


Influência do tratamento térmico sub- β trans na dureza e na microestrutura de implantes dentais de Ti-6Al-4V ELI produzidos por manufatura aditiva a laser

José Alex Gonçalves de Galiza¹

Carlos Nelson Elias^{1*} 

André Rocha Pimenta²

Resumo

O uso dos implantes dentais de titânio para a reabilitação total ou parcial da função mastigatória é uma prática clínica usual na odontologia. Estes implantes possuem osseointegração e são produzidas por usinagem de barras de titânio. A possibilidade do emprego da manufatura aditiva (MA) para fabricar peças complexas abre a possibilidade da fabricação de implantes personalizados. Uma desvantagem da MA dos metais é que os produtos necessitam de tratamento térmico para alívio das tensões residuais oriundas do rápido resfriamento durante a manufatura. O objetivo do presente trabalho foi produzir implantes dentais de Ti-6Al-4V ELI por MA e analisar a influência do tratamento térmico sub- β trans na dureza e na microestrutura. Os implantes foram submetidos aos tratamentos térmicos nas temperaturas de 400, 450 e 500 °C, as quais são inferiores à de transformação de fase α - β (sub- β trans) da liga. Antes e após os tratamentos térmicos foram realizadas análises da microestrutura dos implantes por microscopia óptica e eletrônica de varredura, quantificadas as temperaturas de transformação de fases por calorimetria diferencial de varredura, identificadas as fases por difração de raios-X, medidos os tamanhos dos grãos e determinada a microdureza Vickers. Os dados de microdureza e tamanho dos grãos foram submetidos à análise estatística. Os resultados mostraram que todos os tratamentos térmicos alteraram a microestrutura e a microdureza dos implantes. As alterações mais relevantes na microestrutura foram das amostras tratadas a 500 °C, indicando que este tratamento térmico induz maior alívio de tensões sem redução da dureza dos implantes.

Palavras-chave: Manufatura aditiva; Implante dentário; Microestrutura; Tratamento térmico.

Influence of sub- β trans heat treatment on the hardness and microstructure of Ti-6Al-4V ELI dental implants produced by laser additive manufacturing

Abstract

The use of titanium dental implants for the total or partial rehabilitation of masticatory function is a common clinical practice in dentistry. These implants have osseointegration and are produced by machining titanium bars. The possibility of using additive manufacturing (MA) to make complex parts opens up the possibility of manufacturing custom implants. A disadvantage of the Ti alloy MA is that the products require heat treatment to relieve residual stresses arising from rapid cooling during manufacture. The present work aimed to produce dental implants of Ti-6Al-4V ELI by MA and to analyze the influence of sub- β trans heat treatment on hardness and microstructure. The implants were subjected to heat treatments at temperatures of 400, 450, and 500 °C, which are inferior to the transformation of the α - β phase (sub- β trans) of the alloy. Before and after the heat treatments, microstructure analyzes of the implants were performed by optical and scanning electron microscopy, the phase transformation temperatures were quantified by differential scanning calorimetry, the phases were identified by X-ray diffraction and the Vickers microhardness was determined. The microhardness and grain size data were subjected to statistical analysis. The results showed that all heat treatments changed the microstructure and microhardness of the implants. The most relevant changes in the microstructure were in the samples treated at 500 °C, indicating that this heat treatment induces greater stress relief without reducing the hardness of the implants.

Keywords: Additive Manufacturing; Dental implants; Microstructure; Heat treatment.

¹Laboratório de Biomateriais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

²LISComp, Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia do Rio de Janeiro, Paracambi, RJ, Brasil.

*Autor correspondente: elias@ime.eb.br



1 Introdução

Os implantes das ligas de titânio para aplicações biomédicas, especialmente das ligas Ti-6Al-4V (ASTM F136, F1108, F1295, F1472, F2924, F3001) apresentam osseointegração com o hospedeiro. A liga Ti-6Al-4V possui resistência à corrosão e propriedades mecânicas superiores às de outras ligas metálicas usadas como biomateriais na fabricação de implantes, entre elas as ligas de Co, Cr-Cr-Mo e aço inoxidável [1].

O método convencional de fabricação dos implantes usados na medicina é através do forjamento seguido da usinagem para acabamento. Na odontologia os implantes osseointegráveis comerciais são fabricados somente por usinagem de barras de Ti comercialmente puro ou Ti-6Al-4V. A desvantagem deste processo é a dificuldade na fabricação de implantes personalizados para obter melhor adaptação nas diferentes anatomias dos pacientes. Os processos de manufatura aditiva (MA), particularmente os que usam feixe laser, despontam como uma solução tecnológica para auxiliar na solução deste problema.

A tecnologia do desenvolvimento de peças metálicas complexas produzidas por MA através da fusão a laser ou por feixe de elétrons ganhou impulso na última década permitindo novas aplicações em diversos segmentos da indústria [2]. Com o emprego da MA é possível a confecção de implantes e próteses personalizadas a partir de uma tomografia do paciente. Neste caso, não há a necessidade da realização de usinagem ou a fabricação de moldes e matrizes para fundição ou forjamento [3].

Na maioria das vezes, a microestrutura das peças metálicas produzidas pela MA é acicular orientada (α') e varia com a velocidade de deslocamento e potência do feixe laser. Os padrões de orientação dos cristais seguem a direção da deposição das camadas e a direção da varredura do feixe laser [4]. A peça possui elevada tensão residual oriunda do gradiente de temperatura durante o aquecimento e diminuição brusca da temperatura no resfriamento. A geometria das peças também influencia na microestrutura e nas propriedades mecânicas [5]. Além das tensões residuais de origem térmica pode ocorrer tensões devido às transformações de fase. Uma taxa de resfriamento da liga Ti-6Al-4V superior a 410 °C/s induz a formação da estrutura martensítica (α') a partir da fase beta (β) contribuindo para aumento das tensões residuais [6].

Os processos de MA com emprego de pós metálicos com elevadas temperaturas de fusão, particularmente aqueles que usam feixe laser, são propensos a induzir o aumento das tensões térmicas residuais por causa do maior gradiente de temperatura. As tensões residuais aumentam proporcionalmente com o número de camadas depositadas. À medida que cada camada é formada, a inferior fica submetida à tensão de tração devido ao aquecimento e com os ciclos térmicos de resfriamento as tensões passam a ser de compressão. Normalmente, as maiores tensões residuais são na superfície da peça. Dados da literatura mostram que

as variações das tensões residuais são maiores ao longo da direção da varredura do feixe do que na direção perpendicular ao longo da espessura, criando uma estrutura com tensões anisotrópicas [7].

A anisotropia das propriedades mecânicas é um grande problema tecnológico do processo de fabricação por MA [8]. Para reduzir a anisotropia das propriedades são necessários passos adicionais do feixe [8] ou tratamento térmico posterior. A desvantagem é o aumento dos custos no processo de fabricação.

O procedimento mais utilizado para melhorar as propriedades mecânicas das peças metálicas produzidas por MA, minimizar a densidade de poros internos, melhorar a ductilidade e aumentar a resistência à fadiga são tratamentos térmicos com ou sem compressão [9]. Brandl e Greitemeier [10] analisaram a influência dos ciclos de tratamento térmico na dureza Vickers após a MA. Foram realizados resfriamentos em água e em forno. Os resultados mostram que a dureza variou entre 301 HV e 346 HV. Os menores valores de dureza foram das amostras resfriadas no forno. Sieniawski et al. [11] observaram que o diâmetro médio das lamelas da fase de Ti α' influencia na dureza Vickers de forma não linear.

A relação entre a dureza e a temperatura após o processamento, bem como o aumento da dureza foi atribuído a uma quantidade crescente de partículas nanométricas de β entre as fases α e α' . A diminuição da dureza após os tratamentos térmicos em altas temperaturas foi atribuída ao aumento no tamanho dos cristais α , apesar do aumento no percentual da fase β [12]. Resultado semelhante foi obtido por Wang et al. [13], os quais verificaram o aumento no tamanho dos cristais, da dureza e do módulo de elasticidade.

Em diversos trabalhos são apresentados resultados do desenvolvimento de novas ligas para as aplicações como biomateriais [1,14,15], alguns analisaram especificamente a influência dos tratamentos térmicos de amostras das ligas de titânio produzidas por processos convencionais de usinagem [13,16]. Contudo, existe uma lacuna acerca dos estudos que avaliam os efeitos do tratamento térmico sub- β trans em baixas temperaturas, abaixo de 500 °C, para melhorar as propriedades de implantes produzidos por MA. O objetivo do presente trabalho foi avaliar o efeito do tratamento térmico sub- β trans nas temperaturas de 400, 450 e 500 °C na dureza e na microestrutura de implante da liga Ti-6Al-4V.

2 Materiais e métodos

2.1 Materiais

No presente trabalho foram utilizados implantes dentais produzidos pela sinterização a laser de pós da liga Ti-6Al-4V ELI (ASTM F3001-14: Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitials) with Powder Bed

Fusion). Foram fabricados implantes com comprimento de 14 mm, diâmetro de 3,3 mm na cervical (região que fica em contato com osso cortical e maior densidade) e 1,5 no ápice (região que fica em contato com osso esponjoso com menor densidade).

2.2 Métodos experimentais

Para as caracterizações das amostras foram utilizadas técnicas complementares: análise da morfologia da superfície e microestrutura utilizando técnicas de microscopia óptica e eletrônica, análise química semiquantitativa por dispersão de energia (EDS), microdureza, identificação das fases por difração de raios-X e determinação das temperaturas de transformações de fase por calorimetria de varredura (DSC – differential scanning calorimetry).

Para análise das morfologias das superfícies, o método escolhido foi a microscopia eletrônica de varredura FEG 250 (FEI Quanta FEG 250, Hillsboro, Oregon USA). A análise da microestrutura e das possíveis fases presentes foram feitas por microscopia óptica (Zeiss – modelo AX 10) e microscopia eletrônica de varredura. As amostras foram analisadas por microscopia óptica na condição como polida e após ataque com solução de Kroll (5% de ácido nítrico, 10% de ácido fluorídrico e 85% em volume de água). As imagens obtidas com o MEV foram analisadas com auxílio do software livre Image J (Wayne Rasband, programador do National Institutes of Health, National Institutes of Health, Bethesda, Maryland, USA) para contagem do número de grãos, dos comprimentos e larguras dos cristais aciculares.

Um detector de espectroscopia de energia dispersiva (detector Bruker, controlado pelo software Quantax. Bruker, Durham – UK) acoplado ao MEV foi utilizado para a análise semiquantitativa da composição química das fases presentes. A difração de raios-X (DRX) foi realizada com o difratômetro (Panalytical – modelo MDR Pro) para identificar as fases cristalinas presentes nos implantes antes e após os tratamentos térmicos. As análises de DRX, obtidas com anodo de cobalto, filtro de ferro, operando a 40kV e 45 mA.

Os valores da microdureza Vickers (microdurômetro Shimadzu MV-G21, Shimadzu, Kyoto, Japão) foram quantificados para analisar a influência dos tratamentos térmicos. Os ensaios de microdureza seguiram as recomendações da Norma ISO 6507-1 [17,18]. Os ensaios de microdureza foram executados com carga de 200 gf aplicada durante 15 segundos. Foram efetuadas 10 microindentações no sentido longitudinal do comprimento dos implantes.

As análises térmicas pelo método DSC (differential scanning calorimetry) foram conduzidas com o equipamento Netzsch modelo 404F1 para determinar as possíveis temperaturas de transformação de fase, em especial a α - β para a escolha da temperatura sub - β trans dos tratamentos térmicos. Para as análises DSC, as amostras precisaram ser imersas em solução ácida até a obtenção de 28 mg de massa. Foram realizados dois ciclos de aquecimento e resfriamento. A análise foi feita na faixa de temperatura de

300 a 1000 °C, atmosfera de nitrogênio e taxa de aquecimento e de resfriamento de 10 °C/min.

As análises estatísticas (ANOVA e teste de Tukey) dos resultados da análise da dureza e das dimensões da fase acicular foram realizadas com auxílio de planilhas do Excel (Microsoft Corporation. Redmond, Washington, USA) e do software Origin 7.0 (OriginLab Corporation. Northampton, Massachusetts, USA).

2.3 Tratamento térmico sub- β trans para alívio das tensões

Os tratamentos térmicos para alívio de tensões foram executados em um forno tubular com atmosfera de argônio NBD01200 (Nobody Materials Science and Technology Co. Zhengzhou city, Henan province, China). As temperaturas dos tratamentos térmicos foram selecionadas com base nos resultados de DSC e foram inferiores a de transformação de fase α - β . Os tratamentos térmicos ocorreram com aquecimento a 400, 450 e 500 °C durante 60 minutos, atmosfera de nitrogênio, taxa de aquecimento de 6 °C/min, e resfriamento no forno a uma taxa de 10 °C/min. A escolha destes parâmetros foi baseada no resultado DSC. As amostras foram separadas em 4 grupos com base nas temperaturas de tratamento e receberam as designações Impl-NT, Impl400, Impl450 e Impl500. O grupo com designação NT (no-treatment) não foi submetido ao tratamento térmico.

3 Resultados e discussão

3.1 Morfologia da superfície

Mostra-se na Figura 1A a morfologia da superfície dos implantes após a manufatura aditiva. Pode-se observar a presença de grande número de partículas fracamente aderidas. A presença das partículas fracamente aderidas é deletéria porque durante a cirurgia para a inserção dos implantes elas soltam-se e prejudicam os mecanismos envolvidos na osseointegração. No presente trabalho, a remoção das partículas foi por tratamentos em ultrassom contendo detergente comum durante 30 minutos, lavagem com água destilada, imersão em solução Kroll e lavagem em água destilada durante 10 minutos. As morfologias representativas das superfícies são mostradas na Figura 2.

3.2 Microestrutura

Mostra-se na Figura 3 a microestrutura do implante na região central ao longo do comprimento. Esta microestrutura é de uma das amostras polida, submetida ao ataque com solução Kroll e sem tratamento térmico após a MA.

Pode-se observar a presença de pontos escuros identificados como poros. Foi possível observar que após o tratamento térmico a 400°C ocorreu o aumento na densidade

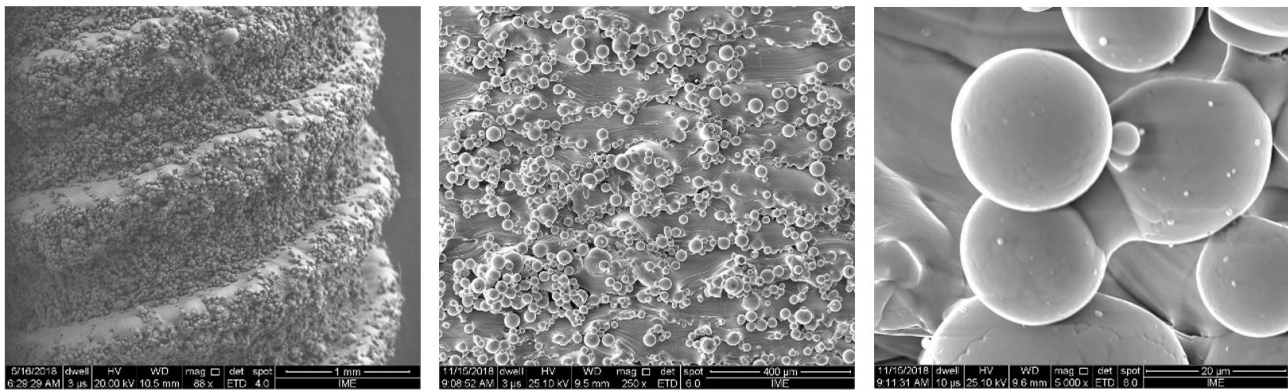


Figura 1. Morfologias das superfícies dos implantes após a manufatura aditiva após a lavagem em ultrassom e antes da imersão em solução Kroll. Pode-se observar grande número de partículas aderidas na superfície.

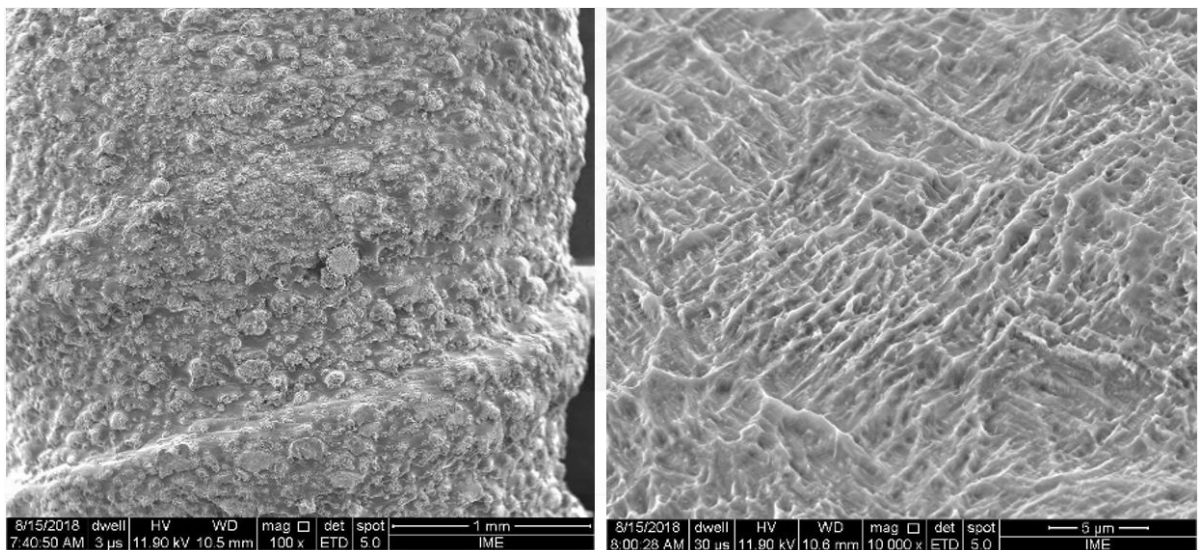


Figura 2. Morfologia da superfície dos implantes após a manufatura aditiva, lavagem em ultrassom e imersão em solução Kroll para remover as partículas fracamente aderidas. Pode-se observar a ausência de partículas aderidas na superfície.

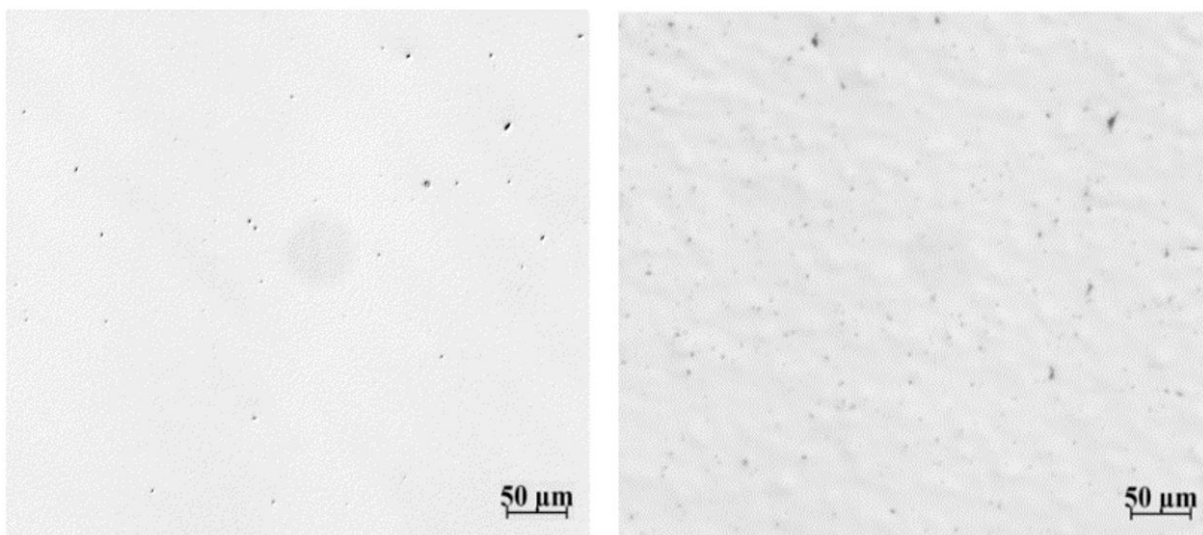


Figura 3. Morfologia da superfície apenas polida e sem ataque metalográfico. Esquerda sem tratamento térmico e direita após aquecimento a 400 °C. Os pontos escuros sugerem presença de poros. Microscopia óptica. Aumento de 100x.

de poros e alteração da microestrutura (Figura 3). O aumento de poros não era esperado e foi o oposto ao apresentado por Leuders et al. [19].

Esta diferença pode ser associada ao fato que Leuders et al. usaram temperaturas acima de 800 °C associadas a pressão isostática (HIP – hot isostatic pressing).

Após o ataque com solução Kroll as amostras sem tratamento térmico e com aquecimento a 400 °C apresentaram microestruturas semelhantes formadas por grãos colunares com diferentes orientações (Figura 4). Nesta figura é mostrado em destaque o contorno de um grão β primário, a fase α' martensítica acicular precipitada na matriz alfa (α).

Na análise com maior aumento usando o MEV pode-se observar que as amostras sem tratamento térmico apresentaram a presença de inúmeros microporos e partículas precipitadas próximas à fase acicular α' martensítica (Figura 5).

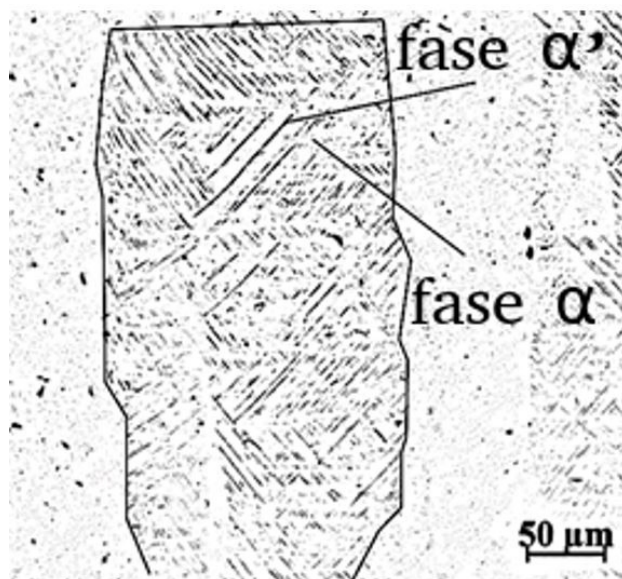


Figura 4. Morfologia da amostra sintetizada a laser e submetida ao tratamento térmico para alívio de tensões a 400 °C. Pode-se observar as fases α e α' . Ataque com solução Kroll. Microscopia óptica. Aumento de 100x.

Considerando o maior número e tamanho das porosidades observados na figura 5c, possivelmente, um percentual deve ser atribuído ao ataque químico, o qual removeu a camada externa e expos os defeitos nas camadas inferiores que se formam com a liberação dos gases gerados durante a deposição.

Foram identificados precipitados entre as lamelas da fase α (Figura 6). Possivelmente, a precipitação ocorreu durante ou após a transformação da fase β para a fase α' . Alguns trabalhos citam que os tratamentos térmicos para alívio de tensões até a temperatura de 500 °C induzem o envelhecimento e promovem a precipitação de partículas [20,21]. A presença da fase acicular pode ser associada à fase β remanescente [12,13,22].

Na Figura 7 são apresentados os principais dados das análises química semi-quantitativas com EDS. A análise 1 é da região de uma lamela, o ponto 2 na fase acicular e o ponto 3 na partícula. Na região inferior da Figura 7 são mostrados os picos sobrepostos, evidenciando que nas três regiões as composições químicas foram semelhantes contendo Ti, V e Al.

As microestruturas das amostras sem e com tratamentos térmicos foram analisadas e os comprimentos, larguras e percentuais da fase acicular quantificados com auxílio do software Image J.

Mostra-se na Figura 8 uma das imagens representativas obtidas no MEV e usada para quantificar os percentuais da fase acicular com uso do software Image J. As microestruturas das amostras nas demais temperaturas de tratamento térmico foram semelhantes com variação do tamanho dos grãos e dos percentuais das fases.

3.3 Difração de raios-X

Os espectros de DRX antes e após os tratamentos térmicos são mostrados na Figura 9. Foram identificadas as fases α e α' . Em todas as amostras os perfis dos difractogramas foram semelhantes e em posições angulares próximas. A diferença entre as fases α e α' é basicamente o percentual

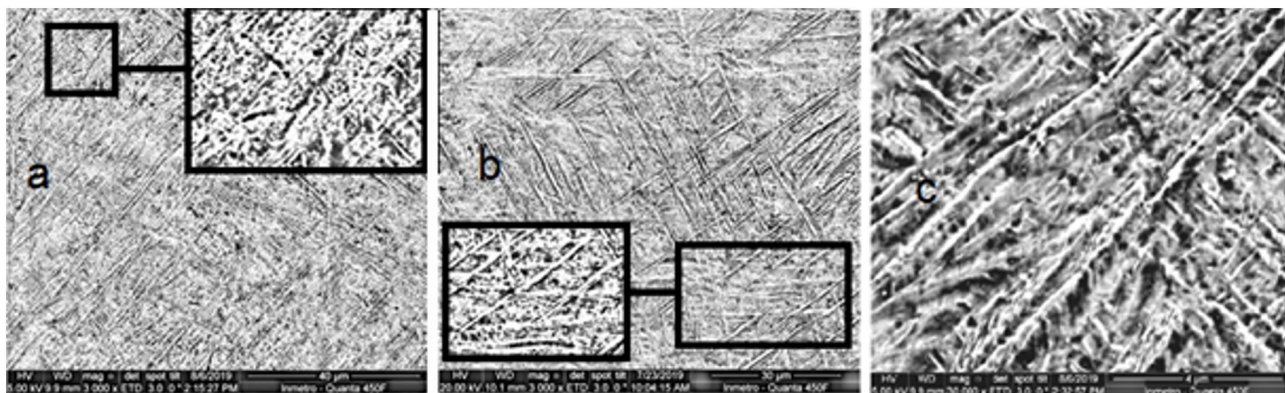


Figura 5. Morfologias da superfície do implante após a MA, sem polimento e com imersão em solução Kroll. As partículas aderidas foram removidas com o ataque ácido permitindo observar a microestrutura. a) e b) Microestrutura acicular, presença de microporos e precipitados. c) Detalhe da região identificada pelo retângulo na Figura 4b e aumento de 30.000x.

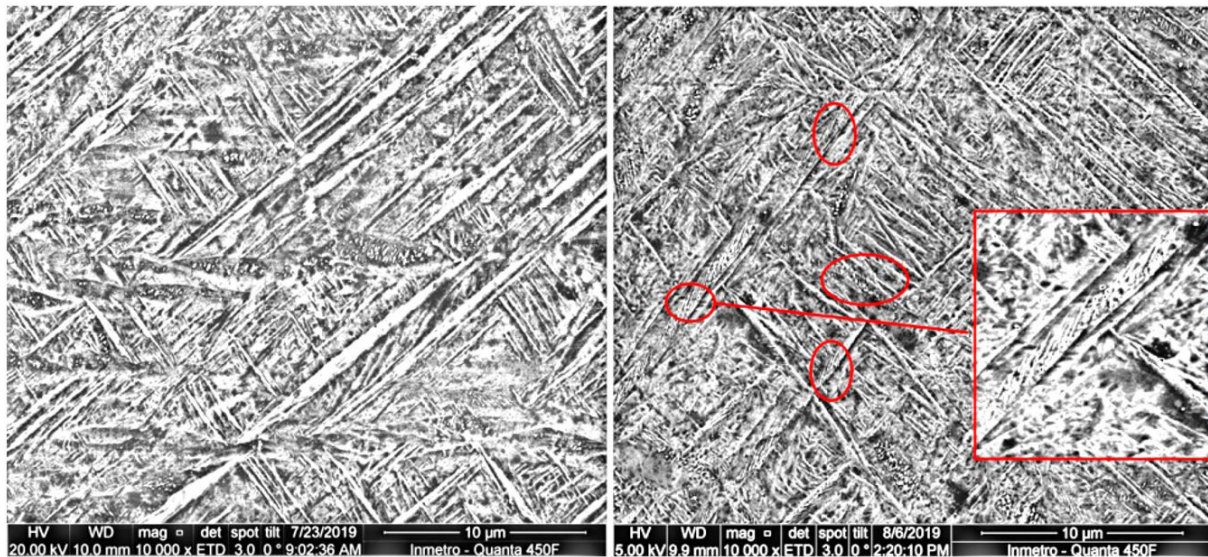


Figura 6. Morfologia da microestrutura após tratamento térmico a 500 °C. Pode-se observar a presença de precipitados e estrutura acicular. Retângulo na figura direita, representa detalhe amplificado da região destacada.

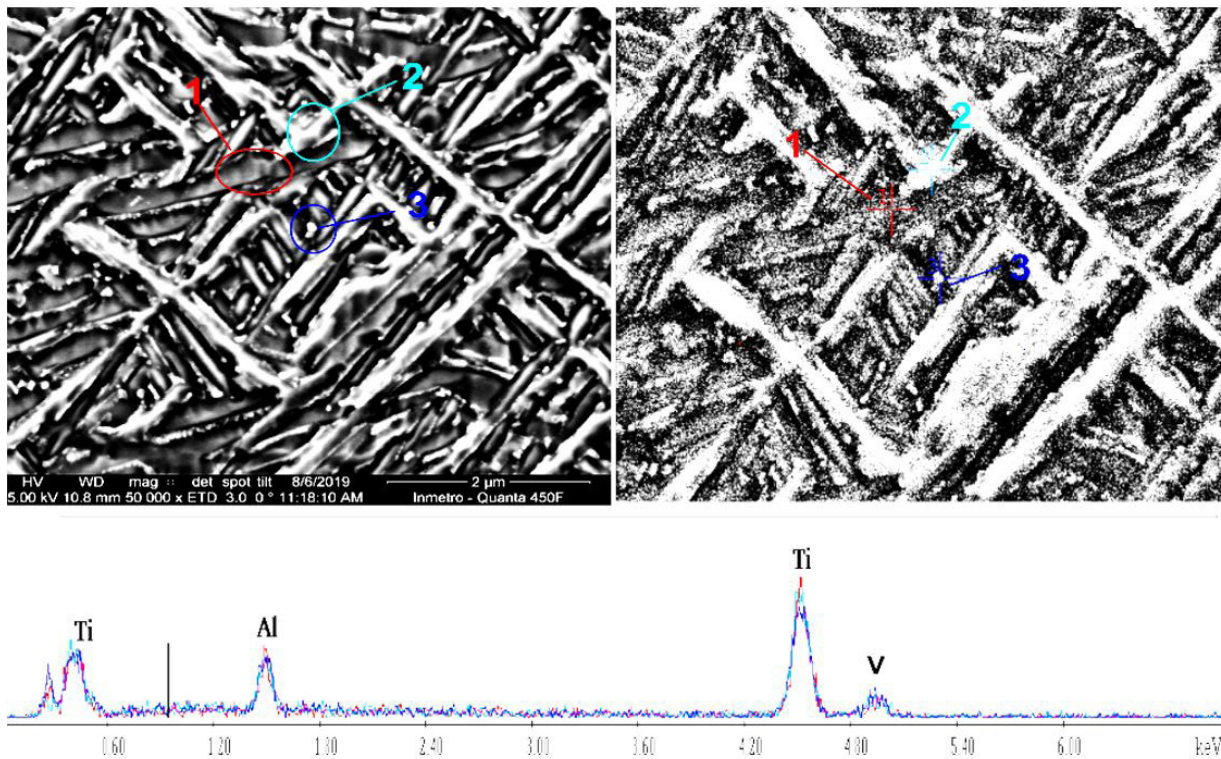


Figura 7. Morfologias da superfície após a remoção das partículas fracamente aderidas e espectros representativos das análises com EDS em 3 pontos. Houve sobreposição dos picos característicos dos elementos químicos nas três regiões analisadas.

de soluto em solução sólida. A difusão do soluto durante o resfriamento rápido é limitada, proporcionando uma maior quantidade de vanádio na fase α' martensítica, em comparação com a fase α de equilíbrio [21]. Não foi identificado nenhum pico relacionado com a fase β . Não foi possível quantificar os percentuais das fases com precisão devido às distorções nas redes cristalinas.

3.4 Calorimetria diferencial de varredura (DSC)

As curvas do primeiro e segundo ciclo de aquecimento foram colocadas em um mesmo gráfico para facilitar a análise (Figura 10). A área hachurada corresponde a um pico endotérmico e representa a entalpia da transformação da fase α para β . A transformação iniciou aproximadamente

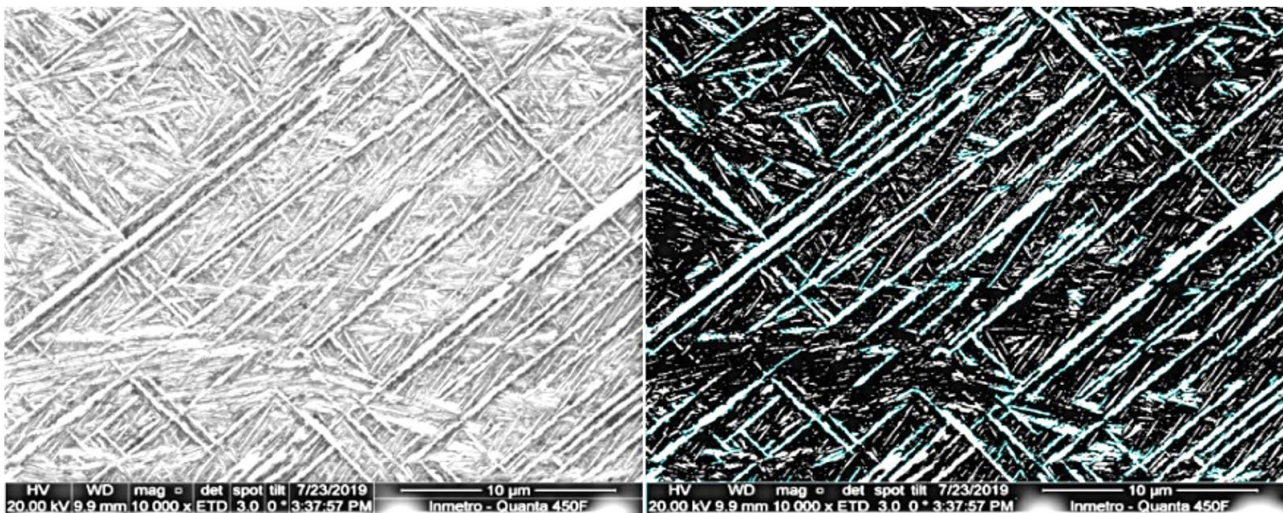


Figura 8. Morfologia da microestrutura de um dos implantes após tratamento térmico a 500 °C. Imagem usada no cálculo de área da fase acicular.

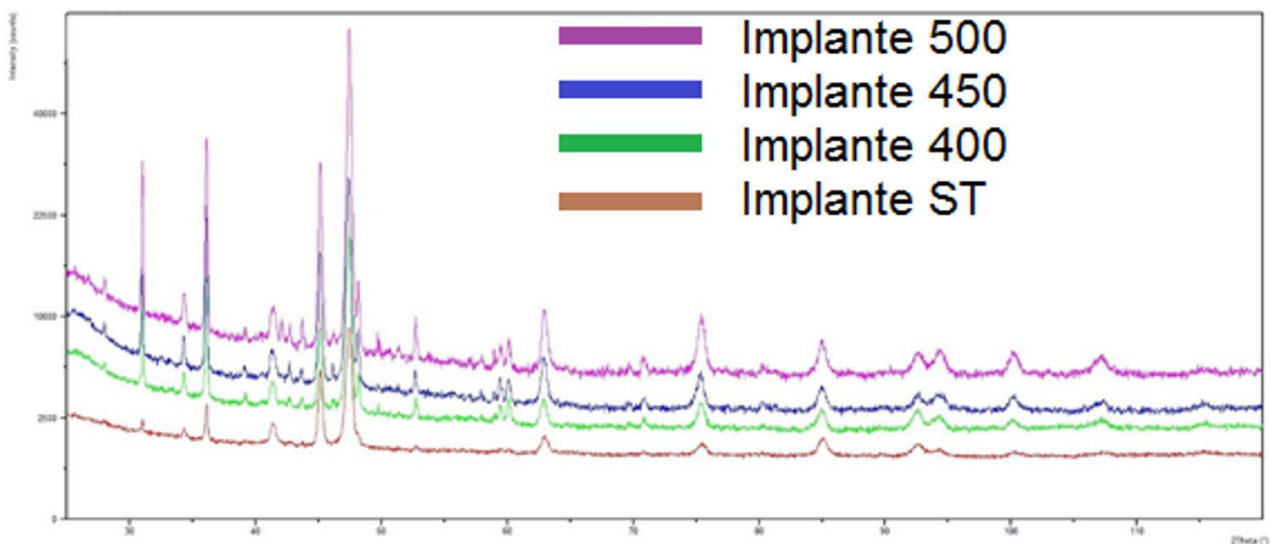


Figura 9. Espectros representativos da difração das amostras antes e após os tratamentos térmicos para alívio das tensões.

na temperatura de 720 °C e terminou próximo a 800 °C. As temperaturas médias das transformações de fase foram da ordem de 780 °C. Estes resultados mostram que todos os tratamentos térmicos realizados no presente trabalho foram abaixo da temperatura de transformação de fase alfa-beta. Nas curvas dos ensaios é possível observar em 480 e 500 °C um pequeno pico exotérmico. Este pico pode estar relacionado à movimentação, rearranjo e redução da densidade das discordâncias, proporcionando um alívio de tensões [21].

O segundo ciclo de aquecimento no ensaio DSC não apresentou nenhuma curva endotérmica, o que sugere a estabilização da fase β . As regiões das curvas próximas a temperatura de 400 °C, estão relacionadas ao erro do equipamento e devem ser desconsideradas.

3.5 Microdureza vickers

As médias das microdurezas Vickers são apresentadas na Figura 11. Na Figura 12 mostra-se a variação da microdureza ao longo do comprimento dos implantes. A medida da dureza ao longo do comprimento teve como objetivo verificar se a metodologia da deposição das camadas na direção do comprimento do implante contribuiu para o alívio das tensões residuais.

Observou-se a tendência do aumento da microdureza Vickers em todas as amostras após o tratamento térmico de alívio de tensões em relação às amostras sem tratamento térmico. A análise estatística mostrou que as diferenças entre as durezas das amostras após os tratamentos térmicos não é significativa. Este resultado pode ser associado ao fato

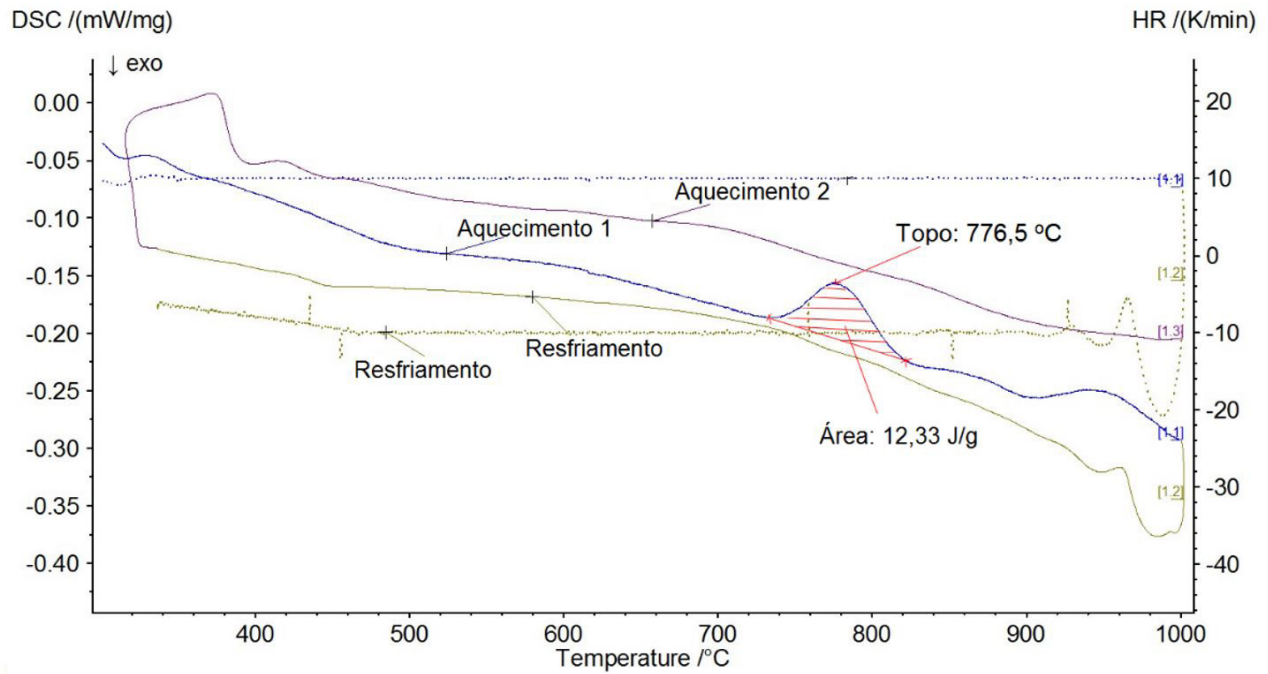


Figura 10. Curvas do primeiro e segundo ciclo de aquecimento e resfriamento, obtidas na análise DSC. A área hachurada representa a entalpia da transformação de fase.

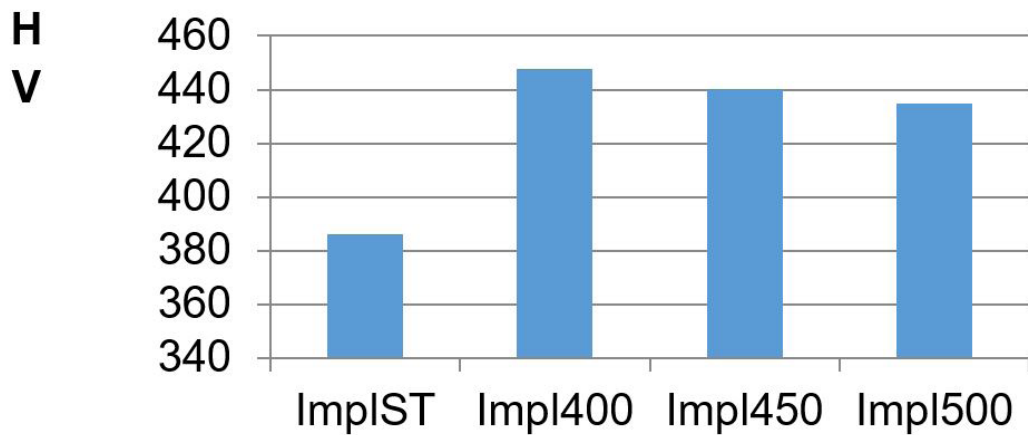


Figura 11. Médias das durezas dos diferentes grupos de implantes antes e após tratamentos térmicos.

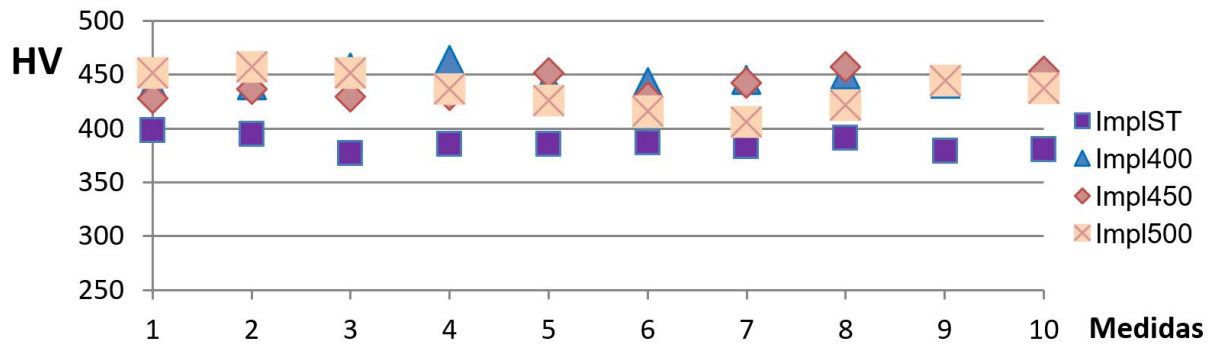


Figura 12. Variação da microdureza ao longo do comprimento dos implantes antes e após tratamentos térmicos.

Tabela 1. Número de grãos (N), comprimentos (μm) e larguras (μm) dos cristais aciculares

	N	Comprimento	Largura
Sem tratamento	336	301	0,28
400 °C	370	310	0,31
450 °C	290	325	0,45
500 °C	265	337	0,50

que após os tratamentos térmicos não foram observadas alterações relevantes na microestrutura das amostras.

Em virtude do resfriamento rápido durante a manufatura aditiva as amostras ficam com tensões residuais, as quais são eliminadas com o tratamento térmico. A variação da intensidade das tensões residuais foi quantificada pela análise comparativa da dureza antes e após os tratamentos térmicos. A dureza das amostras sem tratamento térmico foi menor do que das amostras tratadas termicamente.

A pequena diferença da dureza entre as amostras após o tratamento térmico pode ser atribuída ao deslocamento do feixe laser durante a MA, o qual foi planejado para promover alívio das tensões térmicas e de transformações de fase sem a necessidade do tratamento térmico posterior.

Considerando somente a variação da microestrutura acicular, que mostrou o aumento no tamanho dos cristais aciculares (Tabela 1), era de se esperar a diminuição da dureza após o tratamento térmico. No entanto, a variação da dureza não apresenta diferença estatística significativa entre as amostras após tratamentos térmicos. Este resultado pode ser associado ao fato que outras variáveis influenciaram na dureza, entre elas homogeneização da composição química. Wang et al. [13] observaram o aumento no tamanho das

agulhas martensíticas, da dureza e módulo de elasticidade. Wang et al. [12] atribuíram o aumento da dureza ao aumento do número de partículas da fase β existentes entre as fases α e α' . No presente trabalho, pode-se observar nas Figuras 4 e 5 a presença de partículas precipitadas e microagulhas entre as fases α e α' . É provável que o aumento da dureza esteja relacionado com estes precipitados.

4 Conclusões

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho é possível concluir que:

- As amostras de implantes dentários de Ti-6Al-4V produzidas por manufatura aditiva apresentaram uma matriz α com presença da fase α' martensítica, as quais permaneceram após os tratamentos térmicos de alívio de tensões a 400, 450 e 500 °C;
- A microdureza Vickers média dos implantes produzidos por manufatura aditiva e sem tratamento térmico não apresentaram diferença estatística significativa e foi de 385 HV;
- As amostras após o tratamento de alívio de tensões apresentaram aumento da dureza, mas, os valores não apresentaram diferença significativa entre os grupos após os tratamentos térmicos;
- O aumento da temperatura de tratamento térmico proporcionou pequeno crescimento longitudinal dos grãos α' , mas não modificou a dureza.

Referências

- Yan C, Hao L, Hussein A, Young P. Ti-6Al-4V triply periodic minimal surface structures for bone implants fabricated via selective laser melting. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2015;51:61-73. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.06.024>.
- Konečná R, Kunz L, Bača A, Nicoletto G. Resistance of direct metal laser sintered Ti6Al4V alloy against growth of fatigue cracks. *Engineering Fracture Mechanics*. 2017;185:82-91. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.03.033>.
- Brunello G, Sivoletta S, Meneghello R, Ferroni L, Gardin C, Piattelli A, et al. Powder-based 3D printing for bone tissue engineering. *Biotechnology Advances*. 2016;34:740-753. <http://dx.doi.org/10.1016/j.biotechadv.2016.03.009>.
- Zhai Y, Galarraga H, Lados DA. Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in Ti-6Al-4V fabricated by additive manufacturing: LENS and EBM. *Engineering Failure Analysis*. 2016;69:3-14. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2016.05.036>.
- Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T, Van Humbeeck J, Kruth JP. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*. 2010;58:3303-3312. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004>.
- Ali H, Ghadbeigi H, Mumtaz K. Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V. *Materials Science and Engineering A*. 2018;712:175-187. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.103>.
- Liu S, Shin YC. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: a review. *Materials & Design*. 2019;164:107552. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>.

- 8 Kunze K, Etter T, Grässlin J, Shklover V. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM). *Materials Science and Engineering A*. 2015;620:213-222. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.10.003>.
- 9 Kasperovich G, Hausmann J. Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015;220:202-214. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.01.025>.
- 10 Brandl E, Greitemeier D. Microstructure of additive layer manufactured Ti-6Al-4V after exceptional post heat treatments. *Materials Letters*. 2012;81:84-87. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2012.04.116>.
- 11 Sieniawski J, Ziaja W, Kubiak K, Motyka M. Microstructure and mechanical properties of high strength two-phase titanium alloys. In: Sieniawski J, Ziaja W, editors. *Titanium Alloys - Advances in Properties Control*. London: InTech; 2013. <https://doi.org/10.5772/56197>.
- 12 Wang Z, Xiao Z, Tse Y, Huang C, Zhang W. Optimization of processing parameters and establishment of a relationship between microstructure and mechanical properties of SLM titanium alloy. *Optics & Laser Technology*. 2019;112:159-167. <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.11.014>.
- 13 Wang M, Wu Y, Lu S, Chen T, Zhao Y, Chen H, et al. Fabrication and characterization of selective laser melting printed Ti-6Al-4V alloys subjected to heat treatment for customized implants design. *Progress in Natural Science: Materials International*. 2016;26:671-677. <http://dx.doi.org/10.1016/j.pnsc.2016.12.006>.
- 14 Liu S, Shin YC. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: a review. *Materials & Design*. 2019;164:107552. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>.
- 15 Lerebours A, Vigneron P, Bouvier S, Rassineux A, Bigerelle M, Egles C. Additive manufacturing process creates local surface roughness modifications leading to variation in cell adhesion on multifaceted TiAl6V4 samples. *Bioprinting*. 2019;16:e00054. <http://dx.doi.org/10.1016/j.bprint.2019.e00054>.
- 16 Gil Mur FX, Rodríguez D, Planell JA. Influence of tempering temperature and time on the α' -Ti-6Al-4V martensite. *Journal of Alloys and Compounds*. 1996;234:287-289. [http://dx.doi.org/10.1016/0925-8388\(95\)02057-8](http://dx.doi.org/10.1016/0925-8388(95)02057-8).
- 17 Etter T, Kunze K, Geiger F, Meidani H. Reduction in mechanical anisotropy through high temperature heat treatment of Hastelloy X processed by Selective Laser Melting (SLM). *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2015;82:012097. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/82/1/012097>.
- 18 Associação Brasileira de Normas Técnicas – ABNT. ISO 6507-1 Metallic materials - Vickers hardness test. Part 1: Test method. Rio de Janeiro: ABNT; 2008.
- 19 Leuders S, Thöne M, Riemer A, Niendorf T, Tröster T, Richard HA, et al. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*. 2013;48:300-307. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011>.
- 20 Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys. *Materials Science and Engineering A*. 1998;243:32-45. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00778-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00778-8).
- 21 Sallica-Leva E, Caram R, Jardini AL, Fogagnolo JB. Ductility improvement due to martensite α' decomposition in porous Ti-6Al-4V parts produced by selective laser melting for orthopedic implants. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2016;54:149-158. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.09.020>.
- 22 Gil Mur FX, Rodríguez D, Planell JA. Influence of tempering temperature and time on the α' -Ti-6Al-4V martensite. *Journal of Alloys and Compounds*. 1996;234:287-289. [http://dx.doi.org/10.1016/0925-8388\(95\)02057-8](http://dx.doi.org/10.1016/0925-8388(95)02057-8).

Recebido em: 05 Nov. 2020

Aceito em: 16 Jun. 2021