

# INFLUÊNCIA DOS PARAMETROS APLICADOS NA MANUFATURA ADITIVA PARA PRODUÇÃO DE UMA LIGA DE NiTi VIA FUSÃO SELETIVA A LASER\*

*Eduardo Hoisler Sallet<sup>1</sup>  
Rebeca Vieira de Oliveira<sup>2</sup>  
Patrícia Freitas Rodrigues<sup>3</sup>  
Talita Gama de Sousa<sup>4</sup>  
Rodolfo da Silva Teixeira<sup>5</sup>  
Naiara Vieira Le Sénéchal<sup>6</sup>  
Danilo Abílio Correa Gonçalves<sup>7</sup>  
Andersan dos Santos Paula<sup>8</sup>  
Paulo Inforçatti Netto<sup>9</sup>  
Jorge Vicente Lopes da Silva<sup>10</sup>*

## Resumo

O processo de fusão seletiva a laser (FSL) é comumente utilizado na manufatura aditiva de materiais metálicos, sendo este um processo rápido no qual as peças são formadas camada por camada. Neste processo uma fonte de laser varre o leito de pó e seleciona as regiões a serem fundidas, através da alta intensidade de potência aplicada, de acordo com o projeto digital proposto, para obter peças com boa densidade. Embora a FSL apresente diversas vantagens, em relação aos processos de fabricação convencionais, esta ainda é de alto custo para indústria. A otimização de parâmetros de processamento desta tecnologia para as ligas com memória de forma vem sendo explorada. As ligas NiTi com memória de forma se destacam por apresentarem o efeito memória de forma e a superelasticidade, o que lhe confere várias aplicações práticas. Otimizar, no processo da FSL para essas ligas, o parâmetro densidade de energia do laser, é fundamental para obter as peças com boas propriedades mecânicas e baixa porosidade. Com isso, este trabalho tem como objetivo observar e criticar a influência dos parâmetros de processamento na microestrutura e porosidade dos corpos de prova de ligas de NiTi manufaturados via FSL.

**Palavras-chave:** Ligas de NiTi; Manufatura Aditiva; Fusão Seletiva a Laser; Metalurgia do Pó.

## THE INFLUENCE OF THE ADDITIVE MANUFACTURING PARAMETERS APPLIED DURING NITI ALLOY PRODUCTION BY SELECTIVE LASER MELTING Abstract

The Selective Laser Melting (SLM) process is commonly used in the metallic materials additive manufacture, and this is a fast process which the pieces are formed layer by layer. In this process a laser source sweeps the bed of dust and selects the regions to be fused, through the high-power intensity applied, according to the proposed digital design, to obtain pieces with good density. Although FSL has several advantages compared to conventional manufacturing processes, it is still costly for industry. The optimization of processing parameters of this technology for shape memory alloys has been explored. NiTi shape memory alloys stand out for their shape memory effect and superelasticity, which gives them a several applications. Optimizing the FSL process for these alloys, power and energy density of the laser parameters, is fundamental to obtain the parts with good mechanical properties and low porosity. Thus, this work aims to observe and criticize the influence of the processing parameters on the microstructure and porosity of NiTi alloy specimens manufactured by FSL.

**Keywords:** NiTi alloys; Additive Manufacturing; Selective Laser Melting; Powder Metallurgy.

- <sup>1</sup> 1º Tenente QMB, graduando em Engenharia de Materiais, Seção de Engenharia de Materiais (SE-8), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>2</sup> Eng. Produção, M.Sc., Doutoranda do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais (PPGCM), SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>3</sup> Química Industrial, M.Sc., D.Sc., Pesquisadora em Estágio Pós-doutoral no PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>4</sup> Bacharel em Química, M.Sc., D.Sc., Pesquisadora em Estágio Pós-doutoral no PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>5</sup> Eng. Metalurgista, M.Sc., Doutorando do PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>6</sup> Eng. Mecânica, M.Sc., Doutoranda do PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>7</sup> Eng. Mecânico, M.Sc., Doutorando do PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>8</sup> Eng. Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professora Associada do curso de Engenharia de Materiais e do PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- <sup>9</sup> Eng. Computação, M.Sc., Coordenador de Manufatura Aditiva na TECNOHOW - Engenharia Industrial e Comércio Ltda., Valinhos, SP, Brasil.
- <sup>10</sup> Eng. Eletricista, M.Sc. D.Sc., diretor do Centro de Tecnologia da Informação (CTI) Renato Archer, Campinas, SP, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Entre as ligas com memória de forma (LMFs), as ligas baseadas no intermetálico NiTi são as mais comumente utilizadas, como mencionado por [1] e [2]. Esta liga é interessante devido às suas propriedades funcionais únicas o efeito de memória de forma e a superelasticidade, além de sua boa biocompatibilidade, baixa rigidez e resistência à corrosão. Essas características fizeram da liga de NiTi uma candidata atraente para uma ampla gama de aplicações nas áreas de engenharia e/ou biomédicas.

Essa liga tem a característica de recuperar sua forma previamente estabelecida por remoção de tensão aplicada ou aplicação de temperatura até transformação reversa à fase-mãe (austenita - B2). A recuperação de forma está diretamente associada a transformação martensítica reversível de martensita (B19') para austenita (B2).

Quando a recuperação de forma ocorre a partir da remoção completa de uma carga imposta esta atribuída a superelasticidade (SE) e quando esta ocorre a partir do aquecimento até a temperatura de transformação B19→B2 está relacionada ao efeito de memória de forma (EMF). Em geral, as ligas NiTi ricas em Ni e equiatômicas apresentam SE à temperatura ambiente, conforme relatado por [1,3, 4].

Saedi [5] relataram que processos convencionais de fabricação para produzir ligas de NiTi, como fusão (por exemplo, processos VIM – *Vacuum Induction Melting* e VAR – *Vacuum Arc Remelting*) podem introduzir contaminantes, tais como óxidos e carbonetos, que degradam suas propriedades de memória de forma. Além disso, Elahinia [6] mostrou que é desafiador fabricar ligas de NiTi devido a sua alta ductilidade, endurecimento e efeitos de retorno que resultam em desgaste das ferramentas.

Como alternativa surge a metalurgia do pó (MP), a qual é possível maior controle composicional e redução de impurezas, assim como controle dimensional e baixo custo de fabricação quando comparado com os processos metalúrgicos convencionais. A rota de fabricação, de forma simplificada, é dada pelas etapas de compactação dos pós e seguida de sinterização. No caso dos pós, é uma técnica que permite o uso do pó elementar bem como em liga. No que diz respeito a fabricação de ligas de NiTi via MP, esta pode ocorrer somente com a simples mistura dos pós elementares ou por moagem dos pós elementares [7], [8], [6]. O processo de sinterização convencional possui limitantes associados à oxidação e homogeneização. A obtenção de materiais densos utilizando pós de Ti e Ni elementares é complexa, devido à diferença na difusividade entre esses elementos além do efeito de capilaridade relativos à presença dos eutéticos NiTi<sub>2</sub> e Ni<sub>3</sub>Ti [6].

Daí a manufatura aditiva (MA) surge como alternativa interessante para fabricação de componentes de liga de NiTi com grande complexidade de forma. Essa técnica usa o processo de fabricação camada por camada, conforme definido pelos modelos CAD (*computer-aided design*) [10].

Nos últimos anos, alguns estudos foram dedicados a produzir componentes de liga de NiTi (rica em Ni) por manufatura aditiva [11,12]. As técnicas de manufatura aditiva de metais mais utilizadas são: Deposição Direta de Energia (DED), Fusão Seletiva a Laser (SLM) e Fusão Seletiva de Feixe de Elétrons (SEBM).

A técnica de Fusão Seletiva a Laser é geralmente utilizada devido ao seu controle de processo, Bormann [13] relataram que a Fusão Seletiva a Laser emprega um feixe de laser como fonte de energia para fundir seletivamente no leito o pó que é uniformemente distribuído camada por camada.

Entre os estudos dedicados ao desenvolvimento de ligas de NiTi pelo processamento de Manufatura Aditiva, Krishna [13] estudou a influência da velocidade de varredura e da potência do laser na formação de fases e na temperatura de transformação de fase de peças sólidas de NiTi (equiatômica) produzidas pelo processo de deposição de energia direcionada. Li [4] e Ma [14] relataram a otimização de parâmetros para fabricação da liga NiTi via fusão seletiva a laser de pós de liga de NiTi (*pre-alloyed powders*).

A produção da liga *in-situ* via MA de pó elementares é interessante devido ao custo-benefício oferecido e devido ao controle das propriedades dos materiais, por exemplo, a temperatura de transformação de fase que é sensível à composição da liga, conforme relatado por [3].

Wang [15] reportou um comparativo sobre a produção *in-situ* de ligas de NiTi com memória de forma por deposição de energia direcionada (DED), fusão seletiva a laser (SLM) e processos seletivos de fusão de feixe de elétrons (SEBM) usando pós de Ni e Ti pré-misturados.

Para explorar a viabilidade do uso de pós de Ni e Ti pré-misturados para manufaturar peças de NiTi, este trabalho usou os pós elementares de Ni (oxirredução) e Ti (hidretação dehidretação - HDH), ambos de alta pureza, misturados de maneira a se obter uma mistura homogênea dos pós, sem uso de nenhum aparato para deformá-los, em uma relação equiatômica. Essa mistura foi usada na manufatura aditiva via fusão seletiva a laser com diferentes densidades de energia do laser, mantendo fixas: a potência, a velocidade de varredura e espessura das camadas formadas. O estudo dos parâmetros do processo, caracterização estrutural e microestrutural foram realizados em três corpos de prova com formato cilíndrico produzidos com valores fixos de diâmetro, potência e distância entre trilhas do feixe, e espessura de camada de pó, e variando os valores de velocidade de varredura do feixe com objetivo de ter-se distintos valores de densidade de energia. Este trabalho fornece uma visão sobre a capacidade de impressão de Ni-Ti pré-misturado sem elemento de pós atomizado para o processo de manufatura aditiva via fusão seletiva a laser.

## 2 DESENVOLVIMENTO

### 2.1 Preparação dos pós de Ni e Ti

O pó de Ni elementar (JB Química, obtido pelo processo de oxirredução na faixa de granulométrica de 11,8 – 59,4  $\mu\text{m}$ ) e Ti (Instituto de Pesquisas Tecnológicas - IPT - São Paulo; obtido a partir de cavaco de usinagem de Titânio grau 1 hidretado, moído e dehidretado, resultando na faixa granulométrica de 30,6 – 153,8  $\mu\text{m}$ ) foram misturados equiatomicamente. Utilizou-se um misturador rotativo para misturar os pós num recipiente de 1 L com uma taxa de enchimento de 50% (Retsch Modelo PM100), sem uso de esferas de moagem. A velocidade de entrada do eixo do motor foi ajustada em 350 rpm. A mistura foi feita por força gravitacional em vez de força centrífuga, o que fez com que os pós elementares obtivessem uma mistura íntima. O tempo de mistura foi de 1 h para misturar homogeneamente os dois pós elementares. A morfologia da mistura em pó foi examinada usando um microscópio eletrônico de varredura.

### 2.2 Processo de Manufatura Aditiva

O processamento da mistura de pós metálicos foi realizado pelo grupo do professor Jorge Vicente Lopes da Silva, do Centro de Tecnologia da Informação (CTI) Renato

Archer – Campinas/SP, em uma máquina de manufatura aditiva via fusão seletiva a laser (FSL), da marca Concept Laser, modelo Mlab Cusing 200R. Foi manufaturadas hastes de NiTi 10 x 7 mm<sup>3</sup> usando uma potência de 127 W com um ponto focal de ~ 100 µm, espessura da camada de 50 µm, espaçamento de 100 µm e velocidade de varredura do laser de 200 - 1000 mm/s. Nesta configuração foi possível identificar três densidades de energia (ED): 27,5, 30,0 e 32,5 J/mm<sup>3</sup>, de acordo com a Equação 01:

$$ED = \frac{P}{v.h.t} \quad \text{Equação 01}$$

Onde:  $P$  é a potência do laser (W),  $v$  é a velocidade de varredura (mm/s),  $h$  é o espaçamento entre as aplicações do laser (mm), e  $t$  é a espessura das camadas (mm), como apresentado por Thijs [18] e Xu [19].

Foram produzidas três cilindros, nas dimensões de 8 mm de diâmetro e 10 mm de altura, para cada um dos seguintes parâmetros: potência de 127 W e três densidades de energia distintas, 27,5 J/mm<sup>3</sup>, 30 J/mm<sup>3</sup> e 32,5 J/mm<sup>3</sup>, no intuito de avaliar, a porosidade, características estruturais e microestruturais de cada condição.

### 2.3 Caracterização

Após corte de precisão com disco diamantado no sentido longitudinal e transversal de cilindros distintos de cada conjunto de potência versus densidade de energia, as amostras foram embutidas, lixadas as superfícies de corte até a lixa de 4000 mesh, sendo posteriormente polidas mecanicamente em 2 soluções distintas. Inicialmente em uma solução composta de: 100 mL de água destilada, 20 mL de peróxido de hidrogênio com 20 g de alumina de 1 micrometro em pasta. Em seguida em uma solução composta de: 100 mL de lubrificante rosa, 10 mL de peróxido de hidrogênio e pasta de diamante de 3 µm.

As amostras foram caracterizadas do ponto de vista:

- Macroestrutural:

Estereoscópio, Nikon (SMZ800) com um aumento de 10x;

A utilização da estereoscopia foi devida a necessidade de analisar macroscopicamente as amostras, visando visualizar porventura algum defeito no processo de manufatura aditiva, principalmente trincas, que podem comprometer as propriedades mecânicas das amostras.

- Densimetria:

Método de Arquimedes;

A densimetria pelo método de Arquimedes visa obter o grau de porosidade de uma amostra. Quando se compara densidades está se comparando o nível de porosidade de amostras, já que esses parâmetros são inversamente proporcionais quando as amostras possuem a mesma proporção de elementos químicos e mesma estrutura.

- Microestrutural:

Distribuição de Microporos com auxílio de um Microscópio Olympus modelo BX53M, obteve-se micrografias com aumento de 50x;

Para analisar de maneira direta o grau de porosidade, sendo possível inclusive analisar localmente, verificando se fatores do processo de manufatura aditiva interferem na quantidade de poros em um dado ponto da amostra.

Morfologia microestrutural com auxílio de um Microscópio eletrônico de varredura com fonte de emissão de campo (MEV-FEG) FEI Quanta 250 FEG, com spot size 5, tensão de aceleração de 10 e 20 KV e distância de trabalho próxima a 10 mm.

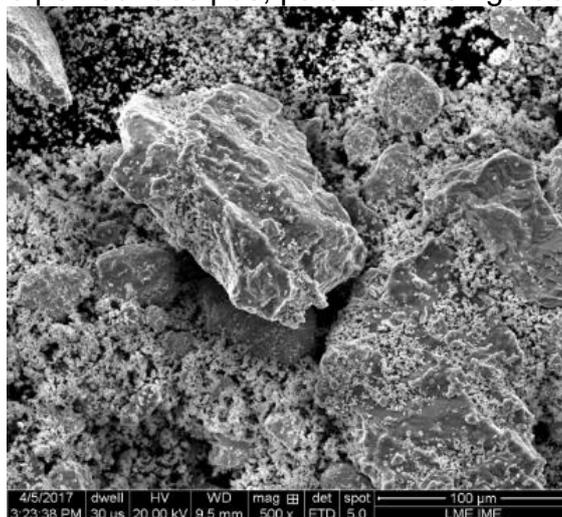
A fim de verificar a morfologia microestrutural e o nível de interdifusão entre o níquel e titânio foi realizada uma análise através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com base nas micrografias resultantes do uso do detector de elétrons retroespalhados (BSED).

Todos os equipamentos aqui descritos se encontram no Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

## 2.4 Resultados e Discussão

### 2.4.1 Aspecto da Mistura dos Pós

Antes de efetuar o processamento do material de estudo, foi realizada a observação da mistura simples dos pós de Ni e Ti. Na Figura 1, pode-se observar que o pó de titânio apresenta grânulos do pó facetados e de tamanhos maiores (11,8 – 59,4  $\mu\text{m}$ ) e mais uniformes. Já o pó de níquel apresenta grânulos do pó mais arredondados, formando alguns aglomerados, e de dimensão bem menor (30,6 – 153,8  $\mu\text{m}$ ) quando comparados com os grânulos do pó de titânio, assim os grânulos do pó de níquel se distribuem sobre a superfície e entre os grânulos do pó de titânio. O que caracteriza uma mistura pouca homogênea com características granulométricas distintas, que poderá dificultar a fusão pontual dos pós, para forma a liga de interesse.

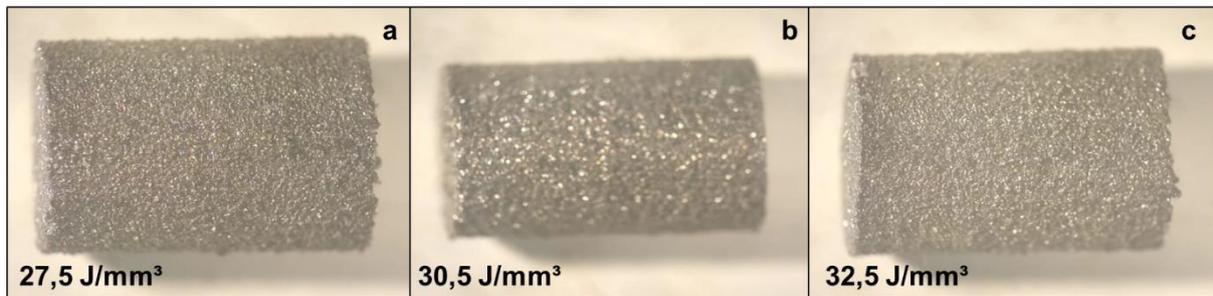


**Figura 1.** Micrografia da mistura de pó de níquel e de titânio com aumento de 500X.

Após a observação das misturas dos pós foram realizados os processamentos deste estudo.

### 2.4.2 Estudo das Peças Manufaturadas

A primeira observação realizada foi dos possíveis defeitos de manufatura e trincas com a utilização de um estereoscópio. Pode-se observar na Figura 2 que os três corpos de prova produzidos não apresentaram trincas ou defeitos relevantes, quando esses são observados se apresentam em baixo aumento (10x), não comprometendo na fabricação da amostra como um todo.



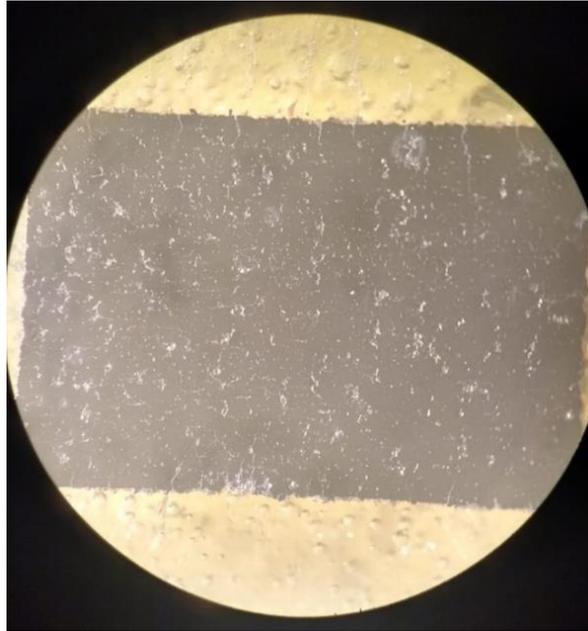
**Figura 2.** Macrografia dos corpos de prova manufaturados com potência de 127 W e densidades de energia de (a) 27,5 J/mm<sup>3</sup>, (b) 30,5 J/mm<sup>3</sup> e (c) 32,5 J/mm<sup>3</sup>, com aumento de 10X, vista longitudinal.

Logo após a validação macroscópica dos corpos de prova foi realizada a observação da densidade de cada um deles. Os resultados apresentados na Tabela 1 indicam que os corpos de prova manufaturados com potência de 127 W e densidade de energia 30 J/mm<sup>3</sup> e 32,5 J/mm<sup>3</sup> possuem densidades muito semelhantes, logo espera-se que as porosidades sejam semelhantes, enquanto as amostras manufaturadas com potência de 127 W e densidade de energia 27,5 J/mm<sup>3</sup> possuem uma densidade menor, indicando a presença de mais poros. Pode-se verificar que quanto maior a densidade de energia maior a densidade do material produzido. Uma vez que a maior energia aumenta a capacidade de fusão pontual durante o processamento do material, reduzindo a sua porosidade.

**Tabela 1.** Densidade das amostras manufaturadas de acordo com os parâmetros adotados.

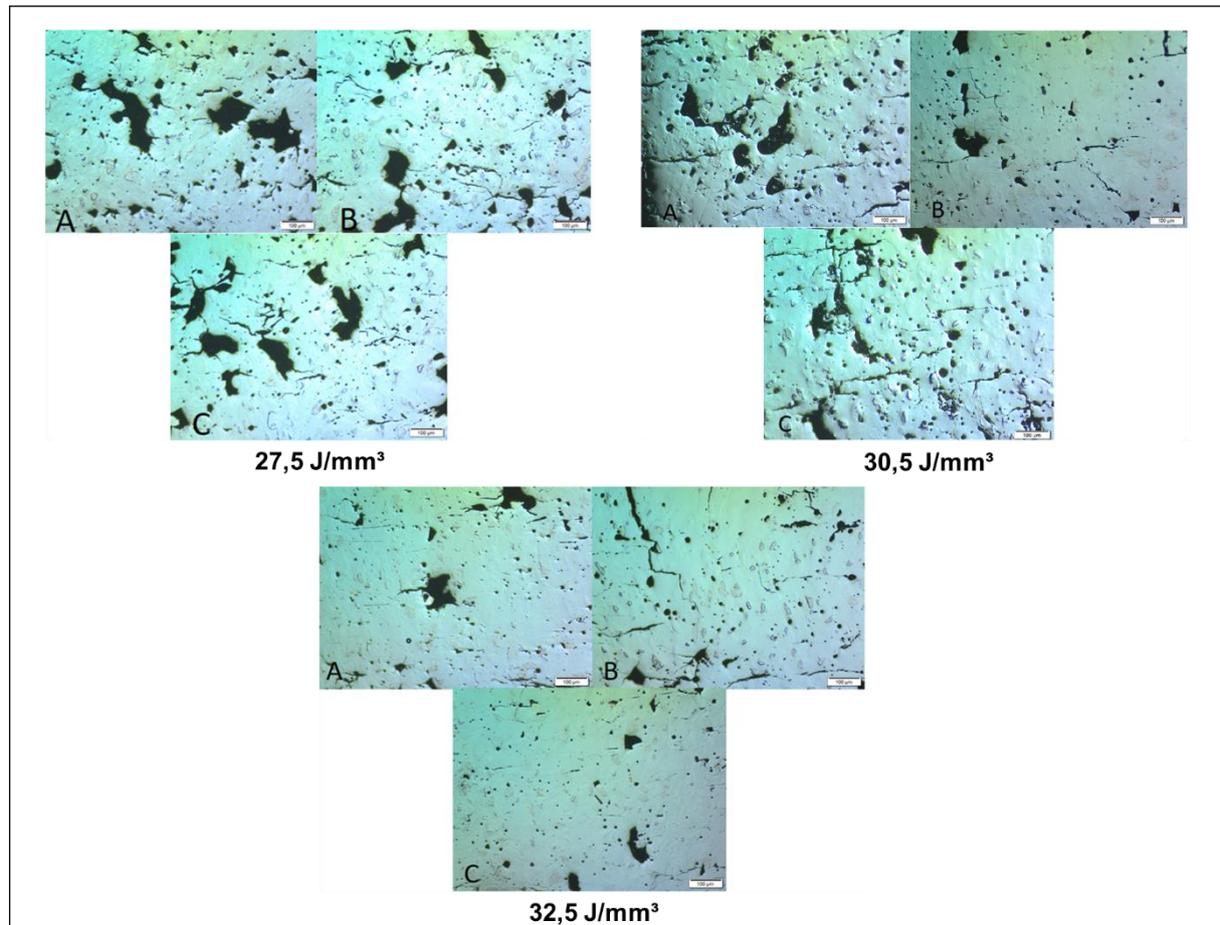
Amostra	Densidade
127W e 27,5 J/mm <sup>3</sup>	5,27 g/cm <sup>3</sup>
127W e 30 J/mm <sup>3</sup>	5,61 g/cm <sup>3</sup>
127W e 32,5 J/mm <sup>3</sup>	5,60 g/cm <sup>3</sup>

Para verificar a distribuição da porosidade do material foram realizadas análises microscópicas via microscopia óptica que são apresentadas nas Figuras 3. Para esta análise foi necessário realizar o corte transversal dos corpos de prova, para verificar seu aspecto interior. Após a realização do corte é possível verificar um incremento no número de trincas transversais ao longo do comprimento e próxima a borda do cilindro manufaturado com potência de 127 W e densidade de energia 27,5 J/mm<sup>3</sup>, conforme Figura 3. Este resultado foi visualizado também para os demais corpos de prova, isso pode estar relacionado as tensões residuais resultantes do processamento que proporciona a coexistência na vizinhança entre porções de sólido e líquido. Um fato que sugere essa interpretação é a grande presença de poros ao longo do corpo da amostra, que foram observados ao longo das análises. A presença de poros indica uma possível fusão parcial neste tipo de processo, fator que facilitaria surgimento de trincas devido à concentração de tensão associada as diferenças significativas nos coeficientes de expansão ou contração de diferentes fases no estado sólido competindo com volume ainda líquido.



**Figura 3.** Macrografia do corpo de prova manufacturado com potência de 127 W e densidade de energia de 27,5 J/mm<sup>3</sup> após corte longitudinal, com aumento de 10X.

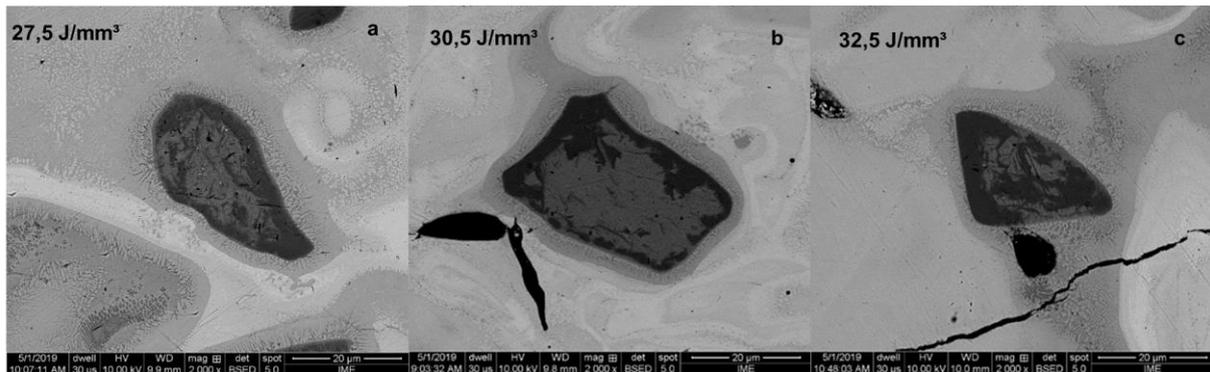
Através da análise de microscopia óptica da seção transversal dos cilindros, realizada em três pontos distintos (bordas e centro da amostra) apresentadas na Figura 4 (27,5 J/mm<sup>3</sup>, 30,5 J/mm<sup>3</sup> e 32,5 J/mm<sup>3</sup>), pode-se observar que em todos os casos de manufatura os poros se distribuem homogeneamente entre centro e borda dos cilindros, como trincas longitudinais ao comprimento dos cilindros se localizam com maior concentração junto aos poros e que em algumas regiões perto da superfície apresentam-se defeitos superficiais oriundos da manufatura. Pode ser verificada ainda a existência de uma grande quantidade de poros nos corpos de prova manufacturados com potência de 127 W e densidade de energia 27,5 J/mm<sup>3</sup> quando comparados aos os corpos de prova manufacturados com potência de 127 W e densidade de energia 30,0 J/mm<sup>3</sup> e 32,5 J/mm<sup>3</sup>. Outra observação importante obtida é que os corpos de provas manufacturados com potência de 127 W e densidade de energia 30 J/mm<sup>3</sup> e 32,5 J/mm<sup>3</sup> apresentam uma densidade bem semelhante (Tabela 1), em concordância com os resultados obtidos qualitativamente pela microscopia óptica realizada.



**Figura 4.** Micrografias de regiões dos corpos de prova cilíndrico manufacturado com potência de 127 W e densidades de energia 27,5 J/mm<sup>3</sup>, 30,5 J/mm<sup>3</sup> e 32,5 J/mm<sup>3</sup> (A e B próximo as bordas e C no centro), com o aumento de 50x, vista da secção longitudinal.

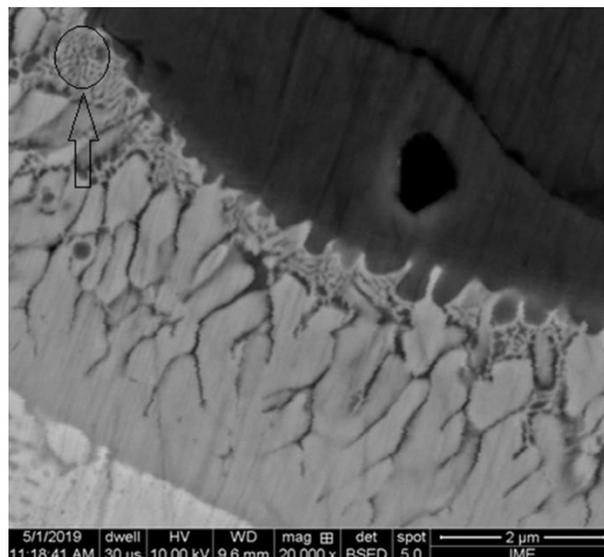
Aspectos microestruturais após manufatura foram obtidos a partir das micrografias resultantes das análises no MEV, Figura 5. Buscou-se através do detector de elétrons retroespalhados (BSED) obter detalhes microestruturais associados ao contraste de composição (contraste em função do número atômico dos elementos presentes na amostra). Pelas micrografias obtidas através desse detector é possível observar claramente a distribuição do níquel e do titânio ao longo da amostra, possibilitando acompanhar a interdifusão entre os dois elementos. A fase rica em níquel, que possui um maior número atômico que o titânio, apresenta um tom claro, enquanto o titânio apresenta um tom mais escuro.

Para se realizar a crítica acerca da interdifusão entre o níquel e o titânio foi realizada uma análise comparativa entre as micrografias obtidas via



**Figura 5.** Micrografia obtida através de um detector de BSED dos corpos de prova cilíndrico manufaturado com potência de 127 W e densidades de energia 27,5 J/mm<sup>3</sup>, 30,5 J/mm<sup>3</sup> e 32,5 J/mm<sup>3</sup>, aumento de 2000X.

De forma geral, é possível verificar que conforme houve o incremento na densidade de energia, ocorreu um incremento na interdifusão entre o níquel e o titânio (o gradiente de cor entre as partes mais claras e mais escuras nas micrografias se tornou mais suave com o aumento da densidade de energia). Como a maior densidade apresentou uma interdifusão mais interessante, esta amostra foi observada em aumentos maiores como apresentado na Figura 6. Neste aumento foi observado o aparecimento de uma região distinta na interface entre as fases ricas em níquel e titânio. Essa região pode configurar uma nova fase, que será objeto de uma investigação mais detalhada em trabalhos futuros.



**Figura 6.** Micrografia obtida através de um detector de BSED de um corpo de prova manufaturado com potência de 127 W e densidade de energia 32,5 J/mm<sup>3</sup>, destaque para o aparecimento de uma região que pode configurar uma nova fase, aumento de 20000X.

### 3 CONCLUSÃO

Pode-se concluir que quanto menor a densidade aplicada maior será o grau de porosidade do material, com isso, na microestrutura das amostras analisadas sutis alterações foram identificadas.

Dentre todas as combinações de parâmetros do laser de uma máquina de manufatura aditiva via FSL observados, a seleção em 127 W de potência e 32,5 J/mm<sup>3</sup> de densidade de energia foi a mais promissora. Nesse ajuste foi possível

obter uma peça com maior interdifusão entre o níquel e o titânio e menor porosidade dentre as peças estudadas. A porosidade diminui consideravelmente, mas ainda é elevada, o que implica no surgimento de um número elevado de trincas durante o corte das amostras.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao IPT, São Paulo / SP, pela produção e fornecimento do pó de Ti HDH. A empresa Technohow pela disponibilização do equipamento de manufatura aditiva utilizado nos processamentos deste trabalho, bem como ao apoio do CTI Renato Archer para que estes se realizassem. R.V.O., R.S.T e N.V.S. agradecem pelas bolsas de doutorado da CAPES. P.F.R e T.G.S. agradecem pelas bolsas de pós-doutorado das agências CAPES e CNPq, respectivamente. Ao CNPq a bolsa de Produtividade em Pesquisa PQ-2 (Processo 307798/2015-1) de A.S. Paula. Os autores agradecem a CAPES, no âmbito do edital Pró-defesa IV, pelos recursos de custeio e bolsas (N.V.S. e P.F.R.) que suportam este projeto de pesquisa.

## REFERÊNCIAS

- 1 Otsuka K, Wayman CM. Shape memory materials. Cambridge: Cambridge University Press; 1998.
- 2 Lagoudas D.C. Shape Memory Alloys. Springer Science; 2008.
- 3 K. Otsuka, X. Ren, Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys, Prog. Mater. Sci. 2005, 516, 669.
- 4 LI, Yuzhou; HUB, Yingbin; CONGB, Weilong; ZHIA, Lin; GUO, Zhongning. Additive Manufacturing of Alumina Using Laser Engineered Net Shaping. Ceramics International, 2017.
- 5 Saedi, S., Turabi, A.S., Taheri Andani, M., Haberland, C., Karaca, H., Elahinia, M., 2016. The influence of heat treatment on the thermomechanical response of Ni-rich NiTi alloys manufactured by selective laser melting. J. Alloys Compd. 677, 204–210, 2016.
- 6 Elahinia M. H., Hashemi M., Tabesh M. and Bhaduri S. B. Manufacturing and processing of NiTi implants: A review. Progress in Materials Science, vol. 57 911–946, 2012
- 7 Braga, N. D. A.; Ferreira, N. G.; Cairo, C. A. A. Obtenção de titânio metálico com porosidade controlada por metalurgia do pó. Quimica Nova, 30, 2, 450–457, 2007
- 8 Chiaverini, V. Metalurgia do Pó - Técnica e Produtos. v. 614, 2001
- 9 Mohammed, J. S. Applications of 3D Printing Technologies in Oceanography. Methods in Oceanography, 17, 97–117, 2016
- 10 Halani, P.R., Kaya, I., Shin, Y.C., Karaca, H.E. Phase transformation characteristics and mechanical characterization of nitinol synthesized by laser direct deposition. Mater. Sci. Eng. A 559, 836–843, 2013
- 11 Eisenbarth, D., Soffel, F., Wegener, K. Effects of direct metal deposition combined with intermediate and final milling on part distortion. Virtual Phys. Prototyp. 130–134, 2019
- 12 Bormann, T., Schumacher, R., Müller, B., Mertmann, M., Wild, M. Tailoring selective laser melting process parameters for NiTi implants. J. Mater. Eng. Perform. 21 (12), 2519–2524, 2012.
- 13 Krishna, B.V., Bose, S., Bandyopadhyay, A. Laser processing of net-shape NiTi shape memory alloy. Metall. Mater. Trans. A 38 (5), 1096–1103, 2007

- 14 Ma, J., Franco, B., Tapia, G., Karayagiz, K., Johnson, L., Liu, J., Arroyave, R., Karaman, I., Elwany, A. Spatial control of functional response in 4D-printed active metallic structures. *Sci. Rep.* 7, 46707, 2017
- 15 Wang C., Tang X., Du Z. Lin C.W., Tor S.B., Additive Manufacturing of NiTi Shape Memory Alloys pre-mixed powders, *Journal of Materials Processing Tech.* 271, 152-161, 2019.
- 16 Thijs, L., Verhaeghe, F., Craeghs, T., Van Humbeeck, J., Kruth, J.P. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V. *Acta Mater.* 58, 9, 3303–3312, 2010.
- 17 Xu, W., Brandt, M., Sun, S., Elambasseril, J., Liu, Q., Latham, K., Xia, K., Qian, M. Additive manufacturing of strong and ductile Ti–6Al–4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition. *Acta Mater.* 85, 74–84, 2015.