ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

RAFAEL DE MOURA NOBRE

**Influência dos parâmetros do processo de manufatura aditiva de fusão em
leito de pó na microestrutura e textura cristalográfica da liga Nb-47Ti**

SÃO PAULO

2021

RAFAEL DE MOURA NOBRE

**Influência dos parâmetros do processo de manufatura aditiva de fusão em
leito de pó na microestrutura e textura cristalográfica da liga Nb-47Ti**

Versão revisada

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do título de
Mestre em Ciências.

Área de concentração: Engenharia Metalúrgica e de
Materiais

Orientador: Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf

SÃO PAULO

2021

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

NOBRE, Rafael

Influência dos parâmetros do processo de manufatura aditiva de fusão em leito de pó na microestrutura e textura cristalográfica da liga Nb-47Ti / R. NOBRE -- versão corr. -- São Paulo, 2021.
145 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Manufatura aditiva 2.Fusão em leito de pó a laser 3.Liga de nióbio 4.Textura cristalográfica 5.Difração de elétrons retroespalhados
I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer primeiramente ao meu orientador Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf, por todo o apoio e paciência em me ensinar e me orientar ao longo dessa jornada, sobretudo por me inspirar a realizar esse curso.

Aos meus pais Marinete Marques de Moura Nobre e Luciano Nobre Gama e aos meus irmãos, Lucas Vinícius de Moura Nobre e Ana Beatriz de Moura Nobre, pelo apoio e motivação que me deram durante toda a minha vida.

À minha companheira Amanda Dorta, por acreditar em mim e me apoiar nos momentos mais difíceis.

Aos professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da POLI-USP (PMT), pelo ensino e apoio fundamentais para que essa dissertação se concretizasse.

Aos amigos do Laboratório de Caracterização Microestrutural Hubertus Colpaert, André Kraszczuk, Antônio Lívio da Silva Nunes, Camila Drummond Firmano, Daniel Luiz Rodrigues Junior, Dany Andrade Centeno, Giovani Gonçalves Ribamar, Edwan Anderson Ariza Echeverri, Funsho Olaitan Kolawole, Henrique Pereira, Jonathan Paulino Ferreira Alves, José Rubens Beserra de Carvalho, Julian David Escobar Atehortua, Jhoan Sebastian Guzmán Hernandez, Larissa Feitosa, Luiz Felipe Bauri, Luis Bernardo Varela Jiménez, Mateus Dias Botani, Matheus Carvalho Moreira, Mohammad Masoumi, Pedro Meirelles Chagas Delfino Gomes, Rafael Rocha Maia, Vitor Hugo Boari, Willy Ank de Moraes e a todos os colegas que fizeram parte dessa jornada e contribuíram direta ou indiretamente para realização do presente trabalho.

Aos colegas da biblioteca do PMT, especialmente a Clélia Lourdes Lara Menguerditchian e Gilberto Martins pela atenção e prontidão em ajudar ao longo desses anos. As colegas da secretaria e administração do PMT, especialmente a Maria Cristina Biasoli, Suellen Cristhine Cardozo Alves Nappi e a Vera Lúcia dos Santos pelo atendimento e pela prontidão em ajudar desde o início.

Aos colegas do Departamento de Engenharia Mecânica da POLI-USP (PME), especialmente aos Prof. Dr. Amilton Sinatora, Profa. Dra. Izabel

Machado, Prof. Dr. Roberto Martins de Souza, Cassio Junqueira da Silva, Marcos Henrique Ara, Rafael Almeida Melchior, Raphael Oliveira Ferreira e a toda equipe pelo auxílio fundamental para a conclusão deste trabalho.

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), especialmente a Alzira Vicente Corrêa, Daniel Leal Bayerlein, Edwin Sallica Leva, Emerson Titonello, Luis Fernando Fiuza Chaves, Railson Bolsoni Falcão e a toda equipe pelo apoio e auxílio fundamentais para conclusão deste trabalho.

Ao Instituto SENAI de Inovação em Sistemas de Manufatura e Processamento a Laser – Joinville/SC, especialmente ao Henrique Rodrigues Oliveira, Victor Lira Chastinet e a toda equipe por todo auxílio fundamental para conclusão deste trabalho.

Ao Centro de Tecnologia da Informação Renato Archer (CTI) – Campinas/SP, especialmente ao Jorge Vicente Lopes da Silva, Marcelo Oliveira, Pedro Noritomi e a toda equipe pela recepção e todo o auxílio fundamental para conclusão deste trabalho.

À Escola SENAI Nadir Dias de Figueiredo, especialmente aos professores Antenor Ferreira Filho, Leila Garcia Reis, Marcelo Lopes da Silva, Odilon de Moraes e Paulo Eduardo Alves Fernandes pelos ensinamentos e por todo o apoio e incentivo. Aos amigos bibliotecários Rangel, Rose e Neusa pela atenção e prontidão em atender desde início e sobretudo pelas conversas e amizade. Aos colegas do curso pela amizade, apoio, motivação e pelas risadas ao longo desses anos.

À FAPESP, EMPRAP II e CBMM pela disposição de recursos e financiamento do projeto. À Coordenação de Aperfeiçoamento Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001. E à Fundação Para o Desenvolvimento Tecnológico da Engenharia (FDTE) pela bolsa de pós graduação.

EPÍGRAFE

*“O prazer mais nobre é a alegria do
entendimento.”*

Leonardo da Vinci

RESUMO

A manufatura aditiva, popularmente conhecida como impressão 3D é um conjunto de técnicas de fabricação que pode construir peças de geometrias complexas em um processo de adição de material em camadas. O processo de fusão em leito de pó a laser caracteriza-se por fundir seletivamente camadas de material particulado numa escala micrométrica em padrões repetitivos de varredura. Essa tecnologia é capaz de reduzir o módulo de elasticidade de biomateriais metálicos através do controle da microestrutura e textura cristalográfica, influenciados pela potência e velocidade do laser, assim como pelas condições de extração de calor. Este trabalho investigou o efeito dos parâmetros de potência e velocidade de varredura do laser, em um processo de fusão em leito de pó, na formação da microestrutura e textura cristalográfica da liga Nb-47Ti, utilizando pó pré-ligado obtido por atomização à plasma. A microestrutura foi caracterizada por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), a textura cristalográfica por técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e o módulo de elasticidade foi obtido indiretamente a partir dos dados de orientação de EBSD. A microestrutura da liga Nb-47Ti apresentou uma morfologia de solidificação celular dendrítica que cresce epitaxialmente orientada normal às bordas das poças de fusão. O aumento da potência e velocidade de varredura do laser mostrou-se vital na redução no módulo de Young e na formação de uma textura $\langle 100 \rangle$ // paralela à direção de construção.

Palavras-chaves: Manufatura aditiva. Fusão em leito de pó a laser. Liga de nióbio. Textura cristalográfica. Difração de elétrons retroespalhados.

ABSTRACT

Additive manufacturing, known as “3D printing”, is a set of manufacturing techniques that can build parts with complex geometries in a process of adding layered powder material. The laser powder bed fusion process (L-PBF) is characterized by selectively melting layers of particulate material at a micrometer scale in repetitive layered patterns. This technology is expected to improve Young modulus of metallic biomaterials, by controlling the microstructure and crystallographic texture – influenced by laser power and scanning speed – as well as by the heat extraction. This work investigates the role of the laser power and scanning speed on microstructure and crystallographic texture formation of the Nb-47Ti alloy, fabricated by powder bed fusion process, using pre-alloyed powder obtained by plasma atomization. The microstructure was characterized by optical microscopy (OM), scanning electron (SEM) and the crystallographic texture by backscattered electron diffraction technique (EBSD), and Young modulus was obtained indirectly via EBSD data. The microstructure showed a cellular dendritic solidification morphology formed by epitaxy at the edges of the melting pools. Texture results indicated that higher values of power and scanning speed were favored the increasing of a $\langle 100 \rangle$ parallel to the building direction texture and a reduction in Young's modulus.

Keywords: Additive manufacturing. Laser powder bed fusion. Niobium alloy. Crystallographic texture. Electron backscattered diffraction.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – (a) ausência de <i>stress shielding</i> (b) <i>stress shielding</i> leve (c) <i>stress shielding</i> moderado (d) <i>stress shielding</i> grave. Setas vermelhas estão indicando os principais locais de reabsorção óssea. Adaptado de [10].	28
Figura 2 – Tomografia computadorizada 3D mostrando uma reabsorção óssea na região torácica de uma coluna vertebral. Fonte: [11].	29
Figura 3 – Eventos da história da primeira geração de biomateriais metálicos. Fonte: Adaptado de [2].	30
Figura 4 – Módulo de elasticidade de biomateriais metálicos. Fonte: Adaptado de [7].	31
Figura 5 – Diagrama de equilíbrio Ti-Nb. Fonte: Adaptado de [13].	32
Figura 6 – Módulo de elasticidade das ligas de Ti-Nb em função da composição. Fonte: [16].	34
Figura 7 – gráfico tensão deformação por teores crescentes de nióbio em corpos de prova de ligas de Ti produzidos por FLP. Fonte: [17].	35
Figura 8 – Comportamento do módulo de Young em um cristal HC de titânio. Fonte: Adaptado de [20].	36
Figura 9 – desenho esquemático de uma representação de orientações cristalográficas por figura de polo. Fonte: [20].	38
Figura 10 – mapa de orientações cristalográficas obtido por EBSD de uma liga de níquel nanocristalina recozida e laminada à frio. Fonte: adaptado de [20].	39
Figura 11 – Modelos fabricados por MA por Hideo Kodama (a) maquete de casa (b) maquete de casa (c) bloco (d) modelo de mapa. Fonte: adaptado de [22].	40
Figura 12 – Equipamento de estereolitografia de Charles Hull patentado em 1983. Fonte: [9]	41
Figura 13 – Desenho esquemático de um sistema de fusão em leito de pó a laser. Fonte: adaptado de [9].	42
Figura 14 – Formato da poça de fusão em um processo soldagem TIG de um aço inoxidável ABNT 304. Fonte: Adaptado de [25].	43
Figura 15 – Desenho esquemático da comparação da morfologia de grãos obtidos com (a) poça de fusão de formato esférico. (b) poça de fusão com formato de "lágrima". Fonte: Adaptado de [26].	44

Figura 16 – Desenho esquemático da direção de crescimento dos grãos colunares no plano longitudinal da poça de fusão. (a) orientação dos grãos de acordo com o formato da poça de fusão em um processo FLP a laser (b) a orientação dos grãos em um processo FLP a laser com alta velocidade de varredura (c) orientações de grão em um processo de deposição por energia direcionada. As curvas marcadas com I, II e III representam os limites da poça de fusão o em três locais diferentes ao longo da direção da varredura. Adaptado de: [27]	45
Figura 17 – desenho esquemático das poças de fusão de uma liga Co-29Cr-6Mo fabricada por FLP. Fonte: [28].....	46
Figura 18 – Relação entre velocidade de varredura e dimensão das poças de fusão de uma liga de alumínio 7050 fabricada por FLP. Fonte: Adaptado de [29].	46
Figura 19 – Efeito da força de empuxo no modo de convecção da poça de fusão. Fonte: Adaptado de [25].....	47
Figura 20 – Efeito da tensão de cisalhamento induzida pelo gradiente de tensão superficial na convecção da poça de fusão. Fonte: Adaptado de [25].	48
Figura 21 – Representação tridimensional do formato da poça de fusão e fluxo do fluido do processo de soldagem a laser com 1900W e velocidade de 12,7 mm/s de (a) Aço inoxidável ABNT 304L. (b) Ti-6Al-4V. (c) Vanádio e (d) Tântalo. Fonte: Adaptado de [30].....	49
Figura 22 – Desenho esquemático da interação do laser com a superfície do metal em um processo FLP. Fonte: Adaptado de [31].	50
Figura 23 – Desenho esquemático do mecanismo do crescimento epitaxial. Fonte: Adaptado de [24].....	51
Figura 24 – Modos básicos da interface S/L (a) planar. (b) celular. (c) colunar dendrítico. (d) equiaxial dendrítico. Fonte: [25].	52
Figura 25 – Diagrama de equilíbrio Ti-Nb destacando as linhas liquidus e solidus. Fonte: Adaptado de [13].....	53
Figura 26 – Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação (a) planar. (b) celular. (c) colunar dendrítico. (d) equiaxial dendrítico. Fonte: Adaptado de [25].	54

Figura 27 – Alteração da interface planar durante a solidificação do ácido píválico. (a) 0 s (segundos), (b) 120 s, (c) 210 s, (d) 270 s, (e) 294 s, (f) 338 s, (g) 378 s, (h) 456 s,	55
Figura 28 – Influência do gradiente térmico (G) e a taxa de crescimento (R) na morfologia da solidificação. Fonte: adaptado de [25].	56
Figura 29 – orientação de G e R com a curvatura da poça. Fonte: Adaptado de [25].	57
Figura 30 – Mapas de orientação da liga Co-29Cr-6Mo fabricada por FLP: (a) 220 W (b) 280 W (c) 360 W. Fonte: [28].	60
Figura 31 – Morfologia de solidificação observada por MEV da liga Co-29Cr-6Mo fabricada por FLP. Fonte: [28].	61
Figura 32 – morfologias da microestrutura da poça de fusão do cobre puro processado por FLP-L em diferentes condições de potência e velocidade. Fonte: [35].	62
Figura 33 – FP {100} e {110} obtidas do plano x-y de cobre produzido por FLP-L. Fonte: [35].	63
Figura 34 – FPs (111), (200), (220), e (311) do aço ABNT 316L produzido por FLP-L em função da potência do laser. (a) 380W, (b) 320W, (c) 260W, e (d) 200W. Fonte: [36].	64
Figura 35 – (a) mapa de orientação da liga Inconel 718 fabricada por FLP (b) Mapa de cores (c) Figuras de polo (100) (110) e (111). Fonte: [37].	65
Figura 36 – Imagens de microscopia ótica da liga Inconel 718 fabricada por FLP. (a) 950 W (b) 250 W. Fonte: [37].	65
Figura 37 – Imagens de MEV e mapas de orientação da liga Hastelloy X fabricada por FLP. (a) 400 W como construída (b) 400 W após tratamento de HIP (c) 1000 W como construída (b) 1000 W após tratamento de HIP. Fonte: [38].	66
Figura 38 – Microestrutura e textura da liga Al7050 fabricada por FLP. (a) mapa de orientação da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 900 mm/s (b) mapas de ângulos de misorientação dos contornos de grão da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 900 mm/s (c) mapa de orientação da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 150 mm/s. (d) mapas de ângulos de misorientação dos contornos de grão da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 150 mm/s. Fonte: Adaptado de [29].	68

Figura 39 – Imagens de microscopia ótica e mapas de orientação da liga Ti-18Zr-14Nb fabricada por FLP. (a) Microscopia ótica da amostra fabricada com 700 mm/s. (b) Mapa de orientação da amostra fabricada com 700 mm/s. (c) Microscopia ótica da amostra fabricada com 1200 mm/s. (d) Microscopia ótica da amostra fabricada com 1200 mm/s. Fonte: Adaptado de [40].	69
Figura 40 – (a-i) Mapas de orientação da secção y-z e (j-l) FPs (100). Setas pretas em (h) indicam a formação da microestrutura lamelar cristalográfica. ..	70
Figura 41 – Mapas de orientação e figuras de polo da liga MoSi ₂ fabricada por FLP. (a) mapas de orientação. (b) Figuras de polo. Fonte: Adaptado de: [41].	71
Figura 42 – Análises de orientação cristalográfica da liga Ti-Cr fabricada por FLP com diferentes velocidades de varredura. (a) 800 mm/s (b) 1200 mm/s. Fonte: [42].	72
Figura 43 – estratégias de varredura investigadas na fabricação de uma liga de alumínio. Fonte: Adaptado de [43].	73
Figura 44 – FP s e FPIs de AlSi10Mg produzido por FLP. À esquerda as FP (100), (110) e (111) e a direita, figuras de polo inversa. Para amostras produzidas com varredura de cordões longos unidirecionais (amostra A) (a); varredura de cordões longos bidirecionais com rotação 90° (amostra C) (b) e varredura por ilhas sem desvio (amostra D) (c). Fonte: Adaptado de [43].	74
Figura 45 – (a) e (c) mapas FPI da liga Ti-Mo em secções dos planos normais aos 3 eixos ortogonais. (b), (d) FPI {001} e {011} medidas no plano y-z. Fonte: [44].	75
Figura 46 – (a) e (b) imagens de microscopia ótica da liga Ti-Mo tiradas no plano y – z mostrando a morfologia da poça de fusão. (c) e (d) Mapas FPI sobrepostos com contornos da poça de fusão. Fonte: [44].	76
Figura 47 – Análise de EBSD da amostra tripla IN738LC obtida por FLP-L com diferentes estratégias de varredura A, C e B. FPI (parte esquerda da figura), mapas de orientação (centro), FP (parte direita da figura). O mapa de orientação é dividido ao meio mostrando a orientação cristalográfica por códigos de cores FPI em relação à direção de construção à esquerda e à direção de teste à direita. Fonte: [45].	77
Figura 48 – (a) mapa FPI da amostra ABNT 316L produzida por FLP no plano DV-DC, (b) micrografia por microscopia ótica. Fonte: [46].	78

Figura 49 – mapas FPI na parte inferior e na parte superior de amostra de ABNT 316L produzida por FLP-L, b) figuras de polo (100) das três zonas indicadas da amostra. Fonte: [46].	79
Figura 50 – Desenho esquemático de estratégia de varredura utilizada na construção dos cubos. Fonte: O autor, 2021	82
Figura 51 – Peças de Nb-47Ti recém-fabricadas por fusão em leito de pó. Fonte: O autor, 2021	83
Figura 52 – desenho esquemático da face analisada dos cubos. Fonte: O autor.	84
Figura 53 – (a) Janela de referência para mapas FPI no software OIM Analysis 7™. (b) representação da direção de referência da amostra (c) representação da textura considerando a direção de referência [100]. (d) representação da textura considerando a direção de referência [001]. (e) representação da textura considerando a direção de referência [010]. Fonte: O autor, 2021	86
Figura 54 - Microscopia ótica da amostra 3R01 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 150W e velocidade de varredura de 900mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada da geometria das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021	88
Figura 55 – Imagem de microscopia ótica da borda da poça da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de 300W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Setas vermelhas indicam movimento do laser no final do passe Fonte: Adaptado de [48]	89
Figura 56 - Microscopia ótica da amostra 3R02 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência de 150W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) geometria das poças de fusão e porosidade por falta de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação e partículas parcialmente fundidas. (d) partícula parcialmente fundida. Fonte: O autor, 2021	90
Figura 57 – Microscopia ótica da amostra 3R07 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200 W e velocidade de varredura de 900 mm/s. (a) geometria das poças de fusão e porosidade por excesso de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021	91

Figura 58 - Microscopia ótica da amostra 3R08 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021	92
Figura 59 – Microscopia ótica da amostra 3R12 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) geometria das poças de fusão e porosidade por falta de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação e partículas parcialmente fundidas. (d) partícula parcialmente fundida. Fonte: O autor, 2021	93
Figura 60 - Microscopia ótica da amostra 3R22 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1000mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021	95
Figura 61 – Microscopia ótica da amostra 3R20 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021	96
Figura 62 – Microscopia ótica da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1300mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021	96
Figura 63 - Microscopia ótica da amostra 3R24 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. (d) imagem ampliada da morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021	98
Figura 64 - Medições da poça de fusão na última camada depositada da liga Nb-47Ti. Fonte: Adaptado de [48].	99
Figura 65 – Imagens de MEV obtidas com detector de elétrons secundários da amostra 3R22 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1000mm/s. (a) poças de fusão com aumento de 200x. (b) poça de fusão com aumento de 2500x. (c) contorno das poças de fusão	

com aumento de 5000x. (d) morfologia de solidificação com aumento de 10000x. Fonte: O autor, 2021	100
Figura 66 – Imagens de MEV obtidas com detector de elétrons secundários da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1300mm/s. (a) poça de fusão com aumento de 2000x. (b) contorno da poça de fusão com aumento de 5000x. (c) contorno da poça de fusão com aumento de 5000x. Fonte: O autor, 2021	102
Figura 67 – Imagens de MEV obtidas com detector de elétrons secundários da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1300mm/s. (a) porosidade com aumento de 2500x. (b) porosidade com aumento de 5000x. Fonte: O autor, 2021	103
Figura 68 – Imagens de MEV obtidas com detector de elétrons secundários da amostra 3R12 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) poças de fusão com aumento de 1000x. (b) partícula não fundida com aumento de 5000x. (c) morfologia de solidificação dendrítica em partícula não fundida com aumento de 10000x. Fonte: O autor, 2021	104
Figura 69 - Imagem do topo das amostras de Nb-47Ti fabricado por FLP a laser. Fonte: Adaptado de [48].....	105
Figura 70 – Figuras de polo e mapa de orientação da Ni-25Mo. Fonte: Adaptado de [55]	107
Figura 71 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R01 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 150W e velocidade de varredura de 900mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica das direções paralelas a DC. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021.....	108
Figura 72 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R02 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 150W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica das direções paralelas a DC. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021	109

Figura 73 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R07 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 900mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021	110
Figura 74 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R08 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021	111
Figura 75 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R12 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021	112
Figura 76 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R22 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1000mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021	113
Figura 77 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R20 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021	114
Figura 78 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1300mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de	

mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021	115
Figura 79 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R24 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021	116
Figura 80 – mapas de orientação das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP obtido por detector EBSD do MEV. Fonte: O autor, 2021	117
Figura 81 – Imagem de elétrons secundários e mapas de orientação mostrando direções paralelas a direção de construção para duas diferentes regiões de poças de fusão. (a) Mapa de orientação da região das poças de fusão rasas (b) mapas de orientação da região das poças de fusão de retorno (c) imagem de elétrons secundários mostrando duas diferentes regiões de poças de fusão separadas por uma linha tracejada. As setas pretas indicam porosidade por <i>keyhole</i> . Fonte: O autor, 2021	118
Figura 82 – Figuras de polo (100) (110) e (111) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP obtidas por detector EBSD do MEV com potência de laser de 150W. Fonte: O autor, 2021	119
Figura 83 – Figuras de polo (100) (110) e (111) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP obtidas por detector EBSD do MEV com potência de laser de 200W. Fonte: O autor, 2021	120
Figura 84 – Figuras de polo (100) (110) e (111) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP obtidas por detector EBSD do MEV com potência de laser de 300W. Fonte: O autor, 2021	121
Figura 85 – Mapa de intensidades máximas das figuras de polo (100) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP. Fonte: O autor, 2021	122
Figura 86 – Seções equidistantes de 15° de φ_2 da ODF da amostra 3R01 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 150W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Fonte: O autor, 2021	124
Figura 87 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R02 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 150W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Fonte: O autor, 2021.....	125

Figura 88 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R07 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 200W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Fonte: O autor, 2021	126
Figura 89 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R08 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 200W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Fonte: O autor, 2021	127
Figura 90 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R12 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 200W e velocidade de varredura de 1400 mm/s. Fonte: O autor, 2021	128
Figura 91 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R22 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 300W e velocidade de varredura de 1000 mm/s. Fonte: O autor, 2021	129
Figura 92 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R20 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 300W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Fonte: O autor, 2021	130
Figura 93 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 300W e velocidade de varredura de 1300 mm/s. Fonte: O autor, 2021	131
Figura 94 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R24 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 300W e velocidade de varredura de 1400 mm/s. Fonte: O autor, 2021	132
Figura 95 – Dados de orientação cristalográfica ponto-a-ponto obtido a partir das análises de EBSD.	135
Figura 96 - Módulo de elasticidade e medições das poças de fusão da liga Nb47Ti fabricada por FLP em função da potência e velocidade de varredura. Fonte: O autor, 2021	136

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas dos biomateriais de ligas de Ti. Fonte: Adaptado de [7].	33
Tabela 2 – Classificação dos processos de manufatura aditiva. Fonte: Adaptado de [21].	41
Tabela 3 – Materiais e parâmetros de processo FLP observados na literatura.	58
Tabela 4 – Parâmetros de processo do laser no processamento FLP do cobre e a textura resultante. Fonte: Adaptado de [35].	61
Tabela 5 – Composição química do pó da liga Nb-47Ti. Fonte: O autor, 2021	80
Tabela 6 – Distribuição do tamanho de partícula do pó de Nb-47Ti. Fonte: O autor, 2021	80
Tabela 7 – Identificação das amostras de Nb-47Ti fabricadas por FLP, seus respectivos parâmetros de fabricação e resultados de densidade relativa obtido pelo método de Arquimedes. Fonte: Adaptado de [47]	81
Tabela 8 – Identificação das amostras e seus respectivos parâmetros de fabricação. Fonte: O autor, 2021	82
Tabela 9 – Determinação dos ângulos entre as orientações de maior intensidade em relação às direções <100>. Fonte: O autor, 2021	133
Tabela 10 – Coeficientes de rigidez de um monocristal β de NbTi. Fonte: Adaptado de [61]	135
Tabela 11 – Determinação do módulo de elasticidade da liga Nb47Ti fabricada por FLP. Fonte: O autor, 2021	136

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

(h k l)	Índice de Miller de plano cristalográfico
[u v w]	Índice de Miller de direção cristalográfica
μm	micrômetro
μs	microsegundo
3D	Tridimensional
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ABNT 304L	Aço inoxidável austenítico 304L
ABNT 316L	Aço inoxidável austenítico 316L
Ag	Prata
Al	Alumínio
ANS	Agência Nacional de Saúde
ASTM	Abreviatura do inglês <i>American Society for Testing and Materials</i>
Au	Ouro
C_{ab}	Coeficiente de rigidez
CBMM	Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
Co	Cobalto
$\cos \theta$	ângulos em relação à uma direção específica
CP Ti	Titânio puro comercial
Cr	Cromo
D_{10}	Diâmetro correspondente a 10% da curva de distribuição cumulativa
D_{50}	Diâmetro correspondente a 50% da curva de distribuição cumulativa
D_{90}	Diâmetro correspondente a 90% da curva de distribuição cumulativa
DC	Direção de construção
DED	Deposição por energia direcionada
D_L	coeficiente de difusão
DV1	Direção de varredura X
DV2	Direção de varredura Y
E	Módulo de elasticidade
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados
E_D	Densidade de energia
ELI	Baixos elementos intersticiais
EMPRAPII	Empresa Brasileira de Pesquisa e Inovação Industrial
E_{uvw}	módulo de elasticidade para uma direção específica
F	Flúor
FAPESP	Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo
FDTE	Fundação para o Desenvolvimento Tecnológico da Engenharia
Fe	Ferro
FEG	Canhão de efeito de campo
FLP	Fusão em Leito de Pó

FP	Figura de polo
FPI	Figura de polo inversa
G	Gradiente térmico
GPa	Giga Pascal
h	Espaçamento entre cordões
H	Hidrogênio
h	Hora
HC	Hexagonal Compacta
HF	Ácido Fluorídrico
HNO ₃	Ácido Nítrico
IBGE	Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística
IPT	Instituto de Pesquisas Tecnológicas
J	Joules
K	Kelvin
kV	Quilovolt
MA	Manufatura aditiva
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
mm	Milímetros
mm/s	Milímetros por segundos
mm ³	Milímetro cúbico
MO	Microscopia ótica
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Nd:YAG	neodímio dopado com granada de ítrio e alumínio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
°C	Graus Celsius
ODF	função de distribuição de orientações
OM	Abreviatura do inglês <i>optical microscopy</i>
P	Potência
Pa	Pascal
PBF	Abreviatura do inglês <i>powder bed fusion</i>
PMT	Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica
POLI	Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
Pt	Platina
R	taxa de crescimento
s	Segundos
S/L	sólido-líquido
S _{ab}	Coeficiente de flexibilidade
SEM	Abreviatura do inglês <i>scanning electron microscopy</i>
Si	Silício
Sn	Estanho

SUS	Sistema Único de Saúde
t	Espessura de cama
Ta	Tântalo
Ti	Titânio
TIG	Abreviatura do inglês <i>Tungsten Inert Gas</i>
USP	Universidade de São Paulo
UV	Ultravioleta
V	Vanádio
V_b	velocidade de varredura do laser
V_n	velocidade normal de solidificação
W	Watts
Zr	Zircônio
β	Beta
ΔT	variação da temperatura
ϕ	Ângulo da segunda rotação de Bunge
ϕ_1	Ângulo da primeira rotação de Bunge
ϕ_2	Ângulo da terceira rotação de Bunge

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	25
2. OBJETIVOS	26
2.1 Objetivo Geral	26
2.2 Objetivos Específicos	26
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
3.1 Remodelação Óssea Proximal Adaptativa	27
3.2 Biomateriais	29
3.3 Ligas de Titânio	31
3.4 Textura Cristalográfica	35
3.4.1 Representação da textura	37
3.5 Manufatura Aditiva	39
3.5.1 Principais tecnologias de manufatura aditiva	41
3.6 Processo de Fusão em Leito de Pó	42
3.6.1 Parâmetros de processo	42
3.6.2 Poças de fusão	43
3.6.3 Microestrutura de solidificação	50
3.6.4 Microestrutura e textura de materiais fabricados por FLP ...	57
3.6.4.1 Potência do laser	60
3.6.4.2 Velocidade de varredura do laser	67
3.6.4.3 Estratégia de varredura do laser	72
4. MATERIAIS E MÉTODOS	80
4.1 Material de estudo	80
4.2 Caracterização	83
4.2.1 Preparação metalográfica	83

4.2.2	Microscopia ótica.....	84
4.2.3	Microscopia eletrônica de varredura.....	84
4.2.4	Textura cristalográfica	84
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	87
5.1	Características gerais da microestrutura.....	87
5.2	Análise da textura obtida no processo.....	106
5.2.1	Textura vista por mapa de orientação	106
5.2.2	Análise da textura por figura de polo	119
5.2.3	Análise da textura por função distribuição de orientação ..	123
5.2.4	Determinação do módulo de Young	133
6.	CONCLUSÕES	138
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	139
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	140

1. INTRODUÇÃO

Biomateriais metálicos necessitam de uma certa similaridade de módulo de elasticidade com o osso humano para minimizar o efeito do *stress shielding* (remodelação adaptativa no tecido ósseo). Esse efeito ocorre em pessoas com implantes ortopédicos, ocasiona alterações geométricas no osso e reduz significativamente suas funcionalidades, levando em muitos casos à cirurgias de revisão [1, 2].

Há uma demanda para fabricação de novos implantes. De acordo com dados do Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística (IBGE) [3], com o crescente avanço da expectativa de vida da população brasileira até 2060 o percentual de pessoas com mais de 65 anos passará de 9,2% para 25,5%. Sabe-se que na última década a população de idosos cresceu em aproximadamente 18% [3]. Esse crescimento aumenta a probabilidade de desenvolvimento de doenças degenerativas como a osteoartrite, uma doença caracterizada pela perda da cartilagem articular nas articulações sinoviais, comprometendo suas funções. Um estudo de Senna et al. [4] mostrou que aproximadamente 4,14% da população brasileira é portadora de doenças degenerativas. De acordo com dados da Agência Nacional de Saúde (ANS) e do Sistema Único de Saúde (SUS), a taxa de crescimento médio anual de pessoas no Brasil que foram submetidas a artroplastia entre 2008 a 2015 foi de aproximadamente 8,7% [5].

Aproximadamente 70 a 80% dos implantes são feitos de biomateriais metálicos e são fabricados com ligas convencionais de Titânio (Ti-6Al-4V ELI), aço inoxidável (ABNT 316L), ou Cromo-Cobalto (Cr-Co). Ou seja, ligas metálicas que possuem módulo de elasticidade acima de 112 GPa, valores quase 300% maiores que o módulo de Young do osso cortical (30 GPa) [6].

O nióbio é conhecido por apresentar uma alta resistência a corrosão, além de ser um elemento estabilizador de fase β , em ligas de titânio. Estudos mostram que a fase β , quando orientada, tem um potencial efeito na redução do módulo de elasticidade, tornando o nióbio um excelente candidato para fabricação de novos implantes [7].

Recentemente, a manufatura aditiva tem despertado interesse devido a expiração de patentes e aos avanços tecnológicos em sistemas de laser, feixe de elétrons, controles de movimento de alta precisão, impressão a jato de tinta, e a integração com processos convencionais como a metalurgia do pó, extrusão, soldagem, e tratamentos térmicos [8, 9]. Particularmente, os processos de fusão em leito de pó caracterizam-se por utilizar uma fonte de calor, geralmente laser, para fundir partículas de pó em camadas. Esse processo apresenta um potencial controle da microestrutura e textura cristalográfica, devido aos complexos ciclos térmicos durante a fusão de material particulado, que pode contribuir para otimização das propriedades mecânicas [8, 9].

Tendo em vista esse cenário, foi desenvolvido um estudo com o intuito de investigar os efeitos dos parâmetros de potência e velocidade de varredura do laser, em um processo de fusão em leito de pó, na microestrutura e textura cristalográfica de uma liga de Nb-47Ti, para aplicações em implantes.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Verificar a influência da potência e velocidade de varredura do laser, no processo de manufatura aditiva por fusão em leito de pó à laser, na microestrutura e textura cristalográfica da liga metálica Nb-47Ti.

2.2 Objetivos Específicos

- Fabricar 9 amostras por processo de fusão em leito de pó à laser, com potências de 150 a 300 W e velocidade de varredura do laser de 900 a 1400 mm/s.
- Compreender o efeito dos parâmetros de processo na microestrutura e textura cristalográfica decorrentes do processo, utilizando técnicas de microscopias ótica e eletrônica de varredura.
- Estudar o comportamento do módulo de Young utilizando os dados de orientação obtidos por EBSD.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Remodelação Óssea Proximal Adaptativa

Um indivíduo que recebe um implante está sujeito a sofrer efeitos de *stress shielding*. O fenômeno de remodelação óssea é um complexo processo biológico que depende de fatores genéticos, hormonais, metabólicos e de idade, assim como exigências funcionais. O osso é formado e reabsorvido ao longo do tempo por células que revestem a superfície óssea. A remodelação óssea é uma manifestação de processos celulares superficiais que provoca mudanças geométricas e nas propriedades mecânicas. Quando essa remodelação ocorre subsequentemente a perda de densidade óssea devido à redução de carga aplicada, é chamada de remodelação óssea proximal adaptativa, também conhecida como *stress shielding effect*. Esse efeito é observado em pessoas com implantes, onde ocorre redução das solicitações mecânicas no osso devido a dissimilaridade do módulo de elasticidade ósseo com o biomaterial implantado [1].

Com o crescente avanço da expectativa de vida da população brasileira até 2060 o percentual de pessoas com mais de 65 anos passará de 9,2% para 25,5%, conforme dados Projeção da população do IBGE [3]. Na última década houve um crescimento de 18% da população de idosos [3]. Esse crescimento aumenta a probabilidade do desenvolvimento de doenças degenerativas como a Osteoartrite. Uma doença caracterizada por perda da cartilagem articular nas articulações sinoviais. Um estudo mostrou que aproximadamente 4,14% da população brasileira é portadora de osteoartrite [4]. Esses portadores por vezes são submetidos ao procedimento cirúrgico de artroplastia total do quadril (ATQ), onde ocorre a substituição total do quadril por implantes. De acordo com dados da Agência Nacional de Saúde (ANS) e do Sistema Único de Saúde (SUS), a taxa de crescimento médio anual de pessoas no Brasil que foram submetidas a artroplastia entre 2008 a 2015 foi de aproximadamente 8,7% [5].

De acordo com Boschin e Alencar [10] a intensidade de *stress shielding* pode ser classificada em 4 diferentes níveis. Na Figura 1 são apresentadas radiografias de fêmures pós-operados com seguimento mínimo de 10 anos. A Figura 1(a) mostra um fêmur com grau 0 (ausência de *stress shielding*); A figura

1(b) grau I, (de 1 a 4 locais de reabsorção); a Figura 1(c), grau II (de 5 a 7 locais de reabsorção) e a Figura 1(d), grau III (8 ou mais locais de reabsorção). As setas vermelhas apontam os principais locais de reabsorção. Os autores observaram a incidência de *stress shielding* em 90,9% de 44 quadris operados [10]. A Figura 2 é uma imagem obtida por tomografia computadorizada 3D, cedida pelo Centro de Tecnologia da Informação (CTI) Renato Archer [11]. Nota-se reabsorções ósseas na região torácica de uma coluna vertebral.

Figura 1 – (a) ausência de *stress shielding* (b) *stress shielding* leve (c) *stress shielding* moderado (d) *stress shielding* grave. Setas vermelhas estão indicando os principais locais de reabsorção óssea. Adaptado de [10].

Figura 2 –Tomografia computadorizada 3D mostrando uma reabsorção óssea na região torácica de uma coluna vertebral. Fonte: [11].

3.2 Biomateriais

Biomateriais são materiais usados para desenvolvimento de dispositivos para substituir estruturas ou restaurar funções do corpo humano. Os biomateriais metálicos são a classe de materiais mais utilizados e são aplicados principalmente na substituição de ossos e articulações [6].

Entre século XVIII e XIX ocorreram diversas tentativas de criação de dispositivos para correção de fraturas ósseas feitos de ferro (Fe), prata (Ag), ouro (Au) e platina (Pt). A partir de 1865, foram desenvolvidas as técnicas para cirurgia asséptica por Joseph Lister [2]. O primeiro biomaterial a ser desenvolvido especificamente para sua função foram as placas de aço ao vanádio introduzidas por H. Sherman em 1912, com o objetivo de eliminar a corrosão provocada em sistemas de placas e parafusos já existentes. Desde 1930 ocorreram tentativas de se utilizar o titânio como um biomaterial devido ser bem tolerado no organismo de um gato. No entanto as ligas de titânio foram introduzidas por J. Cotton apenas em 1947 [2]. A Figura 2 mostra a ordem cronológica dos eventos e aplicações pertinentes ao desenvolvimento desses materiais.

Eventos da história dos biomateriais metálicos

Figura 3 – Eventos da história da primeira geração de biomateriais metálicos. Fonte: Adaptado de [2].

A liga Ti-6Al-4V ELI (Baixos elementos intersticiais) é uma das mais utilizadas em implantes no mundo [7]. Esse material possui baixa densidade, excelente biocompatibilidade e resistência a corrosão. No entanto, a liga Ti-6Al-4V foi desenvolvida inicialmente para aplicação em estruturas aeroespaciais e o seu módulo elástico é superior ao do osso cortical (30 GPa) [7]. A Figura 3 mostra os valores de módulo de elasticidade dos diversos biomateriais metálicos e compara com o valor do osso cortical. As ligas de titânio possuem os menores valores de módulo de elasticidade (55 a 110 GPa), comparado ao ABNT 316L (210 GPa) e CoCr (240 GPa).

Figura 4 – Módulo de elasticidade de biomateriais metálicos. Fonte: Adaptado de [7].

3.3 Ligas de Titânio

O Titânio existe sob duas formas alotrópica, a baixas temperaturas ele apresenta uma estrutura hexagonal compacta (HC), conhecida como α e em temperaturas acima de 882°C apresenta estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), conhecida como β . A adição de elementos de liga altera a temperatura de transformação de fases. A Figura 4 apresenta um diagrama de equilíbrio titânio-nióbio onde pode ser observado o efeito da adição de nióbio na estabilidade das fases α e β . Elementos que tendem a aumentar a temperatura de transição de α para β são conhecidos como α -estabilizantes, por exemplo Al e O. Já elementos β -estabilizantes (como Nb, Mo e V), quando são dissolvidos no titânio tendem a diminuir a temperatura de transição β e assim estabilizar essa fase em temperatura ambiente [12].

Figura 5 – Diagrama de equilíbrio Ti-Nb. Fonte: Adaptado de [13].

A microestrutura das ligas de titânio depende da composição e do processamento. As principais microestruturas de ligas de titânio são do tipo α , $\alpha + \beta$ e β [14]. As propriedades das principais ligas de titânio aplicadas como biomateriais são descritas na Tabela 1. A primeira geração de biomateriais de ligas de titânio caracteriza-se por ligas do tipo α e $\alpha + \beta$, e possuem módulo de Young acima de 100 GPa. Destaca-se que ligas do tipo $\alpha + \beta$ podem apresentar menor limite de resistência em comparação a ligas tipo β , conforme um estudo apresentado por Ribeiro et al. 2009 [15].

Já a segunda geração desses biomateriais caracteriza-se por ligas do tipo β . nota-se que algumas ligas de Ti- β possuem um maior percentual de elementos de liga como Nb, Zr e Ta, e apresentam os menores valores de módulo de elasticidade, comparado a primeira geração [7].

Tabela 1 – Propriedades mecânicas dos biomateriais de ligas de Ti. Fonte: Adaptado de [7].

Material	Norma	Módulo de Young (GPa)	Limite de resistência (MPa)	Tipo de liga
1ª Geração de biomateriais				
Ti comercialmente puro cp (tipo 1–4)	ASTM 1341	100	240-550	α
Ti–6Al–4V ELI forjado	ASTM F136	110	860-965	$\alpha + \beta$
Ti–6Al–4V ELI padrão	ASTM F1472	112	895-930	$\alpha + \beta$
Ti–6Al–7Nb Forjado	ASTM F1295	110	900-1050	$\alpha + \beta$
Ti–5Al–2,5Fe	-	110	1020	$\alpha + \beta$
2ª Geração de biomateriais				
Ti–13Nb–13Zr forjado	ASTM F1713	79-84	973-1037	β metaestável
Ti–12Mo–6Zr–2Fe (TMZF)	ASTM F1813	74-85	1060-1100	β
Ti–35Nb–7Zr–5Ta (TNZT)	-	55	596	β
Ti–29Nb–13Ta–4,6Zr	-	65	911	β
Ti–35Nb–5Ta–7Zr–0,40 (TNZTO)	-	66	1010	β
Ti–15Mo–5Zr–3Al	-	82		β
Ti–Mo	ASTM F2066			β

HANADA et al. [16] estudaram a influência do teor de nióbio no módulo de elasticidade de uma liga Ti- β , produzida via forno de fusão a arco, laminada a frio e temperada. Foi verificado que com o aumento do teor de nióbio ocorre redução do módulo de elasticidade, alcançando aproximadamente 64 GPa, como é apresentado na Figura 6.

Figura 6 – Módulo de elasticidade das ligas de Ti-Nb em função da composição. Fonte: [16].

Em um estudo recente de WANG et al. [17] foi comparado o efeito dos teores crescentes de níbio, da liga binária Ti-Nb, na microestrutura e nas propriedades mecânicas. O material foi processado com a tecnologia de fusão em leito de pó à laser (processo de manufatura aditiva detalhado posteriormente na seção 3.6). Foram estudadas três composições. Ti, Ti-15Nb, Ti-25Nb e Ti-45Nb.

Foi comprovado que para teores crescentes de níbio o limite de resistência aumenta e atinge valores superiores a 1000 MPa, como pode ser observado na Figura 7. Contudo, a liga Ti-40Nb pode sofrer fragilização devido a ocorrência de fase ômega [18], fato que pode ser evitado com o aumento do teor de níbio, como é o caso da liga Ti-53Nb. A ocorrência de fase alfa nessa liga, prevista pelo diagrama de equilíbrio, ocorre em tratamentos prolongados em temperaturas abaixo de 400 °C.

Figura 7 – gráfico tensão deformação por teores crescentes de nióbio em corpos de prova de ligas de Ti produzidos por FLP. Fonte: [17].

3.4 Textura Cristalográfica

A orientação cristalográfica de um material refere-se a como os seus cristais estão posicionados em relação a uma referência fixa. Esta característica aplica-se a todos os sólidos cuja estrutura é cristalina, incluindo minerais, cerâmicas, semicondutores, supercondutores e metais. Quase todos esses materiais são policristalinos, e suas unidades componentes são chamadas de grãos ou cristais [19].

Orientações de grãos em materiais policristalinos, sejam naturais ou obtidas após processamento, raramente são distribuídos aleatoriamente. Na maioria dos materiais existe um padrão de orientações e uma propensão a ocorrência de orientações preferenciais. Esta tendência a uma orientação preferencial pode ser chamada de textura [19, 20]. A textura final de um material depende de todo o processamento que o material foi submetido (e.g., solidificação, conformação mecânica, tratamento térmico entre outros processos termomecânicos). Do ponto de vista estatístico se 30 a 40% dos grãos tem uma orientação similar pode-se dizer que o material tem uma forte textura [20].

Muitas propriedades são relacionadas com a textura. A anisotropia das propriedades mecânicas pode ser influenciada pela textura. Em geral, o valor

máximo do módulo de Young de um material CCC é obtido ao longo da direção $\langle 111 \rangle$ enquanto o valor mínimo ao longo de $\langle 100 \rangle$. A influência da textura nas propriedades de um material é, em muitos casos, 20 a 50% dos valores [19]. Alguns exemplos de propriedades que dependem da textura de um material são:

- Módulo de Elasticidade
- Limite de resistência
- Ductilidade
- Tenacidade a fratura

A fase α -Ti é conhecida por exibir uma forte anisotropia do módulo elástico [20]. A Figura 8 apresenta valores do módulo de Young de um monocristal HC de titânio. Nota-se que é possível obter valores de aproximadamente 100 a 145 GPa.

Figura 8 – Comportamento do módulo de Young em um cristal HC de titânio. Fonte: Adaptado de [20].

3.4.1 Representação da textura

Existem diversas técnicas de representação da textura cristalográfica. Dentre essas técnicas se destacam a figura de polo e o mapa de orientações cristalográficas.

Uma figura de polo é uma projeção estereográfica em duas dimensões pela qual intensidades de orientações de planos cristalinos específicos são plotadas em relação às coordenadas angulares da amostra. Os dados obtidos para criação de uma figura de polo podem ser obtidos, geralmente, por difração de raios X ou por EBSD. A Figura 9 mostra um desenho esquemático da leitura de uma figura de polo.

Figura 9 – desenho esquemático de uma representação de orientações cristalográficas por figura de polo. Fonte: [20].

Outra maneira de se representar a textura é o mapa de orientações cristalográficas. Esse tipo de mapa, ao contrário da figura de polo, é capaz de mostrar orientações individuais de cada grão, através de um sistema de coordenadas representado por cores. Os dados para construção de um mapa de orientações são geralmente obtidos por detector EBSD (Difração de elétrons retroespalhados), um detector do MEV que permite a captura de dados de orientação cristalográfica de pontos da superfície da amostra.

A Figura 10 esquematiza a leitura de um mapa de figura de polo inversa. A figura de polo inversa define um mapa de cores para todas as orientações cristalinas possíveis. É necessário identificar à qual direção do corpo de prova a figura de polo inversa se refere. O mais comum é utilizar a direção normal ao plano de análise, como é o caso da figura abaixo, mas é possível escolher outras.

Figura 10 – mapa de orientações cristalográficas obtido por EBSD de uma liga de níquel nanocristalina recozida e laminada à frio. Fonte: adaptado de [20].

3.5 Manufatura Aditiva

Manufatura aditiva (MA) é uma gama de tecnologias de fabricação na qual dados de modelos sólidos virtuais são traduzidos em modelos físicos tridimensionais em um processo de deposição sucessiva de material por camadas. O modelo é previamente fatiado em uma série de seções transversais 2D de espessura finita e permite a construção de peças de geometria complexas [8, 9, 21]. As primeiras publicações na área surgiram por volta dos anos 80. Em 1981, Hideo Kodama fez a primeira publicação na área de manufatura aditiva com o título “método automático para fabricação de modelos tridimensionais com

polímero foto endurecedor”. (KODAMA, 1981, tradução nossa)¹, onde apresentou modelos sólidos fabricados por três tipos de equipamentos próprios por deposição em camadas de polímero líquido ativado por luz UV (ultravioleta), conforme a Figura 11.

Figura 11 – Modelos fabricados por MA por Hideo Kodama (a) maquete de casa (b) maquete de casa (c) bloco (d) modelo de mapa. Fonte: adaptado de [22].

Em 1983 Charles Hull registrou a patente de estereolitografia a qual é reconhecida como a primeira patente de manufatura aditiva e foi o berço para a criação das demais tecnologias de manufatura aditiva [9]. A Figura 12 mostra o equipamento de estereolitografia criado por Hull.

¹ “Automatic method for fabricating a three-dimensional plastic model with photo-hardening Polymer”

Figura 12 – Equipamento de estereolitografia de Charles Hull patenteado em 1983. Fonte: [9]

3.5.1 Principais tecnologias de manufatura aditiva

A norma brasileira ABNT NBR ISO/ASTM 52900:2018[21] classifica os processos de MA nas categorias descritas na Tabela 2:

Tabela 2 – Classificação dos processos de manufatura aditiva. Fonte: Adaptado de [21].

Categoria	Descrição
jato de aglutinante <i>binder jetting</i>	Processo de manufatura aditiva em que um agente de ligação líquido é depositado seletivamente para unir materiais em pó.
deposição por energia direcionada <i>direct energy deposition</i>	Processo de manufatura aditiva em que a energia térmica focada é usada para unir materiais por fusão, à medida que estão sendo depositados.
extrusão de material <i>material extrusion</i>	Processo de manufatura aditiva em que o material é depositado seletivamente por meio de um bico extrusor ou orifício.
jateamento de material <i>material jetting</i>	Processo de manufatura aditiva no qual as gotas de material de fabricação são depositadas seletivamente.
fusão em leito de pó <i>powder bed fusion</i>	Processo de manufatura aditiva em que a energia térmica funde seletivamente regiões do leito de pó.
laminação de folha <i>sheet lamination</i>	Processo de manufatura aditiva em que folhas de material são ligadas para formar uma peça.
fotopolimerização em cuba <i>vat photopolymerization</i>	Processo de manufatura aditiva no qual o fotopolímero líquido em uma cuba é curado seletivamente por polimerização ativada por luz.

3.6 Processo de Fusão em Leito de Pó

As tecnologias de MA se tornaram possíveis através da integração de processos tradicionais (como metalurgia do pó, extrusão e usinagem CNC) com tecnologias de controles de movimento de alta precisão, sistemas de impressão a jato de tinta, tecnologias laser, feixe de elétrons etc [8].

Os processos de fusão em leito de pó (FLP) caracterizam-se por utilizar uma fonte de calor, geralmente laser ou feixe de elétrons, para fundir partículas de pó em camadas. Esta técnica permite a fabricação de uma vasta gama de produtos de geometrias complexas. Neste processo um laser de alta potência interage com a superfície de um leito de pó em atmosfera de argônio e funde seletivamente uma camada por vez [9]. Um exemplo de um típico sistema FLP é esquematizado na Figura 13.

Figura 13 – Desenho esquemático de um sistema de fusão em leito de pó a laser. Fonte: adaptado de [9].

3.6.1 Parâmetros de processo

Os principais parâmetros do processo são a potência do laser, a velocidade de varredura laser, espaçamento entre linhas (distância entre passes do laser), espessura da camada (espessura do leito de pó) e a estratégia de varredura (caminho que o laser percorre). A estratégia de varredura pode ser constante ou variar entre as camadas [9]. A equação 1, conhecida como densidade de energia, estima a energia fornecida pelo feixe do laser numa unidade volumétrica de pó do material [23]:

$$E_D = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} [J/mm^3] \quad (1)$$

Onde, E_D é densidade de energia (J/mm^3), P é potência de laser (W), v é velocidade de varredura (mm/s), h é o espaçamento entre cordões (mm) e t é a espessura da camada (mm).

3.6.2 Poças de fusão

Em um processo de soldagem, durante a interação da fonte térmica com a superfície de um metal ocorre comumente uma fusão local, seguido da formação de uma poça de fusão, abaixo de uma fonte de calor em movimento. A forma dessa poça de fusão é determinada pelo fluxo de calor e de metal, com a fusão ocorrendo à frente da fonte de calor e a solidificação por trás dela [24].

Para Kou [25], a medida que o *heat input* (taxa de transferência de calor da fonte de calor à peça) e a velocidade de soldagem aumentam, a poça de fusão se torna mais alongada, passando do formato de elíptica para formato de “lágrima”. A Figura 14 esquematiza o formato da poça de fusão (vista do topo) em um processo soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) de um aço inoxidável ABNT 304, variando a velocidade de soldagem e o *heat input*. As cruzes em cada poça indicam a posição da ponta do eletrodo em relação a poça propriamente dita. Quanto maior a velocidade de soldagem, maior a razão comprimento/largura e mais o centro geométrico da poça fica para trás da ponta do eletrodo [25].

Figura 14 – Formato da poça de fusão em um processo soldagem TIG de um aço inoxidável ABNT 304. Fonte: Adaptado de [25].

Para Savage e Aronson [26], o formato da poça de fusão determina a morfologia dos grãos. Os grãos crescem normais à interface sólido-líquido, ou seja, uma poça de fusão com formato esférico produzirá uma morfologia de grão muito diferente poça de fusão alongada. A Figura 15 mostra um desenho

esquemático do efeito da geometria da poça de uma vista da superfície superior. Uma forma esférica ou elíptica (Figura 15(a)) ocasiona a formação de grãos colunares curvos e cônicos, enquanto uma forma alongada (Figura 15(b)), grãos colunares maiores e alinhados [26].

Figura 15 – Desenho esquemático da comparação da morfologia de grãos obtidos com (a) poça de fusão de formato esférico. (b) poça de fusão com formato de "lágrima". Fonte: Adaptado de [26].

A Figura 16 mostra um desenho esquemático da direção de crescimento dos grãos colunares no plano longitudinal da poça de fusão nos processos de manufatura aditiva de fusão em leito de pó e deposição por energia direcionada (DED), adaptado de DebRoy et al. [27]. A Figura 16(a) mostra a orientação de crescimento dos grãos colunares de acordo com o formato da poça de fusão em um processo FLP a laser. A Figura 16(b) apresenta a orientação dos grãos em um processo FLP a laser com alta velocidade de varredura. A Figura 16(c) mostra orientações de grão em um processo de deposição por energia direcionada.

Figura 16 – Desenho esquemático da direção de crescimento dos grãos colunares no plano longitudinal da poça de fusão. (a) orientação dos grãos de acordo com o formato da poça de fusão em um processo FLP a laser (b) a orientação dos grãos em um processo FLP a laser com alta velocidade de varredura (c) orientações de grão em um processo de deposição por energia direcionada. As curvas marcadas com I, II e III representam os limites da poça de fusão o em três locais diferentes ao longo da direção da varredura. Adaptado de: [27]

No processo de manufatura aditiva de fusão em leito de pó a laser, a potência e velocidade são fatores determinantes nas dimensões das poças de fusão. Chen et al. [28] observaram, em uma liga Co-29Cr-6Mo fabricada pelo processo de fusão em leito de pó a laser, variando a potência do laser de 220W a 360W, que as poças de fusão tendem a aumentar a largura com o aumento da potência. A Figura 17 apresenta uma representação esquemática da seção transversal das poças, com valores médios de largura e altura das poças para as três condições de potência do laser.

Figura 17 – desenho esquemático das poças de fusão de uma liga Co-29Cr-6Mo fabricada por FLP. Fonte: [28].

Já Qi et al. [29], verificaram na fabricação de uma liga de alumínio 7050 pelo mesmo processo, que a variação da velocidade de varredura do laser também provoca alterações geométricas nas poças de fusão. A Figura 18 apresenta um gráfico do efeito da velocidade varredura nas dimensões das poças de fusão. Os autores observaram que o aumento da velocidade de varredura reduz a profundidade e largura das poças de fusão.

Figura 18 – Relação entre velocidade de varredura e dimensão das poças de fusão de uma liga de alumínio 7050 fabricada por FLP. Fonte: Adaptado de [29].

Existem diversas forças motrizes que atuam no fluxo do fluído de uma poça de fusão, uma dessas é chamada de força de empuxo. Kou [25] destaca que a densidade do metal líquido diminui com o aumento da temperatura. Como a fonte de calor está localizada no centro da superfície da poça de fusão, o metal líquido tem maior temperatura no ponto **a**. O ponto **b** é próximo do contorno da poça, onde a temperatura é mais baixa. Como mostra o desenho esquemático na Figura 19(a), a força da gravidade causa o movimento do líquido no ponto **b** para o fundo da poça de fusão, como é esquematizado na Figura 19(b) [25].

Figura 19 – Efeito da força de empuxo no modo de convecção da poça de fusão. Fonte: Adaptado de [25].

Uma outra força motriz atuante na convecção do fluído na poça de fusão é a tensão de cisalhamento induzida pelo gradiente de tensão superficial na convecção da poça de fusão. Para KOU [25] na ausência de um agente tensoativo, a tensão superficial do metal líquido diminui com o aumento da temperatura. Como pode ser visto na figura 20(a), o metal líquido mais quente com uma tensão superficial mais baixa no ponto **a** é puxado para fora pelo metal líquido mais frio com uma tensão superficial mais alta no ponto **b**. Uma tensão de cisalhamento externa é induzida na superfície da poça pelo gradiente de tensão superficial ao longo da superfície da poça. Isso causa um fluxo de metal do centro da superfície da poça para a borda e em seguida um retorno abaixo da superfície da poça, como mostra a figura 20(b). A convecção que ocorre pela tensão superficial também é chamada de convecção termocapilar ou convecção de Marangoni [25].

Figura 20 – Efeito da tensão de cisalhamento induzida pelo gradiente de tensão superficial na convecção da poça de fusão. Fonte: Adaptado de [25].

Rai et al. [30] observaram o efeito do fluxo do fluido nas dimensões das poças de fusão em um processo de soldagem a laser de quatro materiais. Aço inoxidável ABNT 304L, tântalo, Ti-6Al-4V, vanádio. A Figura 21 mostra uma representação tridimensional do formato das poças de fusão e do fluxo do fluido no processo de soldagem a laser. Como a tensão superficial depende da temperatura, maiores gradientes térmicos na superfície da poça de fusão resultam em maiores gradientes de tensão superficial. Dentro dessa conjectura, o metal líquido flui do centro da poça de fusão para a borda devido a convecção de Marangoni induzida pela tensão superficial, aumentando assim a transferência de calor. A transferência de calor radial resulta em poças de fusão mais profundas e largas. As representações tridimensionais das poças de fusão nas Figura 21(a-c) mostram formas alongadas para as amostras de aço inoxidável ABNT 304L, Ti-6Al-4V e vanádio, como resultado da proeminência da convecção de Marangoni. No entanto, para a amostra de tântalo (Figura 21(d)), o efeito da convecção de Marangoni é menor, devido ao maior ponto de fusão e densidade do tântalo comparado aos demais materiais [30].

Figura 21 – Representação tridimensional do formato da poça de fusão e fluxo do fluido do processo de soldagem a laser com 1900W e velocidade de 12,7 mm/s de (a) Aço inoxidável ABNT 304L. (b) Ti-6Al-4V. (c) Vanádio e (d) Tântalo. Fonte: Adaptado de [30].

Khairallah et al. simularam o efeito da convecção de Marangoni em um processo FLP a laser de um aço inoxidável ABNT 316L. A Figura 22 apresenta uma secção transversal destacando o comportamento da poça de fusão na passagem do laser, para uma posição fixa. A poça de fusão é dividida em três regiões: a depressão topológica, a transição e a região da cauda. Em cada região ocorre fenômenos físicos específicos. No início, aos 45 μ s, ocorre a emissão de respingos quentes caindo a frente do laser. Em seguida, ocorre a formação da depressão (*keyhole*), causada pela evaporação do material fundido. Entre 82 e 92 μ s, a temperatura no fundo da depressão começa a cair após alcançar aproximadamente 3500 K. A partir desse momento, metal líquido desce para a depressão e a depressão começa a colapsar. Nesse momento pode ocorrer a formação de poros, devido a continuidade da evaporação do metal na região do fundo da poça de fusão. No intervalo 100-400 μ s, o líquido preenche a depressão e forma um relevo. Nota-se um fluxo de fluido lateral devido a heterogeneidade do resfriamento na região de transição, devido as partículas parcialmente fundidas que permanecem em contato com a poça de fusão e dissipam calor lateralmente. A tensão de superfície empurra o fluido da superfície em direção ao ponto frio (efeito Marangoni), e portanto influencia qualquer fluxo lateral [31].

Figura 22 – Desenho esquemático da interação do laser com a superfície do metal em um processo FLP. Fonte: Adaptado de [31].

3.6.3 Microestrutura de solidificação

A solidificação da poça de fusão se inicia pelo crescimento de grãos na interface sólido-líquido (S/L), conforme definido pelo formato do contorno da poça de fusão. A fusão que ocorre nos limites dos grãos do metal de base, próximo à zona de fusão, permite que esses grãos sirvam como “cristais semente” (substrato). Consequentemente, os grãos da poça de fusão, nessa região, tendem a crescer epitaxialmente, ou seja, com a forma e identidade cristalina do grão do metal de base, como mostra a Figura 23 [24].

Figura 23 – Desenho esquemático do mecanismo do crescimento epitaxial. Fonte: Adaptado de [24].

Segundo Davies e Garland [32] o formato da poça de fusão, a composição química, a taxa de resfriamento e a taxa de crescimento são fatores que afetam a microestrutura de solidificação.

O modo de solidificação de metais puros é quase sempre com morfologia da interface S/L planar. No caso de ligas a interface S/L pode ser planar, celular, colunar dendrítica ou equiaxial dendrítica dependendo das condições de solidificação e o sistema de material envolvido. A Figura 24 apresenta exemplos dos quatro tipos básicos de interface S/L em materiais [25].

Figura 24 – Modos básicos da interface S/L (a) planar. (b) celular. (c) colunar dendrítico. (d) equiaxial dendrítico. Fonte: [25].

A Figura 25 apresenta um diagrama Ti-Nb. A fase líquida de uma liga Ti-Nb é termodinamicamente estável somente quando a temperatura do material está acima da “linha liquidus”. Se a temperatura está abaixo dessa linha, no entanto não ultrapassou a “linha solidus”, a fase sólida pode coexistir com a fase líquida. Isso significa que a interface planar S/L se quebra em uma morfologia celular ou dendrítica, logo dendritas ou células sólidas podem coexistir com líquido interdendrítico ou intercelular [25].

Figura 25 – Diagrama de equilíbrio Ti-Nb destacando as linhas liquidus e solidus. Fonte: Adaptado de [13].

Para assegurar que uma interface S/L planar seja estável, o critério da equação 2 [25] deve ser atendido:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (2)$$

De acordo com a equação (2) quanto maior o gradiente de temperatura G e menor a taxa de crescimento R , mais fácil a ocorre a estabilidade de uma interface S/L planar. Em contrapartida, quanto maior a variação do resfriamento ΔT e menor o coeficiente de difusão D_L , mais difícil a estabilidade de uma interface planar S/L. Isso significa que para que a microestrutura de uma liga possa crescer com um modo de solidificação planar, a razão G/R deve ser maior que $\Delta T/D_L$ [25].

A Figura 26 mostra que o modo de solidificação pode ser alterado de planar para celular, colunar dendrítico, e equiaxial dendrítico conforme o grau de super-resfriamento constitucional aumenta. Flemings [33] descreve que a região

onde o líquido e as dendritas coexistem é chamada de “zona pastosa”. Essa zona pode se tornar tão ampla que é mais fácil para dendritas equiaxiais se nuclearem do que dendritas colunares se estenderem por toda a zona [25, 33].

Figura 26 – Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação (a) planar. (b) celular. (c) colunar dendrítico. (d) equiaxial dendrítico. Fonte: Adaptado de [25].

As teorias clássicas do super-resfriamento constitucional não predizem transições do modo celular para o modo colunar dendrítico ou do colunar dendrítico para o modo equiaxial dendrítico. A Figura 27 apresenta um conjunto de micrografias que mostram a alteração da interface planar para celular em um ácido pivalico 0,32 mol % etanol. O gradiente de temperatura foi mantido constante, a taxa de crescimento foi aumentada para um valor maior que 5,7 $\mu\text{m/s}$, para diminuir a razão G/R e desencadear a quebra pelo super-resfriamento constitucional [34]. Na figura 27(c) nota-se a formação das primeiras células na interface.

Figura 27 – Alteração da interface planar durante a solidificação do ácido píválico. (a) 0 s (segundos), (b) 120 s, (c) 210 s, (d) 270 s, (e) 294 s, (f) 338 s, (g) 378 s, (h) 456 s, (i) 576 s, and (j) 656 s. Fonte: [34].

A orientação cristalográfica das dendritas é determinada pela orientação do grão do substrato na interface, tal que as dendritas crescem alinhadas na direção $\langle 100 \rangle$ para metais CCC e CFC [32]. Grãos com dendritas alinhadas na direção do fluxo de calor e normais à interface, tendem a crescer mais que grãos contendo dendritas que não possuem esse alinhamento. O crescimento competitivo, no início do processo, resulta na maioria dos grãos com dendritas alinhados quase normais com a interface. A taxa de crescimento das dendritas é determinada tanto pela posição do grão no contorno da poça de fusão como também pela orientação das dendritas dentro do grão [32]. Além disso, a taxa de crescimento pode aumentar à medida que os grãos progridem [24], conforme determinado pela curvatura da poça de fusão. Para Savage et al. [26] esse efeito, junto com uma diminuição correspondente no gradiente térmico, às vezes pode levar a uma transição do crescimento celular, no início do grão, para o crescimento dendrítico no final da poça de fusão [24, 26].

A distinção entre células e dendritas reside principalmente em sua sensibilidade ao alinhamento cristalino. As células não têm necessariamente a orientação do eixo $\langle 100 \rangle$, já as dendritas, sim. Uma morfologia referida como dendrítica-celular é indicativo de baixo super-resfriamento constitucional [25, 26, 32].

O gradiente térmico e a taxa de crescimento determinam a morfologia e o tamanho da microestrutura de solidificação. Na Figura 28, Kou mostra influência de G e R na microestrutura. O produto GR determina o tamanho da estrutura de solidificação. Enquanto a razão G/R determina a morfologia de solidificação [25].

Figura 28 – Influência do gradiente térmico (G) e a taxa de crescimento (R) na morfologia da solidificação. Fonte: Adaptado de [25].

Na Figura 29 é esquematizado a posição de G com a curvatura da poça em um processo de soldagem. O gradiente térmico é sempre perpendicular à borda da poça de fusão e também é maior na linha de fusão que na linha central [25]. Como a curvatura da poça é alterada no processo FLP, G e R também são alterados, consequentemente a microestrutura em uma poça de fusão pode apresentar variação em seu tamanho e morfologia. Próximo da linha de fusão forma-se uma microestrutura mais refinada que no centro [25].

Figura 29 – orientação de G e R com a curvatura da poça. Fonte: Adaptado de [25].

3.6.4 Microestrutura e textura de materiais fabricados por FLP

Nesta seção é apresentado a influência dos parâmetros de processo na microestrutura, textura cristalográfica e na geometria das poças de fusão de materiais fabricados por FLP. A Tabela 3 apresenta os materiais bem como suas respectivas propriedades e parâmetros de processo observados na literatura.

Tabela 3 – Materiais e parâmetros de processo FLP observados na literatura.

Material	Ponto de fusão (°C)	Autor	Potência (W)	Velocidade de Varredura (mm/s)	Tipo de textura	Intensidade máxima obtida
Co-29Cr-6Mo	1350 – 1450 °C	Chen et al. 2019 [28]	220 – 360 W	700 mm/s	<101>//DC	-
Cobre puro	1085 °C	Jadhav et al. 2019 [35]	600 – 800 W	200 – 400 mm/s	<100>//DC <110>//DC	26
ABNT 316L	1375 – 1400 °C	Choo et al. 2019 [36]	200 – 380 W	300 mm/s	<200>//DC	1,9
Inconel 718	1200 – 1344 °C	Popovich et al. 2017 [37]	250 – 950 W	320 – 700 mm/s	<100>//DC	-
Ni-Cr-Fe-Mo	1355 °C	Montero-Sistiaga et al. 2019 [38]	400 – 1000 W	-	<100>//DC <110>//DC	-
Al7050	488 – 629 °C	Ting Qi et al. 2017 [29]	200 W	150 – 900 mm/s	<101>//DC <111>//DC	-
ABNT 316L	1375 – 1400 °C	Ishimoto et al. 2020 [39]	-	-	<100> e <110> // DC	10
Ti-18Zr-14Nb	1650 °C	Kreitchberg et al. 2017 [40]	200 – 340 W	700 – 1200 mm/s	<100>//DC	-
MoSi ₂	2020 °C	Hagihara et al. 2017 [41]	250 W	400 – 1200 mm/s	<100>//DC	4

Ti-20Cr	950 – 1000 °C	Nagase et al. 2019 [42]	-	800 – 1200 mm/s	<100>//DC	8,1
AlSi10Mg	570 – 660 °C	Thijs et al. 2013 [43]	200 W	1400 mm/s	<100>//DC	2,7
Ti-15Mo-5Zr-3Al	1800 – 2000 °C	Ishimoto et al. 2017 [44]	360 W	1200 mm/s	<100>//DC	25
Inconel 738	1230 – 1315 °C	Geiger et al. 2011 [45]	150 – 400 W	800 – 3500 W	<100>//DC	5
ABNT 316L	1375 – 1400 °C	Andreau et al. 2018 [46]	175 – 400 W	500 – 1100 W	<011>//DC	6,4

3.6.4.1 Potência do laser

Anteriormente, na seção 3.6.2, foi apresentado o efeito da potência do laser na geometria das poças de fusão em um processo FLP. Como foi observado, para potências crescentes Chen et al. [28] destacaram que as poças de fusão aumentam em largura e profundidade. Os autores [28] também observaram o efeito da geometria das poças de fusão na microestrutura e textura cristalográfica. A Figura 30 apresenta mapas de orientação da liga Co-29Cr-6Mo fabricada por FLP com potências de 220W a 360W. Apesar dos autores não identificarem a direção de referência dos mapas de orientações nesse estudo, esta análise ainda mostra as direções preferenciais em relação ao contorno das poças de fusão e também o efeito da potência do laser no tamanho e morfologia dos grãos. A amostra fabricada com menor potência do laser apresentou grãos que crescem epitaxialmente a partir do contorno da poça de fusão em direção ao centro. Na lateral, os grãos crescem horizontalmente. Já os grãos da região inferior da poça de fusão tendem a crescer verticalmente, paralelo à direção de construção, e também atravessando contornos de outras poças. Isso mostra que o crescimento é favorável a direção de maior gradiente térmico. À medida que a potência é aumentada, a curvatura do contorno da poça de fusão diminui, e consequentemente o tamanho de grão aumenta.

Figura 30 – Mapas de orientação da liga Co-29Cr-6Mo fabricada por FLP: (a) 220 W (b) 280 W (c) 360 W. Fonte: [28].

A Figura 31 apresenta a microestrutura observada por microscopia eletrônica de varredura. Nota-se que a morfologia de solidificação é predominantemente celular. Além disso, o grão cresce continuamente na mesma direção, ou com variação de 90° de uma poça de fusão para outra.

Figura 31 – Morfologia de solidificação observada por MEV da liga Co-29Cr-6Mo fabricada por FLP. Fonte: [28]

Jadhav et al. [35] correlacionaram os parâmetros do processo com os valores de intensidade e tipo de textura paralela a direção de construção, comparando os efeitos da potência, velocidade e espaçamento entre passes na fabricação de peças de cobre. A Tabela 4 apresenta os valores obtidos do índice de textura para as diferentes condições de processamento.

Tabela 4 – Parâmetros de processo do laser no processamento FLP do cobre e a textura resultante. Fonte: Adaptado de [35].

Parâmetros	Densidade de energia (J/mm^3)	Tipo de textura paralelo a DC	Intensidade máxima de textura
P 800 W; v 400 mm/s; h 0,09 mm	741	<110>	2,6
P 800 W; v 400 mm/s; h 0,07 mm	952	<110>	3,1
P 600 W; v 200 mm/s; h 0,09 mm	1111	<100>	6,3
P 800 W; v 200 mm/s; h 0,09 mm	1481	<100>	26

Jadhav et al. [35] observaram que há uma correlação entre a geometria da poça de fusão e a textura do material. Utilizando alta densidade de energia formaram-se poças de fusão profundas e com morfologia de solidificação planar. A Figura 32 (a-c) mostra a morfologia de solidificação planar no cobre. Já as Figura 32 (d-f) apresentaram poças de fusão com menor profundidade (menor densidade de energia) a microestrutura apresentou morfologia celular.

Figura 32 – morfologias da microestrutura da poça de fusão do cobre puro processado por FLP-L em diferentes condições de potência e velocidade. Fonte: [35].

A Figura 33 mostra figuras de polo $\{100\}$ e $\{110\}$ obtidas do plano x-y. Na nas Figuras 33(a) e (b) nota-se que o uso de uma menor distância entre passes apresentou orientação de cristais com direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de construção da peça, onde é indicado com setas pretas tracejadas. Porém nota-se que o aumento da distância entre passes de 0,07 para 0,09 mm diminui a intensidade de textura de 3,1 para 2,6. Já quando é utilizado velocidade de 200 mm/s forma-se uma textura cúbica $\langle 100 \rangle$ // direção de construção (Figura 33(c)) e ao aumentar a velocidade para 400 mm/s a textura formada muda para $\langle 110 \rangle$ // direção de varredura, no entanto com menor intensidade, como é apresentado na Figura 33(b)). Já o aumento da potência de 600 W para 800 W aumentou a intensidade da textura $\langle 100 \rangle$ // direção de construção para 26 vezes o aleatório o que é confirmado paralelo a direção transversal e direção de varredura.

Figura 33 – FP {100} e {110} obtidas do plano x-y de cobre produzido por FLP-L. Fonte: [35].

No caso de poças profundas espera-se que G local seja maior e orientado perpendicular as laterais da poça, como aconteceu no exemplo da Figura 32(a-c). Já no caso de poças de fusão rasas (obtidos usando menor densidade de energia), espera-se que G seja maior e paralelo a direção de construção. Como no exemplo da Figura 32(d-f)

Choo et al. [36] investigaram o efeito da potência (200 a 380 W) com uma velocidade de varredura constante (300 mm/s) no processo FLP-L do aço ABNT 316L. A Figura 34 mostra as figuras de polo (111), (200), (220), e (311) para o

plano XY da amostra. A amostra de 380W apresentou uma fraca orientação (200) paralelo a direção de construção, de no máximo 1,9 vezes o aleatório. Com a diminuição da potência do laser, a orientação se torna mais aleatória abaixo de 260W. Contudo a intensidade máxima observada são baixas tal que não evidencia a formação de textura.

Figura 34 – FPs (111), (200), (220), e (311) do aço ABNT 316L produzido por FLP-L em função da potência do laser. (a) 380W, (b) 320W, (c) 260W, e (d) 200W. Fonte: [36].

Popovich et al. [37] compararam a aplicação da potência de 950 W e 250 W na fabricação da liga Inconel 718. Os autores variaram a potência de fabricação em três regiões de uma peça. A Figura 35(a) apresenta um mapa de orientação obtido da peça fabricada, Nota-se que na primeira zona (250 W), o material não apresenta orientações preferenciais. No entanto ao aumentar a potência para 950 W, uma orientação $\langle 100 \rangle$ paralelo a direção de construção

pode ser observada. A Figura 35(b) apresenta as figuras de polo (100), (110) e (111). Nota-se uma orientação preferencial no centro da FP (100), que é confirmada nas FP (110) e (111). No entanto o autor não destacou a intensidade máxima obtida.

Figura 35 – (a) mapa de orientação da liga Inconel 718 fabricada por FLP (b) Mapa de cores (c) Figuras de polo (100) (110) e (111). Fonte: [37].

As poças de fusão também apresentaram variação em sua geometria. A Figura 36 mostra imagens de microscopia ótica para as duas condições. Na Figura 36(a) é apresentado a microestrutura da região processada com 950 W enquanto na Figura 36(b) para a condição de 250 W. Nota-se que o aumento da potência contribuiu para o aumento da largura das poças de fusão, como observado anteriormente para o aço inoxidável ABNT 316L [36]. Além disso, pode-se notar grãos colunares crescendo epitaxialmente paralelo a direção de construção.

Figura 36 – Imagens de microscopia ótica da liga Inconel 718 fabricada por FLP. (a) 950 W (b) 250 W. Fonte: [37].

Montero-Sistiaga et al. [38] compararam o efeito da potência de 400 W e 1000 W na fabricação da liga Hastalloy X (Ni-Cr-Fe-Mo) e do tratamento de HIP (prensagem isostática a quente), na microestrutura e textura da liga. Os autores observaram que para a potência de 400 W (Figura 37(a)) a liga apresentou poças de fusão com padrão de escamas de peixe e uma microestrutura predominantemente celular com grãos colunares crescendo em direção ao centro da poça. Já para a condição de alta potência (Figura 37(c)), as poças de fusão aumentam em largura. Nota-se grãos colunares crescendo epitaxialmente paralelos à direção de construção e também, trincas maiores que 200 μm . Esse comportamento pode ser explicado devido ao as altas taxas de resfriamento. Na Figura 37(d), pode-se notar que para a mesma condição de potência, o tratamento de HIP eliminou as trincas. E para as duas condições destaca-se que o tratamento de HIP foi capaz de mitigar os contornos das poças e aumentar o tamanho de grão.

Figura 37 – Imagens de MEV e mapas de orientação da liga Hastalloy X fabricada por FLP. (a) 400 W como construída (b) 400 W após tratamento de HIP (c) 1000 W como construída (b) 1000 W após tratamento de HIP. Fonte: [38].

Salienta-se que a textura da amostra fabricada com maior potência apresentou maior tamanho de grão, como pode ser observado na figura 37(c). No entanto, para os dois casos, a aplicação do tratamento de HIP também foi capaz de aumentar o tamanho de grão, como pode ser observado nas Figuras 37(b) e (c).

Com base na literatura resume-se que o uso de alta potência na fabricação das mais diversas ligas apresenta altas taxas de resfriamento e um potencial efeito no aumento da textura.

3.6.4.2 Velocidade de varredura do laser

Como observado anteriormente na seção 3.6.2, Ting Qi et al. [29] mostraram que o aumento da velocidade de varredura do laser tem correlação com a redução da largura e profundidade das poças de fusão na fabricação de uma liga Al7050. Além disso, os autores observaram que essa variável tem um papel fundamental no desenvolvimento da microestrutura e textura. A Figura 38 apresenta mapas de orientação das amostras fabricadas com 150 e 900 mm/s. Observa-se que nas duas condições propagaram-se trincas intergranulares devido as altas taxas de resfriamento. Com 900 mm/s a orientação dos grãos resultante é paralela a direção de construção, no entanto, com 150 mm/s a orientação dos grãos é irregular devido as oscilações do fluxo de metal que ocorre pelo efeito das múltiplas refusões [29].

Figura 38 – Microestrutura e textura da liga Al7050 fabricada por FLP. (a) mapa de orientação da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 900 mm/s (b) mapas de ângulos de misorientação dos contornos de grão da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 900 mm/s (c) mapa de orientação da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 150 mm/s. (d) mapas de ângulos de misorientação dos contornos de grão da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 150 mm/s. Fonte: Adaptado de [29].

Kreitchberg et al. [40], estudaram o efeito da velocidade de varredura do laser no mesmo processo para uma liga Ti–18Zr–14Nb. A Figura 39 apresenta imagens de microscopia ótica e mapas de orientação da liga. Os autores observaram que a microestrutura foi composta de fase β e sua morfologia resultante do processo foi do tipo celular. Aumentando-se a velocidade de varredura de 700 para 1200 mm/s reduz-se a sobreposição e profundidade das poças de fusão, além disso, o tamanho de grão. As orientações de crescimento dos grãos apresentaram alterações com a curvatura das poças de fusão como pode ser observado nas Figuras 39(b) e (d). No entanto, não foi observado uma textura cristalográfica.

Figura 39 – Imagens de microscopia ótica e mapas de orientação da liga Ti-18Zr-14Nb fabricada por FLP. (a) Microscopia ótica da amostra fabricada com 700 mm/s. (b) Mapa de orientação da amostra fabricada com 700 mm/s. (c) Microscopia ótica da amostra fabricada com 1200 mm/s. (d) Microscopia ótica da amostra fabricada com 1200 mm/s. Fonte: Adaptado de [40].

Ishimoto et al, [39] observaram uma alteração na orientação cristalográfica ao variar a velocidade de varredura na construção de amostras de aço inoxidável ABNT 316L, por fusão em leito de pó a laser. Os autores utilizaram a estratégia de varredura do tipo zig-zag, sem variar a direção entre as camadas e mantiveram a potência constante. Apesar de não ter sido divulgado os parâmetros, três velocidades (baixa, média e alta) foram estudadas.

A Figura 40 apresenta mapas de orientação com referência as 3 direções ortogonais, e as figuras de polo (100) para as condições A, B e C (velocidade baixa, média e alta). A amostra A (menor velocidade) apresentou uma forte

textura do tipo cubo-na-face, ou seja, uma orientação $\langle 100 \rangle$ paralelo as três direções da amostra. Esse resultado pode ser confirmado através da figura de polo (Figura 40(j)). Já a amostra B apresentou uma textura do tipo cubo girado. Na projeção da direção X da amostra (Figura 40(b)) pode-se observar uma forte orientação $\langle 100 \rangle$. Contudo, nas figuras 40(e)(h) pode-se observar uma orientação $\langle 110 \rangle$ nas direções Y e Z. A amostra C (maior velocidade) apresentou uma fraca textura de cubo girado. Além disso, pode-se destacar na Figura 40(h) a formação de uma microestrutura lamelar cristalográfica, indicada por setas pretas. Essa microestrutura é característica do processo de fusão em leito de pó a laser e sua periodicidade coincide com a distância entre passes [39].

Figura 40 – (a-i) Mapas de orientação da secção y-z e (j-l) FPs (100). Setas pretas em (h) indicam a formação da microestrutura lamelar cristalográfica. Fonte: Adaptado de [39]

Hagihara et al. [41] investigaram o mesmo efeito na fabricação de uma liga cerâmica de MoSi_2 por FLP, variando a velocidade de 400 a 1200 mm/s. A Figura 41 apresenta mapas de orientação e figuras de polo. Nota-se nas figuras de polo na Figura 41(b) mostram uma orientação (001) na velocidade de 400 mm/s com intensidade de até 4 vezes o aleatório, que é reduzida gradativamente com o aumento da velocidade de varredura. Na figura 41(a) observa-se que o aumento da velocidade na fabricação do material ocasionou também uma redução do tamanho de grão, além de um aumento considerável na porosidade.

Figura 41 – Mapas de orientação e figuras de polo da liga MoSi_2 fabricada por FLP. (a) mapas de orientação. (b) Figuras de polo. Fonte: Adaptado de [41].

Nagase et al. [42] observaram um efeito contrário na fabricação de uma liga de Ti-17Cr. Os autores compararam o efeito da velocidade de varredura do laser no intervalo de 800 e 1200 mm/s. A Figura 42 apresenta os mapas de

orientação cristalográfica e figuras de polo (100), (110) e (111). Na condição de 800 mm/s observa-se grãos colunares paralelos a direção de construção com uma orientação $\langle 100 \rangle$ e intensidade de 6,3 vezes o aleatório. No entanto, com o aumento da velocidade para 1200 mm/s o material apresentou uma maior orientação $\langle 100 \rangle$ paralela a direção de construção com intensidade máxima de 8,1 vezes o aleatório.

Figura 42 – Análises de orientação cristalográfica da liga Ti-Cr fabricada por FLP com diferentes velocidades de varredura. (a) 800 mm/s (b) 1200 mm/s. Fonte: [42].

Com base na literatura pode-se resumir que a velocidade de varredura do laser no processo de FLP tem um efeito determinante na microestrutura e textura dos materiais. Mostrando uma correlação positiva com a formação de textura $\langle 100 \rangle$ em materiais metálicos, no entanto, pode ocasionar trincas na microestrutura e, em materiais refratários, maior porosidade.

3.6.4.3 Estratégia de varredura do laser

Thijs et al. [43] investigaram o comportamento da textura numa liga AlSi10Mg variando estratégias de varredura conforme esquematizadas na Figura 43.

Figura 43 – estratégias de varredura investigadas na fabricação de uma liga de alumínio.
Fonte: Adaptado de [43].

Na Figura 44 são mostradas figuras de polo e figuras de polo inversa. Os autores observaram que quando uma amostra é varrida em passes longos onde a direção da varredura é mantida a mesma para cada camada, surge uma textura de fibra $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de varredura e uma textura $\langle 110 \rangle$ de menor intensidade paralela a direção da construção, como é apresentado na Figura 44(a). Quando a direção de varredura é rotacionada em 90° a cada camada, a textura é reduzida, como ilustrado nas figuras de polo na Figura 44(b). O índice de textura é reduzido de 1,974 da amostra de varredura de passes longos unidirecional (amostra A) para 1,266 da amostra C. Esta é uma redução de aproximadamente 35%, ao inserir uma rotação da direção de varredura de 90° entre as camadas. A varredura com ilhas utilizando rotação 90° entre camadas e entre ilhas vizinhas (amostra D), apresentou uma fraca textura $\langle 100 \rangle$ // direção de construção e o índice de textura caiu para 1,127.

Figura 44 – FPs e FPIs de AlSi10Mg produzido por FLP. À esquerda as FP (100), (110) e (111) e a direita, figuras de polo inversa. Para amostras produzidas com varredura de cordões longos unidirecionais (amostra A) (a); varredura de cordões longos bidirecionais com rotação 90° (amostra C) (b) e varredura por ilhas sem desvio (amostra D) (c). Fonte: Adaptado de [43].

Em um estudo conduzido por Ishimoto et al. [44], os autores investigaram numa liga de titânio-molibdênio obtida por fusão em leito de pó à laser, o efeito de duas estratégias de varredura, que são descritas na Figura 45(a) e (c), respectivamente bidirecional sem rotação (X) e bidirecional com rotação de 90° (XY). Os resultados dos mapas FPIs mostraram que quando aplicado a estratégia de varredura X ocorre forte orientação $\langle 100 \rangle$ // direção de varredura (x) e $\langle 011 \rangle$ // direção de construção (z). Já a aplicação da estratégia de varredura XY apresentou forte textura $\langle 001 \rangle$ paralelo as direções x,y e z. Como pode ser observado nas figuras de polo a intensidade de orientações é próximo para as duas amostras, porém utilização de estratégia constante promove uma rotação dos polos em 45°. Essa rotação é confirmada nos mapas de orientação x-y e x-z da Figura 45(a).

Figura 45 – (a) e (c) mapas FPI da liga Ti-Mo em secções dos planos normais aos 3 eixos ortogonais. (b), (d) FPI {001} e {011} medidas no plano y-z. Fonte: [44].

Essa rotação se deve a diferença de direção de crescimento dos grãos colunares. Os autores realizaram mapas de orientação e microscopia ótica da mesma região e observaram uma relação entre a textura e a poça de fusão. A poça de fusão é mais profunda para a condição de estratégia de varredura constante do que com a rotação, como pode ser confirmado nas Figuras 46 (a-b). Como foi discutido anteriormente materiais cúbicos tem crescimento preferencial na direção $\langle 100 \rangle$. A mudança na profundidade da poça ocasionou diferenças no gradiente térmico das poças na estratégia X para XY, favorecendo uma direção 45° de diferença entre uma estratégia e outra. Esse mecanismo é confirmado nas Figuras 46 (c-d), onde a diferença de orientação na primeira estratégia ocorre no centro de cada poça.

Figura 46 – (a) e (b) imagens de microscopia ótica da liga Ti-Mo tiradas no plano y – z mostrando a morfologia da poça de fusão. (c) e (d) Mapas FPI sobrepostos com contornos da poça de fusão. Fonte: [44].

Geiger et al. [45] observaram diferentes texturas ao variar o ângulo de rotação das camadas. Os autores estudaram o comportamento das seguintes estratégias de varredura no controle da textura da liga IN738LC:

- a) os cordões são dispostos paralelamente e a cada camada ocorre rotação de 90° .
- b) os cordões são dispostos paralelamente e cada camada são posicionados intermitentemente $45^\circ/-45^\circ$ perpendicular a direção de construção.
- c) os cordões são dispostos paralelos e a cada camada ocorre rotação de 67° em volta da direção de construção.

A Figura 47 apresenta uma análise da textura cristalográfica. Nota-se que as três estratégias de varredura mostraram um alinhamento predominante de cristais com a direção $\langle 001 \rangle$ paralelo a direção de construção. As figuras de polo

inversa indicam uma textura cúbica para as amostras com estratégia A e B, com intensidade de aproximadamente 5 vezes o aleatório, porém os cristais de B apresentam uma rotação de 45° em relação a A. A estratégia C apresenta uma textura de fibra $\langle 001 \rangle$ paralelo a direção de construção e uma distribuição uniforme $\langle 100 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$ no plano de varredura. Nota-se também, um aumento da intensidade de textura com a altura de construção da amostra.

Figura 47 – Análise de EBSD da amostra tripla IN738LC obtida por FLP-L com diferentes estratégias de varredura A, C e B. FPI (parte esquerda da figura), mapas de orientação (centro), FP (parte direita da figura). O mapa de orientação é dividido ao meio mostrando a orientação cristalográfica por códigos de cores FPI em relação à direção de construção à esquerda e à direção de teste à direita. Fonte: [45].

Andreau et al. [46] observou uma textura em grãos colunares após variar o fluxo de argônio 90° na fabricação da amostra. A Figura 48 mostra um mapa de orientação FPI e uma imagem de microscopia ótica da mesma região. O mapa FPI mostra grãos colunares com textura $\langle 001 \rangle // DC$ e $\langle 011 \rangle // DC$ atravessando a maioria das camadas como pode ser confirmado na metalografia da mesma região.

Figura 48 – (a) mapa FPI da amostra ABNT 316L produzida por FLP no plano DV-DC, (b) micrografia por microscopia ótica. Fonte: [46].

Os autores [46] também observaram que os gradientes térmicos e a morfologia da poça de fusão controlam a seleção da microestrutura e podem afetar diretamente a textura de um material. A Figura 49 mostra mapas FPI e figuras de polo da região inferior e superior. Na primeira região os grãos são dispostos em diversas orientações. Uma zona de transição mostra o início da epitaxia com grãos crescendo em várias camadas. Nas camadas seguintes desenvolve-se uma direção preferencial ($\langle 011 \rangle$ grãos verdes // DC). Finalmente, perto do topo da amostra, uma textura Goss $\{110\} \langle 001 \rangle$ com intensidade de 6,4 vezes o aleatório pode ser observada. Essa mudança de direção mostra o quanto a complexidade do fluxo de calor pode afetar a textura dos materiais ao longo da construção de uma peça.

Figura 49 – mapas FPI na parte inferior e na parte superior de amostra de ABNT 316L produzida por FLP-L, b) figuras de polo (100) das três zonas indicadas da amostra. Fonte: [46].

Com base na literatura apresentada conclui-se que a potência e velocidade tem um papel vital na formação da microestrutura e textura cristalográfica na maioria dos materiais, no entanto a variação da estratégia de varredura mostrou ser a principal variável no controle da textura. Os autores observaram que a aplicação da rotação de 45° entre as camadas é capaz de aumentar a intensidade máxima de textura obtida na maioria dos materiais, no entanto estratégias de varredura com grande aleatoriedade (e.g., tabuleiro-de-xadrez) tem um efeito contrário.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material de estudo

O pó da liga Nb-47Ti usado nesse estudo foi obtido por atomização a plasma e fornecido pela empresa *Advanced Powders & Coatings*. A composição química medida por espectrometria de emissão atômica com plasma, bem como a distribuição de tamanho de partícula são detalhadas nas Tabelas 5 e 6, respectivamente.

Tabela 5 – Composição química do pó da liga Nb-47Ti. Fonte: O autor, 2021

Ti %	Nb %	Ta %	Si %	Al %	Cr %	Fe %
48	51,87	0,12	0,001	0,0012	0,0027	0,006

Tabela 6 – Distribuição do tamanho de partícula do pó de Nb-47Ti. Fonte: O autor, 2021

D ₁₀ (μm)	D ₅₀ (μm)	D ₉₀ (μm)
17	33	45

Cubos de dimensões 10 x 10 x 10 mm, foram construídos pelo processo de manufatura aditiva de fusão em leito de pó em um equipamento modelo M2 *Cusing*, da empresa *Concept Laser GmbH*, no Instituto SENAI de Inovação em Sistemas de Manufatura e Processamento a Laser. Esse equipamento utiliza laser Nd:YAG (granada de ítrio e alumínio dopada com neodímio) com comprimento de onda de 1075 nm e diâmetro do feixe de 50 μm.

Foram fabricados dois conjuntos idênticos de vinte e quatro cubos cada, sobre uma plataforma de liga Ti-6Al-4V. Impôs-se valores constantes de distância entre passes de 0,105 mm e passo de rebaixamento de plataforma de 0,03 mm. A espessura de camada final foi maior, pois a fusão da camada anterior provoca uma contração, já que a densidade aparente do pó é de aproximadamente 50%. Já os valores de potência e velocidade de varredura do laser adotados para cada amostra no experimento são descritos na Tabela 7, juntamente com os valores de densidade de energia volumétrica, calculados conforme equação (1). Além disso, são apresentados o resultado de densidade relativa obtidos pelo método de Arquimedes medidos em um estudo anterior de

Guzmán-Hernández [47]. Como pode ser observado, as amostras fabricadas com baixa potência do laser e alta velocidade de varredura apresentaram menores valores de densidade relativa, em alguns casos inferiores a 98% (e.g. 3R04, 3R05 e 3R06).

Tabela 7 – Identificação das amostras de Nb-47Ti fabricadas por FLP, seus respectivos parâmetros de fabricação e resultados de densidade relativa obtido pelo método de Arquimedes. Fonte: Adaptado de [47]

Amostra	Potência (W)	Velocidade de varredura (mm/s)	Densidade de energia (J/mm ³)	Densidade relativa (%) [47]
3R01	150	900	53	99,6
3R02	150	1100	43	98,4
3R03	150	1300	37	96,8
3R04	150	1000	48	99,2
3R05	150	1200	40	97,9
3R06	150	1400	34	95,7
3R07	200	900	71	99,5
3R08	200	1100	58	99,8
3R09	200	1300	49	99,3
3R10	200	1000	63	99,6
3R11	200	1200	53	99,4
3R12	200	1400	45	98,9
3R13	250	900	88	99,2
3R14	250	1100	72	99,5
3R15	250	1300	61	99,7
3R16	250	1000	79	99,6
3R17	250	1200	66	99,4
3R18	250	1400	57	99,3
3R19	300	900	106	99,2
3R20	300	1100	87	99,2
3R21	300	1300	73	99,4
3R22	300	1000	95	99,2
3R23	300	1200	79	99,3
3R24	300	1400	68	99,5

Em virtude dos recursos disponíveis e das limitações temporais, optou-se por priorizar a caracterização de um grupo de nove das amostras de maior densidade relativa. As amostras priorizadas bem como seus respectivos parâmetros de fabricação são descritos na Tabela 8.

Tabela 8 – Identificação das amostras e seus respectivos parâmetros de fabricação. Fonte: O autor, 2021

Amostra	Potência (W)	Velocidade de varredura (mm/s)	Densidade de energia (J/mm ³)
3R01	150	900	53
3R02	150	1100	43
3R07	200	900	71
3R08	200	1100	58
3R12	200	1400	45
3R22	300	1000	95
3R20	300	1100	87
3R21	300	1300	73
3R24	300	1400	68

A estratégia de varredura do laser aplicada foi do tipo tabuleiro-de-xadrez. O feixe de laser foi aplicado em direções paralelas às faces do cubo, e foram identificadas como Direção de Varredura 1 e 2, DV1 E DV2, ou, como é comum na literatura, direções x e y. Na fabricação das peças a estratégia de varredura seguiu um padrão que é alterado a cada camada, de forma que, o desenho é movimentado em 1 mm horizontal e verticalmente, como pode ser observado na Figura 50.

Figura 50 – Desenho esquemático de estratégia de varredura utilizada na construção dos cubos. Fonte: O autor, 2021

A Figura 51 mostra as peças de Nb-47Ti recém-fabricadas. As amostras foram devidamente identificadas e em seguida realizou-se a caracterização.

Figura 51 – Peças de Nb-47Ti recém-fabricadas por fusão em leito de pó. Fonte: O autor, 2021

4.2 Caracterização

4.2.1 Preparação metalográfica

A Figura 52 esquematiza a face analisada dos cubos. As amostras foram cortadas numa secção do plano DV1-DC, convencionalmente caracterizados como plano y-z. Como não houve nenhuma identificação da posição dos corpos de prova em relação a algum eixo de referência, as direções de varredura DV1 e DV2 são indiferenciáveis. Em seguida realizou-se o lixamento com as sequências de lixas #220 #320 #400 #600 #1200. Logo após, polimentos com soluções diamantadas de 3 μm e 1 μm foram respectivamente executados. Por fim, um polimento com suspensão de sílica coloidal não-cristalizante 0,5 μm + 20% H_2O_2 foi realizado em um equipamento MiniMet™ 1000.

Figura 52 – desenho esquemático da face analisada dos cubos. Fonte: O autor.

Para revelar a microestrutura, imergiu-se as amostras em um recipiente contendo o reagente metalográfico Kroll [12], composto por 3% HF + 6% HNO₃, em massa.

4.2.2 Microscopia ótica

A microestrutura, com aumentos de 100x, 200x, 500x e 1000x, foi observada e fotografada em microscópio ótico *Olympus* modelo BX60 disponível no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica (PMT) da Universidade de São Paulo (USP).

4.2.3 Microscopia eletrônica de varredura

A observação da microestrutura com aumentos maiores que 1000x foi realizada através do microscópio eletrônico de varredura com canhão de efeito de campo (MEV-FEG), FEI modelo *Inspect* 50, do PMT-USP. Para tanto, os detectores de elétrons secundários, retroespalhados e energia dispersiva de raios X disponíveis no equipamento foram utilizados.

4.2.4 Textura cristalográfica

O MEV-FEG supracitado é dotado também de um detector EBSD, tal que foi utilizado para a captura de dados de orientação cristalográfica. Para esta análise o MEV foi operado com pressão da câmara de $5,7 \times 10^{-3}$ Torr, tensão de aceleração de 15 kV, diâmetro do feixe de 4,5 μm , distância de trabalho de 11,5 mm, ângulo de inclinação de 70°, tamanho de passo 2,5 μm e área total analisada de 1400 μm^2 .

Posteriormente, com o auxílio do software *OIM Analysis 7™*, foi possível obter representações da textura por mapa de orientação, figura de polo e função de distribuição de orientações (ODF). Além disso, a média do módulo de Young foi estimada a partir dos dados de orientação obtidos por EBSD utilizando constantes elásticas.

Os mapas de orientação, que representam a orientação de cada região por meio de cores associadas a uma convenção representada no triângulo de uma figura de polo inversa, devem estabelecer a qual direção do sistema de referências do objeto a figura foi construída. O software que analisa os dados de difração de elétrons obtidos em cada pixel identifica a orientação de cada ponto. O mapa de orientação é uma representação mais limitada, exigindo a definição da direção de referência. O software de representação pede ao operador a escolha da direção de referência. O software apresenta duas possibilidades. A primeira delas é: “mostrar direção de cristal paralelo à direção especificada da amostra” e a segunda: “mostrar plano normal à direção especificada da amostra”, como pode ser observado na Figura 53(a). Para ambas as opções devem ser fornecidos coordenadas de uma direção $[u \ v \ w]$ tal que corresponde ao referencial que representa a textura no mapa de orientação. Depois de escolhida a direção de referência, o software constrói o mapa de orientação. Desta forma, a amostra foi posicionada de modo que a direção $[100]$ da amostra foi paralela ao eixo vertical dos mapas.

Figura 53 – (a) Janela de referência para mapas FPI no software OIM Analysis 7™. (b) representação da direção de referência da amostra (c) representação da textura considerando a direção de referência [100]. (d) representação da textura considerando a direção de referência [001]. (e) representação da textura considerando a direção de referência [010]. Fonte: O autor, 2021

Para reforçar a importância de explicitar essa referência, a figura 53 (b) compara os mapas de orientação produzidos da mesma região, apenas mudando a direção de referência, ou seja, se o mapa representa com a cor vermelha o grão cuja direção [100] é paralela à direção de construção (DC) ou paralela à uma direção de varredura DV1 ou paralela a direção de varredura DV2.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Características gerais da microestrutura

Imagens da microestrutura, obtidas por microscopia ótica, das amostras fabricadas com a potência de laser de 150W e com velocidades de varredura de 900 e 1100 mm/s são apresentadas respectivamente nas Figuras 54 e 55. A Figura 54 apresenta uma visão geral da microestrutura obtida da amostra fabricada com a menor potência e velocidade varredura do conjunto de amostras (900 mm/s). Na Figura 54(a) nota-se uma microestrutura em que regiões mais atacadas destacam as bordas das poças de fusão, depositadas em camadas. Notam-se dois tipos de poças, em termos de direção, as poças horizontais alongadas, que podem ser chamadas de direção x da estratégia de varredura, e as poças que foram cortadas na transversal, que se pode chamar de direção y da estratégia de varredura. Observa-se uma distribuição bimodal de tamanhos de poças da direção y, espaçadas de 1 mm na horizontal e vertical.

Com aumentos maiores (Figuras 54(b-c)) pode-se observar uma microestrutura com morfologia de solidificação celular. Ressalta-se na Figura 54(c), que a geometria das poças afeta as direções preferenciais de crescimento. Como pode ser observado, o crescimento celular nas poças profundas além de seguir diferentes orientações, apresenta células mais grosseiras que nas demais poças de fusão observadas. Esse tipo de morfologia de solidificação foi observada na literatura para outras ligas de titânio de fase beta fabricadas pelo mesmo processo [40, 42].

Figura 54 - Microscopia ótica da amostra 3R01 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 150W e velocidade de varredura de 900mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada da geometria das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021

A Figura 55 apresenta uma imagem de microscopia ótica adaptada de um estudo de Guzmán-Hernandez [47] da liga Nb-47Ti fabricada com potência de laser 300W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Nota-se que devido à estratégia de varredura incluir um parâmetro de mudança de borda de ilha de 1 mm por camada e à não interrupção do laser na borda da ilha, tendo uma redução de velocidade quando da inversão de sentido do laser dentro da mesma ilha, ocorreu a formação de poças de fusão de maior profundidade nas bordas das ilhas, separadas a cada 1 mm horizontalmente e repetindo-se verticalmente a cada 10 camadas. Esse comportamento pode ser explicado nessa região devido ao movimento de “vai-e-volta”, destacado com setas vermelhas, que ocasiona maior tempo que a fonte térmica fica sobre a mesma superfície, resultando num padrão repetitivo de ocorrência de poças de fusão com maior profundidade que as demais.

Figura 55 – Imagem de microscopia ótica da borda da poça da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de 300W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Setas vermelhas indicam movimento do laser no final do passe Fonte: Adaptado de [47]

A Figura 56 apresenta uma visão geral da microestrutura obtida com velocidade varredura do laser de 1100 mm/s. Na Figura 56(a) observa-se que ao aumentar-se a velocidade de varredura em 200 mm/s a microestrutura apresenta duas características, a primeira delas é a porosidade por falta de fusão. Esse efeito pode ser explicado pela rápida passagem da fonte térmica, que ocasiona uma baixa densidade de energia e resulta na fusão incompleta de material nessa região. Esse tipo porosidade é formado na região dos contornos das poças de fusão. A Figura 56(b) destaca uma região com porosidade por falta de fusão em maior aumento.

Outra característica notória e inerente à baixa densidade de energia pode ser observada nas Figuras 56 (b-d). Nota-se, em áreas circuladas, regiões onde ocorreu a fusão incompleta das partículas de pó. Esse efeito foi observado em outros materiais fabricados por FLP na literatura, ao reduzir-se a densidade de energia [36, 48, 49]. Na Figura 56(d) é mostrado com maior aumento a microestrutura de uma partícula parcialmente fundida. É possível identificar que a morfologia de solidificação da partícula é colunar dendrítica. Nas Figuras 56 (c-d) é possível observar que a morfologia de solidificação nessa amostra é, em sua maior parte do tipo celular.

Figura 56 - Microscopia ótica da amostra 3R02 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência de 150W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) geometria das poças de fusão e porosidade por falta de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação e partículas parcialmente fundidas. (d) partícula parcialmente fundida. Fonte: O autor, 2021

Nas Figuras 57 a 59 são apresentadas as imagens da microestrutura obtidas por microscopia ótica das amostras fabricadas com uma única potência de laser de 200W, com diferentes velocidades, 900, 1100 e 1400 mm/s. Na Figura 57 observa-se a microestrutura obtida da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 900 mm/s. Na Figura 57(a) nota-se uma microestrutura composta por poças de fusão depositadas em camadas e uma matriz de fase β muito semelhante a microestrutura das amostras 3R01 e 3R02. Contudo, é possível identificar que as poças de fusão nessa condição têm maior profundidade. Outra diferença pode ser notada na formação de porosidade. Destaca-se na Figura 57(b) a formação de porosidade em formato arredondado no interior da poça de fusão, típico de porosidade por *keyhole* [27, 50]. Na Figura 57(c) é possível observar na lateral de algumas poças de fusão, marcas de refusão das poças anteriores.

Figura 57 – Microscopia ótica da amostra 3R07 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200 W e velocidade de varredura de 900 mm/s. (a) geometria das poças de fusão e porosidade por excesso de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 58 observa-se a microestrutura obtida da amostra fabricada com potência de 200 W e velocidade de varredura do laser de 1100 mm/s. Observa-se que aumentando a velocidade de varredura em 200 mm/s, a densidade de energia é reduzida e a frequência de porosidade arredondada diminui significativamente (Figuras 58 (a-b)).

Na Figura 58(c), nota-se a microestrutura de solidificação no interior da célula com maior aumento. Ao comparar-se com a amostra (3R02) com a mesma velocidade de varredura e potência inferior (150 W), é possível identificar qualitativamente que com o aumento da potência, nessa condição a morfologia celular apresenta-se mais grosseira (Figura 56).

Figura 58 - Microscopia ótica da amostra 3R08 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 59 observa-se a microestrutura obtida da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 1400 mm/s. Na Figura 59(b) observa-se uma formação de porosidade por falta de fusão, semelhante a amostra 3R02. Na Figura 59(a) nota-se que as poças de fusão são menores em profundidade e largura que na amostra (3R07) fabricada com velocidade de varredura de 900 mm/s (Figura 57). No entanto, devido a refusão parcial que ocorre durante o processo devido a fusão das poças adjacentes, o efeito da velocidade de varredura na geometria das poças pode estar mascarado. Para uma maior precisão é necessário realizar medições na região próximo a superfície, na última camada depositada.

Na Figura 59(c) destaca-se uma partícula parcialmente fundida que pode ser vista com maior aumento na Figura 59(d). É possível identificar também que nessa condição a morfologia de solidificação é do tipo celular e mais refinada que na amostra (3R07) com mesma potência de laser e menor velocidade de varredura (Figura 57(c)).

Figura 59 – Microscopia ótica da amostra 3R12 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) geometria das poças de fusão e porosidade por falta de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação e partículas parcialmente fundidas. (d) partícula parcialmente fundida. Fonte: O autor, 2021

Em um estudo realizado por Rai et al. [30], sobre a convecção de Marangoni durante a fusão a laser das ligas de Ti-6Al-4V, ABNT 304L, tântalo e vanádio, é descrito que ao aumentar-se a potência, o gradiente de tensão superficial é aumentado, ocasionando uma maior transferência de calor na lateral na poça de fusão, de tal forma que mais metal líquido flui do centro da poça de fusão para a borda, resultando em poças de fusão mais largas e profundas. Como visto no item 3.6.2, essa condição de operação é chamada na literatura de *keyhole*. No processo FLP é favorecida pela utilização de alta potência e baixa velocidade de varredura e ocasiona a refusão das camadas inferiores. Além disso, o modo de operação *keyhole* pode ocasionar porosidade. Em um estudo de Khairallah et al. [31] realizou-se uma simulação do fluxo do fluido no processo FLP de uma liga de ABNT 304L. A interação do laser com a superfície de metal em função do tempo ocasiona modo de operação *keyhole* que faz com que o fluxo do fluido forme uma depressão que com o aumento da temperatura pode ocasionar porosidade devido a evaporação de metal do fundo

da poça fusão. De acordo com Zhang et al. [48] a porosidade esférica pode ser atribuída também a evaporação dos gases aprisionados originados do material do pó, favorecida pela utilização de uma baixa velocidade de varredura e alta potência do laser.

Nas Figuras 60 a 63 são apresentadas as imagens da microestrutura obtidas por microscopia ótica das amostras fabricadas com potência de laser de 300W, com velocidades de 1000, 1100, 1300 e 1400 mm/s. Na Figura 60 observa-se a microestrutura obtida da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 1000 mm/s. Nessa condição ocorreu a fabricação da amostra com maior potência de laser, menor velocidade de varredura e maior densidade energia (95 J/mm^3). O principal efeito observado na microestrutura pode ser visto na Figura 60(a), nota-se poças de fusão com maior profundidade e largura que nas amostras fabricadas com potência de laser de 150 W e 200 W (3R01, 3R02, 3R07, 3R08 e 3R12). E nas Figuras 60(b-c) pode-se identificar também que a microestrutura é mais grosseira.

O aumento da profundidade e largura das poças de fusão devido ao aumento da potência do laser no processo também foi observado em outros materiais CCC da literatura. Na Figura 17, Chen et al. [28] apresentam esse comportamento numa liga Co-29Cr-6Mo. O mesmo fenômeno foi apontado por Jadhav et al. [35], no cobre puro (Figura 32) e no aço inoxidável ABNT 316L por Choo et al. [36].

Figura 60 - Microscopia ótica da amostra 3R22 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1000mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021

Nas Figuras 61 e 62 observa-se a microestrutura obtida das amostras fabricadas com velocidade de varredura do laser de respectivamente 1100 mm/s e 1300 mm/s. Ao variar-se a velocidade de varredura na potência de 300 W, não se identificou diferenças significativas na geometria das poças de fusão em relação a amostra (3R22) fabricada com velocidade de varredura de 1000 mm/s (Figura 60).

Figura 61 – Microscopia ótica da amostra 3R20 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021

Figura 62 – Microscopia ótica da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1300mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 63 observa-se a microestrutura obtida da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 1400 mm/s. Nessa condição ocorreu a condição de maior potência do laser e maior velocidade de varredura. Na figura 63(a) se vê algumas características microestruturais oriundas a estratégia de varredura adotada, de tabuleiro de xadrez com deslocamento. É possível perceber, no mesmo alinhamento vertical, poças profundas vindas da direita e outras vindas da esquerda, cujos picos distanciam-se aproximadamente 100 μm na horizontal.

Nas Figuras 63 (a-b) observa-se que a microestrutura não apresentou quantidade significativa de porosidade comparada a amostra fabricada com potência de 200 W e mesma velocidade de varredura (3R12). Nas Figuras 63 (c-d) pode-se identificar uma estrutura de solidificação bem mais refinada que na amostra 3R12.

Assim como observado nas amostras fabricadas com potências de laser inferiores, o aumento da velocidade de varredura ocasiona na microestrutura, uma redução da profundidade e largura as poças fusão. Esse comportamento também é observado em outras ligas Ti- β . Kreitchberg et al. [40] mostraram esse efeito em uma liga Ti-18Zr-14Nb, que pode ser visto na Figura 40 e Nagase, et al. [42] também observaram um comportamento semelhante em uma liga Ti-17Cr, apresentado na Figura 42. Além disso, esse efeito é relatado em outros materiais da literatura fabricados pelo mesmo processo [29, 35, 41].

Figura 63 - Microscopia ótica da amostra 3R24 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) geometria das poças de fusão. (b) imagem ampliada das poças de fusão. (c) morfologia de solidificação. (d) imagem ampliada da morfologia de solidificação. Fonte: O autor, 2021

Em um estudo de Guzmán-Hernández, 2019 [47], na mesma liga, mediu-se a largura e geometria das poças de fusão em peças fabricadas com potência de laser de 150 W a 300 W e velocidade de varredura de 900 mm/s a 1400 mm/s. Com o objetivo de realizar as medições sem o efeito da refusão parcial nas trilhas de camadas superiores, mediu-se as poças de fusão da última camada das peças fabricadas. A Figura 64 apresenta os resultados das medições realizadas. Para as peças fabricadas com potências de 200 W a 300 W é notório o efeito do aumento da velocidade de varredura na profundidade das poças de fusão até aproximadamente 75 μm . Contudo, para as peças fabricadas com potência de 150 W não foi identificado correlação com o aumento da velocidade de varredura. As medições de largura da poça de fusão apresentaram, em todas as amostras, uma redução com o aumento da velocidade de varredura. Uma análise semelhante é observada na literatura para outros metais fabricados por FLP. Na Figura 18, adaptada de Ting Qi et al. [29] nota-se uma relação entre a velocidade de varredura e as dimensões da poça de fusão em uma liga de alumínio Al 7050.

Ademais, na Figura 17 adaptada de Chen et al. [28], observa-se efeito semelhante numa liga de Cobalto.

Figura 64 - Medições da poça de fusão na última camada depositada da liga Nb-47Ti. Fonte: Adaptado de [47].

Na Figura 65 são apresentadas as imagens da microestrutura das amostras fabricadas com potência de laser de 300W obtidas por detector de elétrons secundário do MEV, com aumentos de 200x a 10000x. Na Figura 65(a) observa-se a microestrutura obtida da amostra fabricada com velocidade de varredura do laser de 1000 mm/s. Nota-se porosidade no fundo das poças de fusão maiores. Esse comportamento pode ser atribuído à ocorrência do fenômeno *keyhole*. Nas Figuras 65(b-c) é mostrado os contornos das poças de fusão com aumento de respectivamente de 2500x e 5000x. Na Figura 65(c) é mostrado morfologia de solidificação na região do contorno da poça de fusão com aumento de 10000x. Nota-se uma morfologia de solidificação do tipo celular, e dependendo do plano de corte, pode-se notar uma semelhança ao formato de bastonetes. Além disso, em algumas regiões pode-se identificar uma formação de braços secundários. Conforme apresentando anteriormente na Figura 28, adaptado de KOU [25], a morfologia de solidificação da liga Nb47Ti depende da razão G/R na interface, tal que pode-se concluir que a microestrutura observada é oriunda de altas taxas de resfriamento.

De acordo com Wei et al. [51], no processo FLP a velocidade normal de solidificação $\vec{V}_n$ na interface sólido/líquido é geometricamente relacionada a velocidade de varredura do laser $\vec{V}_b$:

$$|\vec{V}_n| = |\vec{V}_b| \cdot \cos \theta \quad (2)$$

Onde θ é o ângulo entre a direção de solidificação e de varredura. A taxa de crescimento depende da velocidade de varredura e da geometria das poças de fusão. A direção de solidificação nos materiais cúbicos é preferencialmente $\langle 100 \rangle$ [24, 25]. Quando a poça é longa, a extração de calor se dá preferencialmente no plano perpendicular à direção de varredura. Quanto mais profunda a poça, maior a retirada de calor pelas laterais e maior crescimento em direções não paralelas à DC [27].

Figura 65 – Imagens de MEV obtidas com detector de elétrons secundários da amostra 3R22 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1000mm/s. (a) poças de fusão com aumento de 200x. (b) poça de fusão com aumento de 2500x. (c) contorno das poças de fusão com aumento de 5000x. (d) morfologia de solidificação com aumento de 10000x. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 66 e 67 observa-se a microestrutura obtida da amostra fabricada com a mesma potência da anterior, mas com velocidade de varredura

do laser de 1300 mm/s. Na figura 66(a) é apresentado uma imagem das poças de fusão com 2000x de aumento. Na Figura 66 (b-c) são destacadas imagens ampliadas de regiões nos contornos da poça de fusão onde é bem nítida a ocorrência de crescimento epitaxial.

Diferentemente da solidificação tradicional em moldes e coquilhas, no processo FLP, a cada camada ocorre refusão de uma parte do sólido, que atua como um substrato para ali iniciar a solidificação da poça de metal líquido [44]. O novo sólido se forma seguindo a mesma orientação cristalina do sólido subjacente, ainda que a direção de crescimento possa mudar. Deste modo, a solidificação não exige nucleação, ocorrendo por crescimento epitaxial [25, 32, 33]. Acrescenta-se que o crescimento epitaxial se dá na direção $\langle 100 \rangle$ angularmente mais próxima à direção de extração de calor, ou seja, quando a extração de calor é preferencialmente para baixo, células com $\langle 100 \rangle$ na vertical tendem a crescer mais depressa, interrompendo o crescimento de células com outras direções. Esse comportamento foi observado em outros materiais fabricados pelo mesmo processo na literatura [44–46]. Na Figura 42, apresentada anteriormente, adaptado de Nagase et al. [42] é notório o mecanismo de crescimento epitaxial nas poças de fusão de uma liga Ti-Cr. Ishimoto et al. [44], também apresentaram resultados semelhantes em uma liga Ti-Mo que pode ser observado na Figura 46.

Figura 66 – Imagens de MEV obtidas com detector de elétrons secundários da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1300mm/s. (a) poça de fusão com aumento de 2000x. (b) contorno da poça de fusão com aumento de 5000x. (c) contorno da poça de fusão com aumento de 5000x. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 67 (a-b) é mostrado o interior de um poro com aumentos de 2500x e 5000x. Nota-se que a porosidade é formada no interior de uma poça de fusão profunda e pode ser atribuída ao modo de deposição *keyhole* [52].

Figura 67 – Imagens de MEV obtidas com detector de elétrons secundários da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1300mm/s. (a) porosidade com aumento de 2500x. (b) porosidade com aumento de 5000x. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 68 são apresentadas as imagens da microestrutura da amostra fabricada com potência de laser de 200W e com velocidade de varredura de 1400 mm/s obtidas por detector de elétrons secundário do MEV, com aumentos de 1000x a 10000x. Na Figura 68(a) observa-se as poças de fusão com aumento de 1000x. Na Figuras 68(b) destaca-se uma partícula parcialmente fundida com aumento de 5000x. Na Figura 68(c) é apresentado a morfologia de solidificação da região da partícula que solidificou enquanto se dissolia. Nota-se que na região de transição ocorre a formação de dendritas.

Figura 68 – Imagens de MEV obtidas com detector de elétrons secundários da amostra 3R12 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) poças de fusão com aumento 1000x. (b) partícula não fundida com aumento de 5000x. (c) morfologia de solidificação dendrítica em partícula não fundida com aumento de 10000x. Fonte: O autor, 2021

Guzmán-Hernández [47] observou, por MEV, o topo das mesmas amostras de Nb-47Ti. Na Figura 69 são mostradas imagens do da superfície do plano X-Y, apresentando a morfologia dos cordões das quatro amostras com os parâmetros de fabricação mais extremos do grupo, sendo elas 19AP (maior potência e menor velocidade de varredura do laser), 24AP (maiores potência e velocidade de varredura do laser), 1AP (menores potência e velocidade de varredura do laser) e 6AP (menor potência e maior velocidade de varredura do laser). Como pode ser constatado, em todas as condições de fabricação não houve cordões contínuos, ao invés disso pode se observar cordões instáveis, fracionados em unidades com formato semicilíndrico. Nota-se também que à medida que a densidade volumétrica de energia é reduzida os cordões

apresentam-se mais fracionados. Um fenômeno denominado na literatura como efeito *balling* [24].

Para Gusarov et al. [53] o efeito *balling* é explicado no processo FLP devido à instabilidade capilar de Plateau-Rayleigh, fenômeno no qual um fluido em queda se fraciona em várias unidades com o objetivo de reduzir a energia superficial. Esse fenômeno depende de variáveis do material como a tensão superficial, viscosidade e densidade. Esse efeito pode ser estabilizado no processo FLP reduzindo-se a velocidade de varredura, e aumentando-se a área de contato entre o líquido e o substrato [53].

Figura 69 - Imagem do topo das amostras de Nb-47Ti fabricado por FLP a laser. Fonte: Adaptado de [47]

5.2 Análise da textura obtida no processo

5.2.1 Textura vista por mapa de orientação

A literatura nem sempre é clara com relação à direção de referência utilizada. Uma solução comumente usada é considerar que a direção de referência é a normal ao plano observado, como mostra a Figura 70. Sun et al. [54], por exemplo, descrevem o procedimento experimental de medida de textura pelas frases abaixo:

“[...] Fig. 2(a–i) shows the crystal orientation maps analyzed by SEM-EBSD on the yz-, xz-, and xy-planes of three samples built by the scanning strategies of X-scan, XY-scan and Rot-scan, respectively.” [54].

Essas frases não explicitam as direções de referência utilizadas. Dizem qual o plano de corte, mas não a direção de referência. Como as texturas são fortes e simples, é possível concluir que a direção de referência foi sempre a normal ao plano analisado.

Figura 70 – Figuras de polo e mapa de orientação da Ni-25Mo. Fonte: Adaptado de [54]

No caso dos resultados do presente trabalho, a direção de referência sempre foi a direção DC, convencionalmente considerada direção z, analisada no plano xz.

Com o objetivo de comparar as orientações dos grãos, nas Figuras 71 a 79 são apresentados os mapas de orientação obtidos por EBSD localmente de uma área de $1400 \mu\text{m}^2$, indicando as distribuições de orientação dos cristais com referência à direção de construção. Além disso, ao lado dos mapas de orientação são apresentadas as imagens obtidas por microscopia ótica com a mesma escala, no entanto em regiões diferentes.

Na Figura 71(a) é possível observar o mapa de orientações da amostra fabricada com potência de laser de 150 W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Nota-se uma grande fração de grãos alongados finos sem orientação preferencial, contudo, não é possível identificar o contorno das poças de fusão.

Na Figura 71(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Nesta condição, ocorreu a fabricação da peça com menor potência e velocidade de varredura do laser de modo que, pode ser notada a formação de pequenas áreas de porosidade por falta de fusão. É possível notar, na Figura 71(b), a existência de grãos alongados verticais atravessando bordas de poças. A Figura 71(a) também identifica grãos alongados verticais. Não foi identificado, entretanto, nenhuma preferência por grãos com $\langle 100 \rangle // DC$, diferentemente do mostrado em algumas referências [42–44].

Figura 71 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R01 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 150W e velocidade de varredura de 900mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica das direções paralelas a DC. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 72(a) é possível observar o mapa de orientações da amostra fabricada com potência de laser de 150 W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Nota-se uma grande fração de grãos alongados finos sem orientação preferencial, muito semelhante ao mapa de orientações da amostra 3R01 (Figura 71). Na Figura 72(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Com o aumento da velocidade de varredura, pode-

se observar maior fração de porosidade por falta de fusão que na amostra 3R01 (menor velocidade de varredura).

Como foi destacado anteriormente a porosidade por falta de fusão ocorre predominantemente nos contornos das poças de fusão. Desta forma, para a amostra 3R02, nas regiões que ocorreu falta de fusão, pode-se identificar os contornos da poça de fusão no mapa de orientações.

Figura 72 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R02 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 150W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica das direções paralelas a DC. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 73(a) é possível observar o mapa de orientações paralelas a DC na amostra fabricada com potência de laser de 200 W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Nesta condição, pode-se destacar grãos alongados mais largos que nas amostras fabricadas com potência inferior (3R01 e 3R02). Ademais, pode-se observar maior fração de área dos grãos com direção $\langle 100 \rangle$ paralela à DC.

Na Figura 73(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Com o aumento da potência de

fabricação, pode-se observar que não há presença de porosidade por falta de fusão, entretanto, nota-se a presença de porosidade por evaporação em algumas regiões.

Figura 73 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R07 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 900mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 74(a) é possível observar o mapa de orientações da amostra fabricada com potência de laser de 200 W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Nesta condição, pode-se observar a formação de grãos alongados e menor fração de grãos com direção $\langle 100 \rangle$ paralela à DC que na amostra fabricada com mesma potência e menor velocidade.

Na Figura 74(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Com o aumento da velocidade de varredura, pode-se observar maior fração de porosidade por falta de fusão.

Figura 74 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R08 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 75(a) é possível observar o mapa de orientações da amostra fabricada com potência de laser de 200 W e velocidade de varredura de 1300 mm/s. Nesta condição, pode-se observar grãos alongados menores que nas amostras fabricadas com mesma potência e menor velocidade (3R07 e 3R08), contudo, bem maiores que nas amostras fabricadas com potência inferior (3R01 e 3R02). Além disso, não foi possível identificar orientações preferenciais, contrariamente nota-se menor fração de grãos com direção $\langle 100 \rangle$ paralela DC que nas amostras anteriormente observadas.

Na Figura 75(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Com o aumento da velocidade de varredura, pode-se observar maior fração de porosidade por falta de fusão.

Figura 75 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R12 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 200W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 76(a) é possível observar o mapa de orientações da amostra fabricada com a maior densidade de energia, potência de laser de 300 W e velocidade de varredura de 1000 mm/s. Nesta condição pode-se observar grãos alongados maiores que nas amostras fabricadas com valores de potência inferiores. Além disso, os grãos apresentam formato mais arredondado. Ressalta-se uma maior fração de grãos com direção $\langle 100 \rangle$ paralela DC que nas amostras anteriormente observadas.

Com o aumento da potência torna-se mais evidente o comportamento da epitaxialidade no crescimento dos grãos. Na mesma figura, é perceptível a presença de grãos com comprimento maior que 200 μm . Muito superior aos valores de profundidade de poças de fusão observados por Guzmán-Hernández [47].

Na Figura 76(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Nota-se poças de fusão maiores em

largura e profundidade, tal que não é possível observar os passes das camadas rotacionadas em 90°. Além disso, não foi identificada nenhuma região com porosidade por falta de fusão.

Figura 76 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R22 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1000mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 77(a) é possível observar o mapa de orientações da amostra fabricada com potência de laser de 300 W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Nesta condição, pode-se observar grãos alongados maiores que nas amostras fabricadas com valores de potência inferiores, muito semelhante a amostra 3R22 (Figura 76(a)). Ressalta-se uma maior fração de grãos com direção $\langle 100 \rangle$ paralela DC que na amostra de mesma potência, mas velocidade de varredura inferior (3R22). Também é possível observar o comportamento epitaxial de crescimento dos grãos, assim como observado na amostra 3R22.

Na Figura 77(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Nota-se poças de fusão maiores em

largura e profundidade, de modo que não é possível observar os passes das camadas rotacionadas em 90°, como destacado na amostra 3R22.

Figura 77 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R20 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1100mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 78(a) é possível observar o mapa de orientações da amostra fabricada potência de laser de 300 W e velocidade de varredura de 1300 mm/s. Nota-se grãos menores que nas amostras fabricadas com a mesma potência, mas velocidades de varredura inferiores (3R22 e 3R20). Ressalta-se uma maior fração de grãos com direção $\langle 100 \rangle$ paralela DC que em todas as amostras anteriormente observadas.

Na Figura 78(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Nota-se poças de fusão maiores em largura e profundidade, tal que não é possível observar os passes das camadas rotacionadas em 90°, como observado nas amostras fabricadas com mesma potência mas velocidades de varredura inferiores.

Figura 78 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1300mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 79(a) é possível observar o mapa de orientações da amostra fabricada potência de laser de 300 W e velocidade de varredura de 1400 mm/s, maiores valores de potência e velocidade de varredura observados nesse estudo. Nota-se grãos menores que nas amostras fabricadas com a mesma potência, mas com velocidades de varredura inferiores (3R22 e 3R20). Ressalta-se uma maior fração de grãos com direção $\langle 100 \rangle$ paralela DC que em todas as amostras anteriormente observadas. E um comportamento epitaxial de crescimento dos grãos bem mais evidente que nas amostras anteriormente observadas.

Na Figura 79(b) pode-se observar a microestrutura obtida de região próxima e com ampliação equivalente. Nota-se uma menor periodicidade de defeitos de processo observados na microestrutura, e poças de fusão menores em profundidade e comprimento que nas amostras fabricadas com mesma potência, mas com velocidades de varredura inferiores. Contudo, maiores em

profundidade e comprimento que nas amostras fabricadas com valores de potência inferiores.

Figura 79 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por detector EBSD do MEV e imagem de microscopia ótica da amostra 3R24 da liga Nb-47Ti produzida por FLP com potência do laser de 300W e velocidade de varredura de 1400mm/s. (a) mapa de orientação cristalográfica. (b) imagem de microscopia ótica de mesma ampliação em região distinta. (c) eixo de referência e mapa de cores. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 80 é mostrado uma representação gráfica dos mapas de orientação cristalográfica das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP, observados anteriormente, ordenados por potência e velocidade de varredura do laser durante a fabricação. É importante destacar que como foi observado, o aumento da potência e velocidade de varredura na fabricação, mostrou correlação com a formação de grãos com direção $\langle 100 \rangle$ orientados paralelos a direção de construção. Uma hipótese que pode explicar esse comportamento é que quanto maior o raio de curvatura no fundo da poça, maior a fração de grãos com orientação $\langle 100 \rangle // DC$, e quanto mais profunda a poça, maior a retirada de calor pelas laterais, favorecendo o crescimento em direções não paralelas à DC. De acordo com Kou [25] o formato da poça de fusão é interrelacionado com a densidade de energia fornecida, e Davies e Garland [32] mostram que o crescimento epitaxial ocorre comumente normal a superfície dos contornos das

poças de fusão, na direção $\langle 100 \rangle$ angularmente mais próxima à direção de extração de calor, o que pode explicar maior fração de grãos com direção $\langle 100 \rangle // DC$, na condição de maior potência e velocidade de varredura do laser. A Figura 35, apresentada anteriormente, adaptada de Popovich et al. [37] apresenta esse comportamento em uma liga Inconel 718 ao aumentar a potência de 250 W para 950 W, e na Figura 37, adaptada de Montero-Sitiaga et al. [38], os autores apresentaram comportamento semelhante na fabricação da liga Hastalloy X (Ni-Cr-Fe-Mo) ao aumentar a potência de 400 W para 1000 W. O mesmo pode ser observado com o aumento da velocidade de varredura. Na Figura 42 adaptada de Nagase [42], pode-se observar maior fração de grãos com orientação $\langle 100 \rangle // DC$ ao aumentar-se a velocidade de 800 para 1200 mm/s numa liga Ti-Cr.

Figura 80 – mapas de orientação das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP obtido por detector EBSD do MEV. Fonte: O autor, 2021

Apesar de uma forte textura $\langle 100 \rangle // DC$ ter sido observada, a estratégia de varredura pode ter afetado as orientações preferenciais de crescimento próximo às bordas das ilhas. A evidência desse cenário é apresentada na Figura 81. Destaca-se uma variação na textura cristalográfica em duas regiões distintas de uma ilha da estratégia de varredura.

Na figura 81(c) uma imagem de elétrons secundários de duas regiões distintas da amostra 3R20 é mostrada, separadas por uma linha branca tracejada. Do lado direito observa-se uma região de poças de fusão rasas, originadas pelo movimento do laser na direção normal ao plano. Do lado esquerdo nota-se poças de fusão profundas, que por sua vez, são originadas pelo retorno do laser na direção horizontal. Os mapas de orientações das regiões das poças de fusão rasas e de retorno são apresentados respectivamente nas figuras 81(a) e (b). Ademais são destacadas representações geométricas do formato das poças de fusão rasas em linha brancas tracejadas e das poças horizontais, pretas pontilhadas. As setas pretas indicam regiões de porosidade por keyhole.

Como pode ser observado na Figura 81(a), na região de poças de fusão rasas, os grãos são orientados com a direção $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de construção. Enquanto na Fig. 81(b), na região das poças de fusão de retorno, observa-se uma maior fração de grãos com a direção $\langle 111 \rangle$ paralela à DC. Essa característica é associada a geometria da poça de fusão. Poças de fusão profundas além de causarem porosidade por keyhole [27, 50] também mudam as direções de extração de calor, que por sua vez, afetam a continuidade do crescimento cristalino que é vital para estabilidade da textura [27, 44, 51].

Figura 81 – Imagem de elétrons secundários e mapas de orientação mostrando direções paralelas a direção de construção para duas diferentes regiões de poças de fusão. (a) Mapa de

orientação da região das poças de fusão rasas (b) mapas de orientação da região das poças de fusão de retorno (c) imagem de elétrons secundários mostrando duas diferentes regiões de poças de fusão separadas por uma linha tracejada. As setas pretas indicam porosidade por *keyhole*. Fonte: O autor, 2021

5.2.2 Análise da textura por figura de polo

Com o objetivo de analisar a intensidade máxima de planos na superfície XZ, que são paralelos a DC, nas Figura 82 a 84 são apresentadas as figuras de polo (100), (110) e (111) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP.

Na Figura 82 são mostradas as figuras de polo das amostras fabricadas com potência de laser de 150 W e separadas por velocidade de varredura de 900 e 1100 mm/s. Constata-se uma fraca orientação de planos (100) paralelos a DC com intensidades máximas respectivamente de 2,5 e 2,2 vezes o aleatório.

Figura 82 – Figuras de polo (100) (110) e (111) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP obtidas por detector EBSD do MEV com potência de laser de 150W. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 83 são mostradas as figuras de polo das amostras fabricadas com potência de laser de 200 W e separadas por velocidade de varredura de 900 a 1400 mm/s. Pode-se notar uma maior orientação de planos (100) paralelos a DC que nas amostras fabricadas com potência de 150 W. Destaca-se uma

correlação negativa do aumento da velocidade de varredura na fabricação com as intensidades máxima observada nas FP (100). De tal modo que, para a amostra fabricada com menor velocidade de varredura (3R07) pode-se ressaltar intensidade máxima acima de 5 vezes o aleatório.

Amostras fabricadas com potência de laser de 200W

Figura 83 – Figuras de polo (100) (110) e (111) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP obtidas por detector EBSD do MEV com potência de laser de 200W. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 84 são mostradas as figuras de polo das amostras fabricadas com potência de laser de 300 W e separadas por velocidade de varredura de 1000 a 1400 mm/s. Pode-se notar uma maior orientação de planos (100) paralelos a DC que nas amostras fabricadas com potência de 150 W e 200 W. É importante salientar que não foi observado um padrão de orientação de polos (100) próximo de DC, apresentando menor desvio com o aumento da velocidade de varredura. Contudo, não foi observado correlação com os valores de intensidade máxima

de orientação. A maior intensidade máxima de orientação observada foi na amostra fabricada com velocidade de varredura de 1400 mm/s. Pode-se observar também um padrão formação de polos na FP (100) localizado entre 20 e 30° da DC.

Figura 84 – Figuras de polo (100) (110) e (111) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP obtidas por detector EBSD do MEV com potência de laser de 300W. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 85 é mostrado um mapa com as intensidades máximas das FP (100) organizadas por potência do laser e velocidade de varredura. Destaca-se

correlação positiva da intensidade de orientação com o aumento da potência e velocidade de varredura do laser. Ao comparar-se as intensidades máximas obtidas nas amostras 3R24 (maiores potência e velocidade de varredura do laser) e 3R01 (menores potência e velocidade de varredura do laser), pode-se observar uma diferença de 217%.

Quando se compara o efeito do aumento velocidade de varredura apenas no conjunto de amostras fabricadas com potência de 300 W, o aumento da velocidade de 1000 mm/s para 1400 mm/s proporciona uma diferença de 30% nas intensidades máximas das FP (100).

Na literatura, Jadhav et al. [35] apresentou resultados semelhantes no cobre puro ao aumentar a potência do laser de 600 W para 800 W no processo FLP. Na Figura 33, adaptada dos autores, observa-se um aumento da intensidade das FP (100) de 6,3 para 26 vezes o aleatório. O mesmo comportamento foi observado em outras ligas de estrutura CCC da literatura [36–38]. Kreitchberg et al. [40] também relataram o mesmo comportamento ao aumentar a velocidade varredura na fabricação da liga Ti–18Zr–14Nb pelo mesmo processo. Da mesma forma, foi observado em outras ligas CCC na literatura [37, 38].

Figura 85 – Mapa de intensidades máximas das figuras de polo (100) das amostras da liga Nb-47Ti fabricada por FLP. Fonte: O autor, 2021

5.2.3 Análise da textura por função distribuição de orientação

Com o objetivo de analisar com maior clareza a distribuição de orientação de direções e planos cristalográficos paralelos a DC e obter uma representação tridimensional da textura cristalográfica, são apresentadas as funções de distribuição de orientação (ODF) das amostras de Nb-47Ti fabricadas por fusão em leito de pó. As Figuras 86 a 94 mostram representações das orientações em cortes do espaço de Euler. As ODFs são apresentadas considerando os ângulos ϕ de 0° à 90° , φ_1 de 0° a 180° e sete seções de φ_2 de 0° à 90° , com intervalo de 15° . Salienta-se que se considerou φ_1 de 0 a 180° porque não se observou nesses corpos de prova a existência de simetria entre 0° a 90° e 90° a 180° , que costumar ocorrer em chapas laminadas.

Para melhor interpretação dos resultados as representações em ângulos de orientação no espaço de Euler foram convertidos em índices de Miller utilizando as equações 3 a 8 [55]:

$$h = n \sin \phi \sin \varphi_2 \quad (3)$$

$$k = n \sin \phi \cos \varphi_2 \quad (4)$$

$$l = n \cos \phi \quad (5)$$

$$u = n' (\cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi) \quad (6)$$

$$v = n' (-\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi) \quad (7)$$

$$w = n' \sin \varphi_1 \sin \phi \quad (8)$$

Onde h , k e l representam os planos cristalográficos e u , v e w , representam as direções cristalográficas.

Na Figura 86 é possível observar cortes no espaço de Euler da amostra fabricada com potência de laser de 150 W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Na ODF apresentada foi possível identificar na seção $\varphi_2 = 0^\circ$, uma fraca orientação (0 -6 1) [-19 20 6] com intensidade máxima de 5,45 vezes o aleatório.

Figura 86 – Seções equidistantes de 15° de ϕ_2 da ODF da amostra 3R01 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 150W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 87 é possível observar a ODF da amostra fabricada com potência de laser de 150 W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Assim como na ODF da amostra anterior, não foi possível identificar uma forte orientação preferencial, nota-se uma fraca orientação na seção $\phi_2 = 15^\circ$ (-5 6 1) [15 -15 6] com intensidade máxima de 5,1 vezes o aleatório.

Figura 87 – ODF com seções de φ_2 de 0° à 90° da amostra 3R02 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 150W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 88 é possível observar a ODF da amostra fabricada com potência de laser de 200 W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Nota-se uma componente de textura (2 1 9) [-7 -13 3] entre as seções de φ_2 de 15° a 75° , com intensidade máxima de 19 vezes o aleatório (na seção $\varphi_2=60^\circ$).

Figura 88 – ODF com seções de ϕ_2 de 0° à 90° da amostra 3R07 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 200W e velocidade de varredura de 900 mm/s. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 89 é possível observar a ODF da amostra fabricada com potência de laser de 200 W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Nota-se uma componente de textura $(3\ 5\ 1)\ [-2\ -1\ 11]$ entre as seções de ϕ_2 de 15° a 45° , com intensidade máxima de 13,5 vezes o aleatório (na seção $\phi_2=30^\circ$).

Figura 89 – ODF com seções de ϕ_2 de 0° à 90° da amostra 3R08 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 200W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 90 é possível observar a ODF da amostra fabricada com potência de laser de 200 W e velocidade de varredura de 1400 mm/s. Assim como nas ODF das Figuras 86 e 87, não foi possível identificar fortes orientações preferenciais, nota-se na seção $\phi_2 = 0^\circ$ uma fraca orientação (0 -6 1) [46 -43 19] com intensidade máxima de 7,3 vezes o aleatório.

Figura 90 – ODF com seções de ϕ_2 de 0° à 90° da amostra 3R12 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 200W e velocidade de varredura de 1400 mm/s. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 91 é possível observar a ODF da amostra fabricada com potência de laser de 300 W e velocidade de varredura de 1000 mm/s. Nota-se uma componente de textura (7 13 1) [16 -9 5] entre as seções de ϕ_2 de 0 a 15° , com intensidade máxima de 13,5 vezes o aleatório (na seção $\phi_2=0^\circ$).

Figura 91 – ODF com seções de ϕ_2 de 0° à 90° da amostra 3R22 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 300W e velocidade de varredura de 1000 mm/s. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 92 é possível observar a ODF da amostra fabricada com potência de laser de 300 W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Nota-se uma componente de textura (1 4 4) [-12 -14 14] entre as seções de ϕ_2 de 0 a 30° , com intensidade máxima de 20,3 vezes o aleatório (na seção $\phi_2=30^\circ$).

Figura 92 – ODF com seções de ϕ_2 de 0° à 90° da amostra 3R20 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 300W e velocidade de varredura de 1100 mm/s. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 93 é possível observar a ODF da amostra fabricada com potência de laser de 300 W e velocidade de varredura de 1300 mm/s. Nota-se uma componente de textura $(0\ 3\ 1)\ [1\ -4\ 12]$ destacada nas seções de $\phi_2 = 0^\circ$ e ϕ_2 de 75° a 90° , com intensidade máxima de 21,2 vezes o aleatório (na seção $\phi_2 = 75^\circ$).

Figura 93 – ODF com seções de ϕ_2 de 0° à 90° da amostra 3R21 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 300W e velocidade de varredura de 1300 mm/s. Fonte: O autor, 2021

Na Figura 94 é possível observar a ODF da amostra fabricada com potência de laser de 300 W e velocidade de varredura de 1400 mm/s. Nota-se uma componente de textura (7 4 3) [-7 -5 23] destacada nas seções ϕ_2 de 60° a 75° com intensidade máxima de 30,9 vezes o aleatório. Salienta-se que o aumento da potência e velocidade, respectivamente, até 300 W e 1400 mm/s promoveu maior intensidade de textura no conjunto de amostras analisadas, confirmando os resultados apresentados anteriormente nos mapas de orientação (Figura 80) e figuras de polo (Figura 85).

Figura 94 – ODF com seções de ϕ_2 de 0° à 90° da amostra 3R24 da liga Nb-47Ti fabricada por FLP com potência de laser de 300W e velocidade de varredura de 1400 mm/s. Fonte: O autor, 2021

A partir dos valores de direção $[u \ v \ w]$ das orientações de maior intensidade, determinou-se os ângulos em relação a direção $\langle 100 \rangle$ mais próxima. Para tanto, utilizou-se a equação 9 [56]:

$$\cos \theta = \frac{u_1 u + v_1 v + w_1 w}{(u_1^2 + v_1^2 + w_1^2)^{\frac{1}{2}} (u^2 + v^2 + w^2)^{\frac{1}{2}}} \quad (9)$$

A Tabela 9 mostra o ângulo entre a direção do ponto de mais alta intensidade em relação as direções $\langle 100 \rangle$. Para estas direções a Tabela 9 mostra também a intensidade máxima obtida. Nota-se que a amostra 3R08 apresentou o menor ângulo em relação as direções $\langle 100 \rangle$. Contudo apresentou uma baixa intensidade. Em contrapartida a amostra 3R24, apresentou a maior intensidade de orientações no conjunto de amostras, mas o terceiro menor ângulo. A amostra 3R21 alcançou a melhor combinação. Exibiu uma componente de textura com o segundo menor ângulo e segunda maior intensidade máxima, comparada as outras amostras.

É importante mencionar que foi observado uma diferença de 18° em duas regiões da mesma amostra. Como foi destacado anteriormente na Figura 81, a amostra 3R20 apresentou variação da textura em regiões diferentes da mesma ilha. A Tabela 9 mostra que na região das poças de fusão rasas observou-se um ângulo de 35° , enquanto na região das poças de fusão de retorno o ângulo foi de 53° , o maior ângulo observado no conjunto de amostras.

Tabela 9 – Determinação dos ângulos entre as orientações de maior intensidade em relação às direções $\langle 100 \rangle$. Fonte: O autor, 2021

Amostra	Direção mais intensa da ODF	Intensidade (nº de vezes o aleatório)	Menor ângulo entre direções $\langle 100 \rangle$
3R01	$[\bar{1}9\ 20\ 6]$	5	45°
3R02	$[15\ \bar{1}5\ 6]$	5	47°
3R07	$[\bar{7}\ \bar{1}3\ 3]$	19	30°
3R08	$[\bar{2}\ \bar{1}\ 11]$	13	11°
3R12	$[46\ \bar{4}3\ 19]$	7	46°
3R22	$[16\ \bar{9}\ 5]$	13	33°
3R20	$[19\ \bar{1}2\ 5]$	14	35°
3R20 (região das poças de fusão de retorno)	$[\bar{1}2\ \bar{1}4\ 14]$	20	53°
3R21	$[1\ \bar{4}\ 12]$	21	19°
3R24	$[\bar{7}\ \bar{5}\ 23]$	30	20°

5.2.4 Determinação do módulo de Young

A dependência direcional do módulo de elasticidade dos materiais policristalinos pode ser estimada a partir do módulo de um monocristal. O módulo de Young de um material policristalino pode ser obtido pela média da elasticidade de um conjunto de grãos [20]. Na literatura existem três principais modelos teóricos propostos para estimar as propriedades elásticas em agregados policristalinos a partir de coeficientes de rigidez:

a) O modelo de Voigt [57]. Em que assume um estado de deformação local idêntico em todos os cristais.

b) O modelo de Reuss [58]. Em que assume uma tensão local uniforme portanto, a tensão em cada grão é considerada uma média da tensão de todos os grãos.

c) O modelo de Hill [59]. Em 1952, Hill mostrou que os modelos de Voigt e Reuss aproximam-se a respectivamente aos limites superiores e inferiores do módulo de Young. O método de Hill também conhecido como método Voigt-Reuss-Hill (VRH), emprega uma média aritmética dos limites superior (Voigt) e inferior (Reuss).

Uma aproximação do módulo de elasticidade para uma direção específica E_{uvw} podem ser calculada pela seguinte relação [20]:

$$\frac{1}{E_{uvw}} = S_{11} - 2 \left(S_{11} - S_{12} - \frac{1}{2} S_{44} \right) \ell[uvw] \quad (10)$$

Onde:

$$\ell[uvw] = \cos^2(\theta_1^{uvw})\cos^2(\theta_2^{uvw}) + \cos^2(\theta_2^{uvw})\cos^2(\theta_3^{uvw}) + \cos^2(\theta_3^{uvw})\cos^2(\theta_1^{uvw}) \quad (11)$$

S_{11} , S_{12} e S_{44} são coeficientes de flexibilidade calculadas a partir de coeficientes de rigidez medidos por ultrassom pulso eco em direções específicas de um determinado material. O máximo valor do módulo de Young de um cristal CCC β de TiNb é obtido ao longo da direção $\langle 111 \rangle$ e o mínimo valor ao longo da direção $\langle 100 \rangle$ [20]. Contudo, o módulo de elasticidade não é afetado apenas pelas orientações cristalográficas como também os contornos e as restrições de deformação causadas pelos grãos adjacentes [60]. Em um estudo realizado por Kamaya [60], foi revelado que a orientação dos cristais afetam o módulo de Young de um material policristalino quando o número de grãos é grande o suficiente e possuem um tamanho médio aproximado.

Neste trabalho foram consideradas coeficientes de rigidez da literatura para um cristal β de TiNb com teor de 53%Nb em peso, obtidas por Gutiérrez-Santiago et al. [61]. Utilizou-se o método VRH para determinar os valores de E a partir das orientações obtidas dos pontos medidos por EBSD. A Tabela 10 apresenta os valores dos coeficientes de rigidez. A Figura 95 apresenta um

exemplo dos dados de orientações ponto-a-ponto obtidos a partir das análises de EBSD.

Tabela 10 – Coeficientes de rigidez de um monocristal β de NbTi. Fonte: Adaptado de [61]

Material	C ₁₁	C ₁₂	C ₄₄	S ₁₁	S ₁₂	S ₄₄
Ti-53% Nb em peso [61]	157,056	113,175	35,124	0,0161	-0,0067	0,0285

# Cabeçalho: Projeto1::Scan663: 5/9/2020						
#						
# Coluna 1-3: phi1, PHI, phi2 (Orientação dos pontos em radianos)						
# Coluna 4-5: x, y (Coordenadas dos pontos em microns)						
# Coluna 6: IQ (Qualidade da imagem)						
# Coluna 7: CI (Índice de confiança)						
2.29574	2.27146	1.89445	2.50000	0.00000	22829.5	0.200
1.80080	0.77272	1.93659	5.00000	0.00000	24080.4	0.314
0.49877	1.81245	5.54269	7.50000	0.00000	27538.4	0.171
2.25682	2.28338	1.85268	10.00000	0.00000	23780.6	0.343
2.28586	2.26350	1.85578	12.50000	0.00000	26174.7	0.200
1.88869	2.01198	1.43087	20.00000	0.00000	20963.2	0.229

Figura 95 – Dados de orientação cristalográfica ponto-a-ponto obtido a partir das análises de EBSD.

A Tabela 11 e a Figura 96 apresentam a média aritmética do módulo de Young e os limites superiores e inferiores em função da potência e velocidade de varredura do laser. Nota-se uma redução de 8% da média do módulo de Young com o aumento da potência e velocidade de varredura. Além disso, no conjunto de amostras de 300 W, pode-se observar que o aumento da potência resultou numa redução de 5% da média de E.

A amostra 3R24 apresentou o menor valor de E. Contudo, na Tabela 11 nota-se uma diferença de 15% da média de E da amostra 3R24 em comparação com os valores calculados para um monocristal β (TiNb) na direção $\langle 100 \rangle$. Isso mostra uma clara relação do aumento da potência e velocidade de varredura com a redução do módulo de Young.

A comparar-se os valores calculados da liga Nb47Ti fabricada por FLP com os dos biomateriais metálicos convencionais citados anteriormente na Figura 3, pode-se destacar valores 19% inferiores comparado ao módulo elástico do titânio puro [7], e 27% inferiores em relação a liga Ti-6Al-4V [7]. O que mostra que a liga Nb47Ti tem potencial aplicação na redução do efeito *stress shielding*.

Contudo, testes experimentais devem ser realizados para validação dos resultados.

Tabela 11 – Determinação do módulo de elasticidade da liga Nb47Ti fabricada por FLP. Fonte: O autor, 2021

Descrição	Potência (W)	Velocidade de varredura (mm/s)	Densidade de energia (J / mm ³)	Média E (GPa) [61]
$\beta(\text{TiNb}) <100>$	-	-	-	62
3R01	150	900	53	79 ± 0,62
3R02	150	1100	43	78 ± 0,53
3R07	200	900	71	77 ± 0,42
3R08	200	1100	58	77 ± 0,54
3R12	200	1400	45	79 ± 0,53
3R20	300	1100	87	74 ± 0,60
3R20 (região das poças de fusão de retorno)	300	1100	87	80 ± 0,67
3R21	300	1300	73	73 ± 0,36
3R22	300	1000	95	76 ± 0,50
3R24	300	1400	69	72 ± 0,44

Figura 96 - Módulo de elasticidade e medições das poças de fusão da liga Nb47Ti fabricada por FLP em função da potência e velocidade de varredura. Fonte: O autor, 2021

A medição EBSD na região das poças de fusão retorno, realizada na amostra 20, mostrou um comportando inesperado. Nessa região, a média do

módulo de Young foi de $80 \pm 0,6$ GPa, 8% maior que o encontrado na região das poças rasas (74 GPa). Esse comportamento pode ter ocorrido devido a presença das poças de fusão profundas formadas nas regiões de retorno do laser, ocasionadas pela estratégia de varredura utilizada, conforme foi discutido anteriormente na Figura 81.

Destaca-se que a presença de poças de fusão profundas causou distorções nos resultados de textura das amostras. Como consequência, pode-se supor que os resultados de textura apresentados nesse trabalho podem ser otimizados caso não seja adotado os procedimentos de deposição em ilhas característico da estratégia de varredura utilizada. Contudo, a aplicação dessa estratégia de varredura pode favorecer a redução de tensões residuais [27, 62]. Portanto é necessário levar em consideração a adoção, ou não, das ilhas de deposição considerando a importância relativa da presença de textura e de tensões residual no produto final.

6. CONCLUSÕES

O objetivo inicial deste estudo foi a verificação do efeito da potência e velocidade de varredura do laser no processo de manufatura aditiva por fusão em leito de pó à laser, na microestrutura e textura cristalográfica da liga metálica Nb-47Ti. Com base nos resultados obtidos pode-se concluir que:

1. A microestrutura da liga Nb-47Ti apresentou uma morfologia de solidificação celular dendrítica formada por crescimento epitaxial e orientada próximo a direção normal às bordas das poças de fusão.
2. O aumento dos parâmetros de potência e velocidade de varredura do laser até respectivamente 300 W e 1300 mm/s indicaram uma correlação positiva com o aumento da intensidade de orientações $\langle 100 \rangle$ paralelo a direção de construção.
3. A estratégia de varredura do tipo tabuleiro de xadrez, com parâmetro de mudança de 1 mm por camada, dificultou o crescimento epitaxial paralelo a direção de construção e implicou em descontinuidades recorrentes na microestrutura por formação de poças profundas do tipo *keyhole*.
4. A fabricação da liga com potência de laser inferior a 300 W resultou na formação de defeitos de porosidade e de fusão incompleta de partículas.
5. Embora não tenha sido alcançada uma intensidade alta de orientação $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de construção, os resultados obtidos foram suficientes para supor as condições de processo favoráveis à maximização da textura cristalográfica.
6. Apesar de não ter sido alcançada a textura ideal, os valores estimados do módulo de elasticidade mostraram-se mais próximos do osso cortical que os dos biomateriais metálicos convencionais indicando que a liga Nb47Ti apresenta potencial redução do efeito *stress shielding*.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Compreender o comportamento da textura cristalográfica utilizando uma janela de processamento com maior potência e velocidade de varredura do laser.
- Avaliar o efeito dos parâmetros de processo de fusão em leito de pó a laser na microestrutura e textura cristalográfica utilizando diferentes estratégias de varredura.
- Estudar o comportamento do módulo Young através de ensaios de tração, compressão e/ou ultrassom.
- Determinar os coeficientes de rigidez da liga Nb47Ti por testes de ultrassom pulso eco.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. HART, R. T.; DAVY, D. T.; HEIPLE, K. G. Mathematical modeling and numerical solutions for functionally dependent bone remodeling. **Calcified Tissue International**, v. 36, n. 1 Supplement, p. 104–109, 1984.
2. PARK, J. B.; BRONZINO, J. D. **Biomaterials: Principles and Applications**. Boca Raton, FL: CRC, 2003.
3. INSTITUTO BRASILEIRO DE GEOGRAFIA E ESTATÍSTICA. **Projeção da População**. Disponível em: <<https://www.ibge.gov.br/>>.
4. SENNA, E. R. et al. Prevalence of rheumatic diseases in Brazil: a study using the COPCORD approach. **The Journal of rheumatology**, v. 31, n. 3, p. 594–7, mar. 2004.
5. FERREIRA, M. DE C. et al. Total knee and hip arthroplasty: the reality of assistance in Brazilian public health care. **Revista Brasileira de Ortopedia**, v. 53, n. 4, p. 432–440, 2018.
6. KUHN, L. T. Biomaterials. In: ENDERLE, J. D.; BRONZINO, J. D. (Eds.). **Introduction to Biomedical Engineering**. 3. ed. Amsterdam: Elsevier, 2012. p. 1272.
7. GEETHA, M. et al. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants - A review. **Progress in Materials Science**, v. 54, n. 3, p. 397–425, 2009.
8. VOLPATO, N. **Manufatura aditiva: tecnologias e aplicações da impressão 3D**. 1. ed. São Paulo: Blucher, 2017.
9. GIBSON, I.; ROSEN, D.; STUCKER, B. **Additive Manufacturing Technologies**. New York: Springer, 2015.
10. BOSCHIN, L. C.; ALENCAR, P. G. C. Stress shielding: avaliação radiográfica após seguimento a longo prazo. **Revista Brasileira de Ortopedia**, v. 42, n. 9, p. 290–296, set. 2007.
11. CENTRO DE TECNOLOGIA DA INFORMAÇÃO RENATO ARCHER. **CTI Renato Archer**. Disponível em: <<https://www.cti.gov.br/>>.

12. VANDER VOORT, G. F.; BALDWIN, W. **ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures**. Novelty: ASM International, 2004.
13. OKAMOTO, H. **ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams**. OHIO: ASM International, 2016.
14. BOYER, R.; WELSCH, G.; COLLINGS, E. W. **Materials properties handbook : titanium alloys**. [s.l: s.n.].
15. RIBEIRO, A. L. R. et al. Mechanical, physical, and chemical characterization of Ti-35Nb-5Zr and Ti-35Nb-10Zr casting alloys. **Journal of Materials Science: Materials in Medicine**, v. 20, n. 8, p. 1629–1636, 2009.
16. HANADA, S. et al. Composition Dependence of Young's Modulus in Beta Titanium Binary Alloys. **Materials Science Forum**, v. 426–432, p. 3103–3108, 2009.
17. WANG, Q. et al. Effect of Nb content on microstructure, property and in vitro apatite-forming capability of Ti-Nb alloys fabricated via selective laser melting. **Materials and Design**, v. 126, n. April, p. 268–277, 2017.
18. HON, Y. H.; WANG, J. Y.; PAN, Y. N. Composition/phase structure and properties of titanium-niobium alloys. **Materials Transactions**, v. 44, n. 11, p. 2384–2390, 2003.
19. ENGLER, O.; RANDLE, V. **Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture and orientation mapping**. 2. ed. Boca Raton, FL: CRC Press, 2010. v. 1
20. SATYAM, S.; RAY, R. K. **Crystallographic Texture of Materials**. London: Springer, 2014.
21. ABNT, A. B. DE N. T. ABNT NBR ISO/ASTM 52900:2017. **ABNT NBR ISO/ASTM 52900:2017**, 2018.
22. KODAMA, H. Automatic method for fabricating a three-dimensional plastic model with photo-hardening polymer. **Review of Scientific Instruments**, v. 52, n. 11, p. 1770–1773, 1981.

23. PRASHANTH, K. G. et al. Is the energy density a reliable parameter for materials synthesis by selective laser melting? **Materials Research Letters**, v. 5, n. 6, p. 386–390, 2017.
24. CROSS, C. E. et al. Metallography and Welding Process Control. In: VANDER VOORT, G. F. (Ed.). . **Applied Metallography**. 1. ed. Boston: Springer, 1986. p. 197–210.
25. SINDO, K. **Welding Metallurgy**. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2002.
26. SAVAGE WF, A. A. Preferred orientation in the weld fusion zone. **Weld J**, v. 45(2), p. 85–9, 1966.
27. DEBROY, T. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 112–224, 2018.
28. CHEN, Z. W. et al. Solidification During Selective Laser Melting of Co-29Cr-6Mo Alloy. **JOM**, v. 71, n. 2, p. 691–696, 2019.
29. QI, T. et al. Selective laser melting of Al7050 powder : Melting mode transition and comparison of the characteristics between the keyhole and conduction mode. **Materials & Design**, v. 135, p. 257–266, 2017.
30. RAI, R. Heat transfer and fluid flow during keyhole mode laser welding of tantalum , Ti – 6Al – 4V , 304L stainless steel and. 2007.
31. KHAIRALLAH, S. A. et al. Acta Materialia Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores , spatter , and denudation zones. **Acta Materialia**, v. 108, p. 36–45, 2016.
32. DAVIES, G. J.; GARLAND, J. G. Solidification structures and properties of fusion welds. **International Metallurgical Reviews**, v. 20, n. 1, p. 83–108, 1975.
33. FLEMINGS, M. C. Solidification processing. **Metallurgical Transactions**, v. 5, n. 10, p. 2121–2134, 1974.

34. LIU, L. X.; KIRKALDY, J. S. The nature of the planar instability and pattern selection mechanisms attending directional thin film alloy solidification. **Journal of Crystal Growth**, v. 144, n. 3–4, p. 335–345, 1994.
35. JADHAV, S. D. et al. Influence of selective laser melting process parameters on texture evolution in pure copper. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 270, n. July 2018, p. 47–58, 2019.
36. CHOO, H. et al. Effect of laser power on defect, texture, and microstructure of a laser powder bed fusion processed 316L stainless steel. **Materials and Design**, v. 164, p. 107534, 2019.
37. POPOVICH, V. A. et al. Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: Crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties. **Materials and Design**, v. 114, p. 441–449, 2017.
38. MONTERO-SISTIAGA, M. L. et al. Microstructure and mechanical properties of Hastelloy X produced by HP-SLM (high power selective laser melting). **Materials and Design**, v. 165, n. 2019, p. 107598, 2019.
39. ISHIMOTO, T. et al. Crystallographic orientation control of 316L austenitic stainless steel via selective laser melting. **ISIJ International**, v. 60, n. 8, p. 1758–1764, 2020.
40. KREITCBERG, A. et al. Effect of Laser Powder Bed Fusion Parameters on the Microstructure and Texture Development in Superelastic Ti–18Zr–14Nb Alloy. **Shape Memory and Superelasticity**, v. 3, n. 4, p. 361–372, 2017.
41. HAGIHARA, K. et al. Successful additive manufacturing of MoSi₂ including crystallographic texture and shape control. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 696, p. 67–72, 2017.
42. NAGASE, T. et al. Additive manufacturing of dense components in beta-titanium alloys with crystallographic texture from a mixture of pure metallic element powders. **Materials and Design**, v. 173, p. 107771, 2019.
43. THIJS, L. et al. Fine-structured aluminium products with controllable

texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. **Acta Materialia**, 2013.

44. ISHIMOTO, T. et al. Crystallographic texture control of beta-type Ti–15Mo–5Zr–3Al alloy by selective laser melting for the development of novel implants with a biocompatible low Young's modulus. **Scripta Materialia**, v. 132, p. 34–38, 2017.

45. GEIGER, F.; KUNZE, K.; ETTER, T. Tailoring the texture of IN738LC processed by selective laser melting (SLM) by specific scanning strategies. **Materials Science and Engineering A**, v. 661, p. 240–246, 2016.

46. ANDREAU, O. et al. Texture control of 316L parts by modulation of the melt pool morphology in selective laser melting. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 264, n. April 2018, p. 21–31, 2019.

47. GUZMÁN HERNÁNDEZ, J. S. **Análises microestruturais e mecânica da liga Ti-53%Nb produzida por fusão seletiva a laser usando pós esféricos e irregulares**. São Paulo: Universidade de São Paulo, 22 abr. 2020.

48. ZHANG, B.; LI, Y.; BAI, Q. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review. **Chinese Journal of Mechanical Engineering (English Edition)**, v. 30, n. 3, p. 515–527, 2017.

49. FISCHER, M. et al. In situ elaboration of a binary Ti-26Nb alloy by selective laser melting of elemental titanium and niobium mixed powders. **Materials Science and Engineering C**, v. 62, p. 852–859, 2016.

50. MARTIN, A. A. et al. Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing. **Nature Communications**, v. 10, n. 1, p. 1–10, 2019.

51. WEI, H. L.; MAZUMDER, J.; DEBROY, T. Evolution of solidification texture during additive manufacturing. **Scientific Reports**, v. 5, p. 1–7, 2015.

52. KING, W. E. et al. Journal of Materials Processing Technology Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 214, n. 12, p. 2915–

2925, 2014.

53. GUSAROV, A. V. et al. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting. **Applied Surface Science**, v. 254, n. 4, p. 975–979, 2007.

54. SUN, S. H.; HAGIHARA, K.; NAKANO, T. Effect of scanning strategy on texture formation in Ni-25 at.%Mo alloys fabricated by selective laser melting. **Materials and Design**, v. 140, p. 307–316, 2018.

55. BUNGE, H. J. **Texture Analysis in Materials Science**. London: Butterworths, 1982.

56. BUNGE, H. J. Physical Properties of Polycrystals. **Preferred Orientation in Deformed Metal and Rocks**, p. 507–525, 1985.

57. VOIGT, W. **Lehrbuch der Kristallphysik**. [s.l.: s.n.].

58. REUSS, A. Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle . **ZAMM - Journal of Applied Mathematics and Mechanics / Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik**, v. 9, n. 1, p. 49–58, 1929.

59. HILL, R. The Elastic Behaviour of a Crystalline Aggregate. **Proceedings of the Physical Society. Section A**, v. 65, n. 5, p. 349–354, 1952.

60. KAMAYA, M. A procedure for estimating Young's modulus of textured polycrystalline materials. **International Journal of Solids and Structures**, v. 46, n. 13, p. 2642–2649, jun. 2009.

61. GUTIÉRREZ MORENO, J. J. et al. An ab initio study of the structural and mechanical alterations of Ti-Nb alloys. **Journal of Applied Physics**, v. 124, n. 24, 2018.

62. ZOU, J. et al. Controlling the grain orientation during laser powder bed fusion to tailor the magnetic characteristics in a Ni-Fe based soft magnet. **Acta Materialia**, v. 158, p. 230–238, 2018.