were identified that there were microstructural changes and texture for a set of preferred orientations that with increased the creep test load stresses, the Ti- α and Ti- β phases texturization increases.

Keywords: EBSD. Ti-6Al-4V. Creep. SiC coating.

1. INTRODUÇÃO

Atualmente a necessidade de materiais que apresentem certas propriedades em temperaturas elevadas é cada vez mais comum no setor industrial para melhorar o desempenho de motores e turbinas para aumentar a eficiência do produto. Revestimentos de proteção que servem como barreiras à ação de oxigênio seriam, a princípio, passíveis de serem usados em ligas de titânio em altas temperaturas por longo tempo. Há diversos grupos de estudos os quais verificam uma forma de proteção para esta aplicação, tais como barreiras térmicas TBC (*Thermal barrier coating*) [1-4], tratamentos térmicos por endurecimento superficial na liga de titânio [5-8], ou aplicação com filmes amorfos de carboneto de silício (SiC) na superfície da liga Ti-6Al-4V.

A aplicação de filmes de SiC em ligas de titânio via HiPIMS (*High Power Impulse Magnetron Sputtering*), obtiveram resultados mais significativos de adesão, dureza e homogeneidade em relação a técnica usual, DCMS (*Direct Current Magnetron Sputtering*) [9, 10]. Além disso, a liga de titânio com filmes de SiC com uma camada intermediária de Cr, chamada SiC/Cr, melhorou a aderência entre as camadas e a eficiência da proteção na liga metálica [11]. Desta forma, apresentaram melhorias na resistência a corrosão em altas temperaturas [12], e melhoras na vida em fluência e diminuição da taxa de fluência em relação a liga sem recobrimento sob as mesmas condições de ensaio [13, 14].

A necessidade de aprimorar a pesquisa e a fundamentação tecnológica dos materiais quando aplicados em altas temperaturas, somada à busca por aprimoramento experimental, refletem motivações do presente estudo. O objetivo foi avaliar e caracterizar a textura e microestrutura da liga Ti-6Al-4V recoberta por filme de SiC/Cr via HiPIMS submetida aos ensaios de fluência em carga constante, para um melhor entendimento dos mecanismos de deformação pela utilização das técnicas de EDS e EBSD (espectroscopia por energia dispersiva de raios X e difração de elétrons retroespalhados) acoplados a microscopia eletrônica de varredura (MEV).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização deste trabalho foi utilizada uma liga Ti-6Al-4V, na forma de corpos de prova (CDPs) de fluência de seção circular de acordo com a norma ASTM E139-06 [15], representados pelo desenho esquemático da Figura 1.

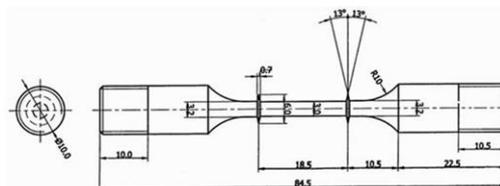


Figura 1: Configuração do corpo de prova (dimensões em mm). [3]

Os CDPs foram recobertos com filme de SiC com camada intermediária de Cr via processo de *High Power Impulse Magnetron Sputtering* (HiPIMS) no Laboratório de Plasmas e Processos do Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA).

Para os ensaios de fluência foram utilizados os fornos pertencentes ao ITA, segundo a norma ASTM E139/06 [15], em temperaturas de 500, 600 e 650 °C e tensões de 125, 250 e 319 MPa. Os ensaios ocorreram até a ruptura dos CDPs. Os resultados foram denominados segundo os parâmetros do ensaio de fluência: T = 600 °C: 125 MPa (CP1), 319 MPa (CP2), 250 MPa (CP3); para T = 650 °C: 319 MPa (CP4), 250 MPa (CP5), 125 MPa (CP6); e para T = 500 °C: 319 MPa (CP7) e 250 MPa (CP8).

A análise microestrutural dos CDPs, em corte nas direções transversais e longitudinais, seguiu os padrões usuais de metalografia, embutimento a quente, seguido de lixamento manual com lixas à base de SiC, na sequência de 120, 240, 320 400, 600 e 1200 mesh. O polimento foi realizado com uma solução de sílica coloidal (OP-S).

A determinação da textura, medições de tamanho de grão e dos mecanismos de recristalização foram realizadas utilizando um MEV Quanta FEI 650 pertencente ao Laboratório de Microscopia Eletrônica (LME/LNNano), acoplado com o sistema de espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) e o sistema de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), com um detector NordlysF, software de aquisição HKL Fast Acquisition e software para a análise dos dados HKL Channel 5. Os dados foram analisados por meio de mapas de orientação cristalográfica de imagem por ângulos de Euler e por figura de pólo inversa para determinar a evolução da microestrutura e o tamanho de grão com o parâmetro fixo de *half width* de 10° e *cluster size* de 5°. A textura foi determinada por meio de figuras de pólo e FDO pelo método de expansão

de séries. A análise da morfologia e da distribuição 3D das fases α e β na liga Ti-6Al-4V foram investigadas em um microscópio eletrônico de varredura com feixe de íons focados (SEM-FIB/Dual beam) pertencente ao Laboratório de Microscopia Eletrônica (LME/LNNano), utilizando a técnica de *slice and view* e reconstrução de imagens 3D por cortes sequenciais.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 apresenta a microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V, antes dos ensaios de fluência, em que se verificou uma estrutura típica de Widmanstätten com lamelas alternadas de fase α e fase β e com grãos alongados em ambas as fases. A figura de pólo para a fase Ti- β mostrou uma textura na direção [111], que é a direção mais densa no sistema cúbico de corpo centrado (CCC) [16].

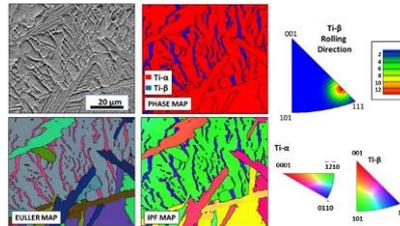


Figura 2: Micrografia eletrônica, mapa de fases, mapa de Euler e mapa da figura de pólo inversa da amostra Ti-6Al-4V obtidas por MEV/EBSD.

A Figura 3A apresenta mapa de fases por EBSD de uma seção da amostra com microestrutura Widmanstätten, na qual a fase β é apresentada em coloração vermelho e a fase α , azul. Na Figura 3B vê-se a área selecionada para segmentação e reconstrução 3D.

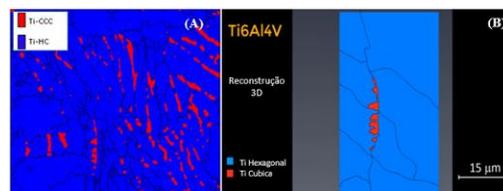


Figura 3: (A) Mapa de fases por MEV/EBSD da liga Ti-6Al-4V. (B) Detalhe da área selecionada para segmentação e reconstrução 3D das fases α e β .

Na Figura 4 apresentada a morfologia e distribuição 3D das fases α e β na liga Ti-6Al-4V que foram investigadas pela técnica de *slice and view* em um microscópio eletrônico de varredura com feixe de íons focados (SEM-FIB/Dual beam).

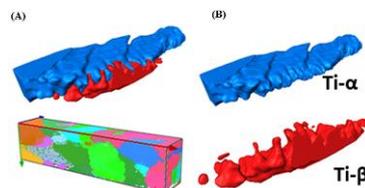


Figura 4: (A) Vista em perspectiva 3D das fases α e β . (B) Fases α e β segmentadas separadamente.

A Figura 5 apresenta as figuras de pólo da amostra da liga Ti-6Al-4V antes do ensaio de fluência. Verificou-se que para a fase Ti- α existem 4 grupos distintos de orientações e há uma sutil texturização preferencial na direção [001] e na fase Ti- β a texturização dos grãos está na direção [101] e principalmente na [111].

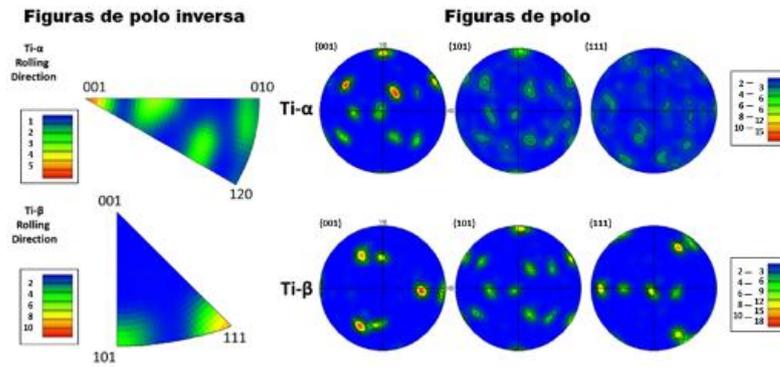


Figura 5: Figura de pólos da liga Ti-6Al-4V.

A Figura 6 mostra os mapas de fases e os mapas da figura de pólo inversa da amostra Ti-6Al-4V após ensaio de fluência.

Na Figura 6A observou-se que os grãos das fases α e β mudaram seu formato de alongado para equiaxial após o ensaio de fluência nas condições de 600 °C e 125 MPa (CP1), mesmo essa não sendo a condição de ensaio mais severa a que o material foi submetido. Notou-se que a fase Ti- β apresentou grãos com grande dispersão nas direções [101] e [111], o que se evidencia por uma baixa texturização dessa fase. Já a fase Ti- α apresentou uma grande dispersão de orientações, não possuindo uma direção preferencial dos grãos.

Na Figura 6B observou-se que os grãos da fase β estão mais alongados e nucleando dentro dos grãos da fase α e entre os contornos de grãos. Observou-se que os grãos da fase α são maiores e já não possuem o formato de lamelas como mostrou a Figura 2 da amostra antes dos ensaios de fluência. As condições de ensaio foram de 600 °C e 319 MPa (CP2), sendo essa tensão a mais severa aplicada ao material. Nesse caso percebeu-se uma forte orientação preferencial da fase Ti- β entre as direções [101] e [111] enquanto a fase Ti- α continuou apresentando uma dispersão de orientação.

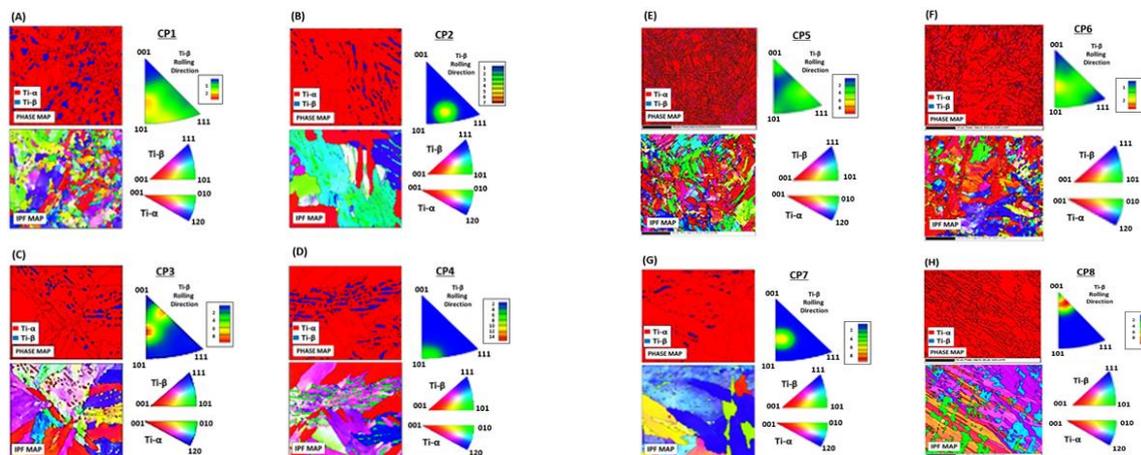


Figura 6: Micrografia eletrônica de mapa de fases e mapa da figura de polo inversa da amostra Ti-6Al-4V após ensaio de fluência obtidas por MEV/EBSD. (A) T= 600 °C e σ = 125 MPa (CP1), (B) T= 600 °C e σ = 319 MPa (CP2), (C) T= 600 °C e σ = 250 MPa (CP3), (D) T= 650 °C e σ = 319 MPa (CP4), (E) T= 650 °C e σ = 250 MPa (CP5), (F) T= 650 °C e σ = 125 MPa (CP6), (G) T= 500 °C e σ = 319 MPa (CP7) e (H) T= 500 °C e σ = 250 MPa (CP8).

Na Figura 6C observou-se a micrografia da liga de titânio após ensaio de fluência nas condições de T= 600 °C e σ = 250 MPa (CP3), onde verificou-se a presença de grãos maiores de Ti- α e alguns grãos de Ti- α alongados e uma menor quantidade de grãos de Ti- β dentro dos grãos maiores de Ti- α e em alguns contornos de fase. Notou-se que os grãos da fase Ti- β possuem um formato mais arredondado em relação aos da condição da Figura 6E. Há uma forte orientação preferencial para a fase Ti- β entre as direções [101] e [001] e para a fase Ti- α nota-se no mapa de figura de pólo inversa (grãos na cor vermelha) que os grãos mais alongados estão orientados na direção [001].

Na Figura 6D observou-se os grãos maiores são de Ti- α e os menores e alongados são de Ti- β . Obser-

vou-se que nessas condições de ensaio com a maior temperatura 650 °C e tensão $\sigma = 319$ MPa (CP4) a precipitação da fase Ti- β se dá no interior dos grãos da fase Ti- α , sendo os da fase β é mais alongado. Neste caso observou-se que a fase Ti- β está fortemente orientada em uma única direção [101] e a fase Ti- α tem uma orientação preferencial entre as direções [001] e [120] como pode ser notado no mapa de figura de pólo inversa (grãos com coloração entre vermelho e azul).

Notou-se no mapa de fases da Figura 6E que a fase Ti- β se concentra dentro dos grãos da fase Ti- α . Não há orientação preferencial para a fase Ti- β e observando o mapa da figura de pólo inversa verificou-se que os grãos da fase Ti- α também não possuem uma orientação preferencial.

Observou-se no mapa de fases da Figura 6F vemos que a fase Ti- β se concentra nos contornos dos grãos da fase Ti- α . Não há orientação preferencial para a fase Ti- β e observando o mapa da figura de pólo inversa verifica-se que os grãos da fase Ti- α possuem uma orientação preferencial entre as direções [001] e [120] a maioria dos grãos se apresentam na coloração vermelha e azul.

O mapa de fases apresentado na Figura 6G mostrou os grãos de Ti- β precipitados dentro dos grãos da fase Ti- α . Há orientação preferencial da fase Ti- β entre as direções [001] e [101] e da fase Ti- α entre as direções [010] e [120] que puderam ser confirmadas pela observação do mapa de figura de pólo inversa.

Na Figura 6H pode-se observar que há pouca quantidade da fase Ti- β e pela figura de pólo inversa pode-se inferir que há orientação preferencial da fase β na direção [001]. Notou-se no mapa da figura de pólo inversa que a fase Ti- α possui orientação preferencial entre as direções [001] e [120].

Em processos de conformação de metais, as mudanças dimensionais são sempre acompanhadas pela deformação plástica do metal, principalmente por meio de escorregamento dos cristais ao longo de certas direções cristalográficas. Esse escorregamento ocorre preferencialmente ao longo dos planos cristalinos mais densamente ocupados pelos átomos. Para que a deformação seja acomodada no material, os grãos sofrem rotações de suas direções iniciais para orientações cristalográficas mais favoráveis desenvolvendo a chamada textura. A textura final de deformação depende geralmente da orientação inicial dos grãos, da mudança de forma imposta na conformação, como por exemplo, na liga Ti-6Al-4V, processos de conformação por compressão [17], compressão uniaxial em altas temperaturas [18], forjamento isotérmico [19] e da temperatura em que o material foi deformado [20].

SHARMA *et al.* [21] estudaram a microestrutura de uma liga de titânio $\alpha + \beta$ após um tratamento térmico e concluíram que a morfologia formada é resultante da reorientação do grão é para acomodar o crescimento dos grãos devido a temperatura, e faz recomendação que a caracterização microestrutural 3D ou 2D deve ser combinada com a análise de orientação preferencial para uma compreensão abrangente do material.

Nas amostras estudadas neste trabalho, após ensaio de fluência, foi observado um conjunto de direções preferenciais como é apresentado na Figura 7. Nota-se que para as três temperaturas de ensaio (500, 600 e 650 °C) à medida que a tensão aumentou (125, 250 e 319 MPa) existiu um aumento na textura da fase Ti- α nas direções [001] e [120].

Nota-se também que para uma mesma tensão de ensaio existiu uma tendência de orientação cristalina nas direções [001] e [120] à medida que se aumentou a temperatura de ensaio, com exceção da tensão de 250 MPa, observou-se uma maior dispersão de orientações na temperatura de 650 °C (CP5).

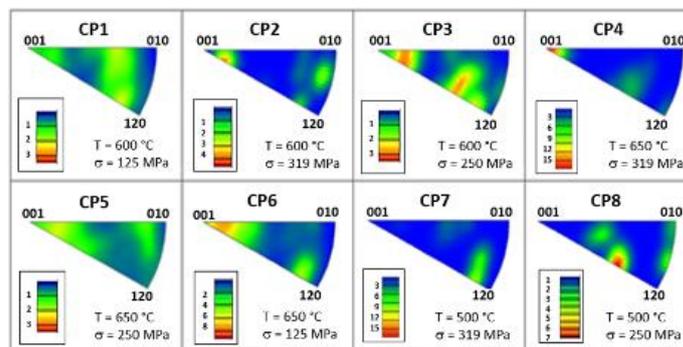


Figura 7: Figura de polos inversa, destacando a fase Ti- α , da liga Ti-6Al-4V após ensaios de fluência.

Na Figura 8 observou-se que para as amostras ensaiadas numa mesma temperatura, conforme o aumento da tensão de ensaio de 125 para 250 até 319 MPa, aumentou a texturização da fase Ti- β . Como na temperatura de 600 °C, o aumento da tensão de ensaio CP1, CP3 até CP2, ocorreu um aumento da texturização da fase Ti- β deslocando a orientação preferencial nas direções [101] e [111].

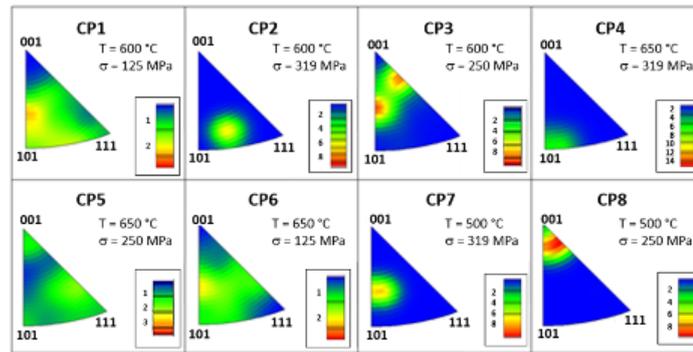


Figura 8: Figura de pólos inversa, destacando a fase Ti- β , da liga Ti-6Al-4V após ensaios de fluência.

Os resultados das figuras de pólos são apresentados na Figura 9. A textura final de deformação depende geralmente da orientação inicial dos grãos, da mudança de forma imposta na conformação e temperatura. No trabalho de VINJAMURI *et al.* [18] foram investigados a evolução da microestrutura e da textura antes e após ensaio de compressão uniaxial em temperaturas elevadas da liga de Ti-6Al-4V, que mostraram que a deformação originaram grãos com orientações específicas em todas as temperaturas estudadas, no qual interferiu nas resultados de resistência a compressão do material.

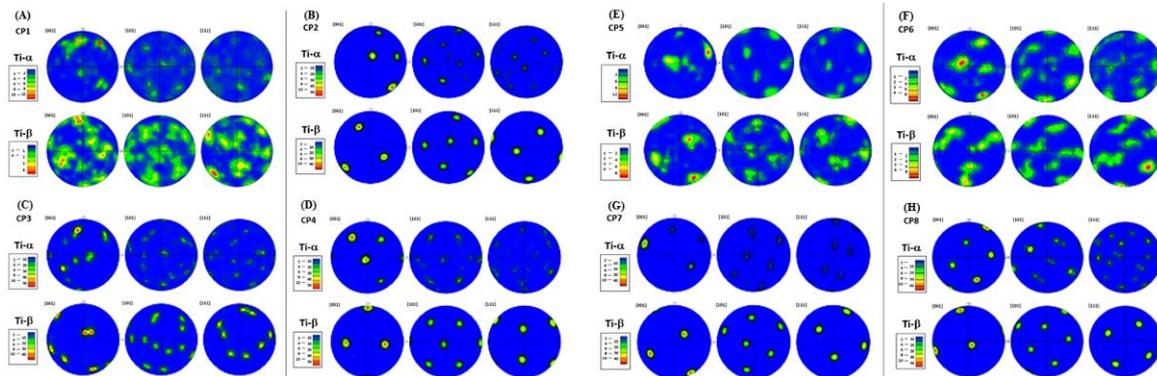


Figura 9: Figura de pólos da liga Ti-6Al-4V após ensaios de fluência sob as condições de: (A) $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\sigma = 125\text{ MPa}$ (CP1), (B) $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\sigma = 319\text{ MPa}$ (CP2), (C) $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\sigma = 250\text{ MPa}$ (CP3), (D) $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\sigma = 319\text{ MPa}$ (CP4), (E) $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\sigma = 250\text{ MPa}$ (CP5), (F) $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\sigma = 125\text{ MPa}$ (CP6), (G) $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\sigma = 319\text{ MPa}$ (CP7) e (H) $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\sigma = 250\text{ MPa}$ (CP8).

Segundo LIU *et al.* [19] que estudaram a microestrutura e textura da liga de titânio após ensaio de compressão em $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ e que devido à deformação plástica durante a compressão a quente, os grãos na faixa de cisalhamento foram refinados e alongados com sua direção de eixo longo paralela à direção de cisalhamento local. Os sistemas de deslizamento resultaram em leve texturas diferentes devido a diferentes graus de deformação plástica durante a compressão a quente.

Já o estudo de X. WANG and K. CHOU [22] sobre as variações microestruturais e orientação da textura para a liga Ti-6Al-4V processo de manufatura aditiva de feixe de elétrons em diferentes velocidades descobriram que a velocidade de varredura do feixe não mostrou efeitos significativos na orientação dos grãos a no plano Z, mas houve no plano Y e que não houve anisotropia significativa em propriedades como dureza e módulo de elasticidade para as amostras. A melhor microestrutura e a textura mais fraca contribuem para a alta dureza Vickers e módulo de elasticidade.

A análise dos resultados de texturização após os ensaios de fluência, apresentadas nas Figuras 7 e 8, tanto para o caso da fase α quanto β , mostrou-se que na condição de maior tensão, 319 MPa (CP2, CP4, CP7), existe uma maior texturização do material. Já nas Figuras 9B, 9D e 9G observou-se orientação preferencial do material devido a presença de pontos mais localizados e com menor dispersão de valores.

No caso dos ensaios realizados na temperatura de $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, a análise dos resultados de texturização após os ensaios de fluência, Figuras 7 e 8, a figura de pólo inversa para CP1 (125 MPa) mostrou pouca texturiza-

ção em direções preferenciais [101] e [001], enquanto para o CP3 (250 MPa) apresentou uma textura preferencial entre as direções [101] e [001], e para o CP2 (319 MPa) apresentou uma forte textura preferencial entre as direções [101] e [111].

4. CONCLUSÕES

A partir das análises dos resultados de EBSD das amostras pode-se concluir que há mudanças microestruturais e de textura na liga Ti-6Al-4V após os ensaios de fluência.

Observou-se que para todas as amostras ensaiadas existiu um conjunto de direções preferenciais. Notou-se que para as três temperaturas de ensaio (500, 600 e 650 °C) à medida que a tensão aumentou (125, 250 e 319 MPa), aumentou a texturização da fase Ti- α nas direções [001] e [120].

Verificou-se que para as amostras ensaiadas numa mesma temperatura, à medida que a tensão de ensaio foi aumentada de 125 até 319 MPa, ocorreu um aumento da texturização da fase Ti- β . No ensaio ocorrido a 600 °C, o aumento da tensão de ensaio deslocou a texturização da fase Ti- β na orientação preferencial nas direções [101] e [111].

5. AGRADECIMENTOS

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] F.E., FREITAS, F. PERPÉTUO BRIGUENTE, A.G., REIS, *et al.*, “Investigation on the microstructure and creep behavior of laser remelted thermal barrier coating,” *Surf. Coatings Technol.*, v. 369, n. September 2018, pp. 257-264, Jul. 2019.
- [2] R.J., TAKAHASHI, J.M.K., ASSIS, D.A.P., REIS, “Microstructural characterization of zirconia co-doped with yttria and niobia by laser deposition on Ti-6Al-4V as a thermal barrier for application in turbines,” *SAE Tech. Pap. Ser.*, v. 1, 2018.
- [3] F.R., CALIARI, F.S., MIRANDA, D.A.P., REIS, A.M., *et al.*, “Supersonic Plasma Spray Deposition of CoNiCrAlY Coatings on Ti-6Al-4V Alloy,” *J. Therm. Spray Technol.*, v. 26, n. 5, pp. 880-889, 2017.
- [4] D.A.P., REIS, C., MOURA NETO, C.R.M., SILVA, *et al.*, “Effect of coating on the creep behavior of the Ti-6Al-4V alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, v. 486, n. 1-2, pp. 421-426, 2008.
- [5] A.G., REIS, D.A.P., REIS, C., MOURA NETO, *et al.*, “Creep behavior and surface characterization of a laser surface nitrided Ti-6Al-4V alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, v. 577, pp. 48-53, 2013.
- [6] G., ALMEIDA, A., COUTO, D., REIS, *et al.*, “Effect of Plasma Nitriding on the Creep and Tensile Properties of the Ti-6Al-4V Alloy,” *Metals (Basel)*, v. 8, n. 8, p. 618, 2018.
- [7] F.A.R., GONÇALVES, R.J., TAKAHASHI, D.A.P., REIS, “Estudo do tratamento de oxidação em diferentes microestruturas da liga de titânio,” *Tecnol. em Metal. Mater. e Mineração*, v. 18, p. e2125, 2021.
- [8] T. SUGAHARA, *et al.*, “The Effect of Widmanstätten and Equiaxed Microstructures of Ti-6Al-4V on the Oxidation Rate and Creep Behavior,” *Mater. Sci. Forum*, v. 636-637, pp. 657-662, 2010.
- [9] D. LUNDIN, K. SARAOKINOS, “An introduction to thin film processing using high-power impulse magnetron sputtering,” *J. Mater. Res.*, v. 27, n. 5, pp. 780-792, 2012.
- [10] Q. LUO, S. YANG, K.E. COOKE, “Hybrid HIPIMS and DC magnetron sputtering deposition of TiN coatings: Deposition rate, structure and tribological properties,” *Surf. Coatings Technol.*, v. 236, pp. 13-21, 2013.
- [11] A.C. MERIJ, *et al.*, “Use of Cr interlayer to promote the adhesion of SiC films deposited on Ti-6Al-4V by HiPIMS,” *Mater. Res.*, v. 18, n. 5, pp. 904-907, 2015.
- [12] K.C.F.F., NASS, *et al.*, “Tribomechanical and structural properties of a-SiC: H films deposited using liquid precursors on titanium alloy,” *Surf. Coatings Technol.*, v. 284, pp. 240-246, 2015.
- [13] T. SUGAHARA, *et al.*, “Creep behavior evaluation and characterization of SiC film with Cr interlayer deposited by HiPIMS in Ti-6Al-4V alloy,” *Surf. Coatings Technol.*, v. 309, pp. 410-416, 2017.
- [14] G.F.C., ALMEIDA, *et al.*, “Analysis of the Surface Treatments Effect on the Creep Behavior of Ti-6Al-4V Alloy,” *Mater. Res.*, v. 23, n. 6, 2020.
- [15] ASTM E139-06, “Standard Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials.” ASTM International, West Conshohocken, PA, 2006.
- [16] C., LEYENS, M., PETERS, “Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications,” in

Weinheim : Wiley-VCH, c2003., WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003.

[17] J., TAN, L., LU, H.Y., LI, *et al.*, “Anisotropic deformation and damage of dual-phase Ti-6Al-4V under high strain rate loading,” *Mater. Sci. Eng. A*, v. 742, n. August 2018, pp. 532–539, 2019.

[18] R., VINJAMURI, B.D., BISHOYI, R.K., SABAT, *et al.*, “Microstructure, texture, mean free path of dislocations and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy during uniaxial compression at elevated temperatures,” *Mater. Sci. Eng. A*, v. 776, n. February, p. 139042, 2020.

[19] C., LIU, *et al.*, “Microstructure, texture and mechanical studies of an inconspicuous shear band formed during hot compression of Ti-6Al-4V alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 698, no. February, pp. 18–26, 2017.

[20] A., ANDRADE, A., MORCELLI, R., LOBO, “Deformation and fracture of an alpha/beta titanium alloy,” *Rev. Mater.*, v. 15, n. 2, pp. 396–404, 2010.

[21] H., SHARMA, S.M.C., VAN BOHEMEN, R.H., PETROV, *et al.*, “Three-dimensional analysis of microstructures in titanium,” *Acta Mater.*, v. 58, n. 7, pp. 2399-2407, 2010.

[22] X., WANG, K., CHOU, “EBSD study of beam speed effects on Ti-6Al-4V alloy by powder bed electron beam additive manufacturing,” *J. Alloys Compd.*, v. 748, pp. 236-244, 2018.

ORCID

Tarcila Sugahara

<https://orcid.org/0000-0002-1856-7545>

Fabiano Emmanuel Montoro

<https://orcid.org/0000-0002-1100-618X>

Renata Jesuina Takahashi

<https://orcid.org/0000-0001-6262-014X>

Danieli Aparecida Pereira Reis

<https://orcid.org/0000-0002-1871-6475>



ORCID

Tarcila Sugahara

Número do ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1856-7545>

Fabiano Emmanuel Montoro

Número do ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1100-618X>

Renata Jesuina Takahashi

Número do ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6262-014X>

Danieli Aparecida Pereira Reis

Número do ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1871-6475>