

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA

GIOVANI GONÇALVES RIBAMAR

**CARACTERIZAÇÃO DA LIGA Ti-64 PRODUZIDA PELO PROCESSO *DIRECT*
METAL LASER SINTERING (DMLS) E ESTUDO COMPARATIVO COM OUTROS
PROCESSOS DE FABRICAÇÃO**

FORTALEZA

2016

GIOVANI GONÇALVES RIBAMAR

CARACTERIZAÇÃO DA LIGA Ti-64 PRODUZIDA PELO PROCESSO *DIRECT METAL LASER SINTERING* (DMLS) E ESTUDO COMPARATIVO COM OUTROS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

FORTALEZA

2016

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca de Ciências e Tecnologia

-
- R364c Ribamar, Giovani Gonçalves.
Caracterização da liga Ti-64 produzida pelo processo *Direct Metal Laser Sintering* (DMLS) e estudo comparativo com outros processos de fabricação. / Giovani Gonçalves Ribamar. – 2016.
47 f. : il., color.
- Monografia (Graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2015.
Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.
1. Laminação (Metalurgia). 2. Microscopia. 3. Metalurgia. I. Título.

CDD 620.11

GIOVANI GONÇALVES RIBAMAR

CARACTERIZAÇÃO DA LIGA Ti-64 PRODUZIDA PELO PROCESSO *DIRECT METAL LASER SINTERING* (DMLS) E ESTUDO COMPARATIVO COM OUTROS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Aprovada em: ___/___/_____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva (Examinador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Engº. Dr. Luís Flávio Gaspar Herculano (Examinador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Aos meus pais José Tervanis e Maria dos Prazeres, modelos de determinação e perseverança.

AGRADECIMENTOS

À algo ou alguém que sempre me coloca no melhor caminho.

Aos meus pais José Tervanis Barros Ribamar e Maria dos Prazeres Vieira Gonçalves pela sua força e paciência nestes anos de estudo.

Ao Prof.º Dr.º Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pelos seus ensinamentos, paciência, preocupação, incentivo, oportunidades e amizade oferecida durante o meu período como integrante do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM).

Ao Eng.º Dr.º Luís Flávio Gaspar Herculano por todos os ensinamentos, disponibilidade, amizade e momentos de descontração.

Ao Prof.º Dr.º Miloslav Beres pelas cobranças, sermões e grandes ensinamentos.

Ao Prof.º Dr.º Alex Maia do Nascimento, pela oportunidade inicial no curso de metalurgia.

Aos Prof.º Marcelo José Gomes da Silva, pelas oportunidades, conhecimento, e aprendizado.

Ao Prof.º André Luiz Jardini Munhoz, pesquisador do Instituto Nacional de Ciência e Tecnologia de Biofabricação, pelo fornecimento das amostras utilizadas neste trabalho.

À Ana Larissa Melo Feitosa, pela sua paciência e preocupação para com o final de meu curso de graduação e realização deste trabalho.

Aos integrantes do LACAM, pelo convívio, amizade e aprendizado gerados nestes anos de graduação e em especial ao Arthur Araújo Almeida e à Hana Lívia Frota Coelho pela sua grande ajuda durante a realização deste trabalho.

Ao LACAM, pela disponibilidade dos equipamentos necessários para continuidade deste trabalho.

Aos grandes amigos de turma, em especial à Raphaella Hermont, Gabriel Almeida, Ronaldo Lima, Gabriel Cantal, Stayne Ribeiro e Guilherme Gadelha.

Aos grandes amigos e engenheiros já formados Nathanael “Pastor”, Daniel “Monstrin”, Luís Fernando “Stalone”, Jardel Belo, Mirela de Castro, Victor Moita e Archimedes Fonteles, pela referência que foram e ainda são.

À Família Metal, grandes amigos formados nestes anos de graduação, pois ninguém é melhor do que alguém que tem amigos.

“O sofrimento é passageiro, desistir é para sempre”.

Lance Armstrong.

RESUMO

Ao longo dos anos, têm sido desenvolvidas várias técnicas de fabricação de materiais, no intuito de melhorar as propriedades para suas determinadas aplicações, diminuir os custos do processo e aumentar sua velocidade de produção e eficiência. Diante das inúmeras técnicas disponíveis, é proposta a caracterização microestrutural da liga Ti-64 (6% Al e 4% V) processada por *Direct Metal Laser Sintering* (DMLS), assim como avaliação do efeito da mudança dos parâmetros de fabricação nas características do produto final. Adicionalmente, os resultados são discutidos com o encontrado para outros tipos de processo de fabricação, pois se nota as dificuldades em encontrar na literatura comparações gerais entre as propriedades encontradas para materiais processados por diferentes técnicas de fabricação. Microscopia óptica e eletrônica de varredura são utilizadas no intuito de se analisar a morfologia superficial, e a microestrutura das amostras fabricadas por este método. Apesar da mudança dos parâmetros de fabricação, nota-se que a microestrutura de todas as amostras é predominantemente de fase martensítica, porém, nota-se um aumento na porosidade com o aumento da energia utilizada durante o processo. A técnica *Electron Backscattering Diffraction* (EBSD) é utilizada com o propósito de analisar a morfologia da estrutura e determinar a forma e orientação dos grãos da fase β anterior, evidenciando a morfologia entrelaçada da fase martensítica e a origem colunar dos grãos de fase β anterior.

Palavras-chave: Liga Ti-64. Técnicas de fabricação. Caracterização microestrutural.

ABSTRACT

Throughout the years, many material production techniques have been developed with the objective of improving the properties required in materials applications, reducing process costs and increasing production speed and efficiency. In the face of numerous available techniques, in this work is proposed the microstructural characterization of Ti-64 (6% Al e 4% V) alloy produced by Direct Metal Laser Sintering (DMLS), and the evaluation of the production parameters change effect in final product characteristics. Furthermore the results were compared with others production techniques, because is very difficult find this kind of comparison in literature, like properties comparisons between the same material produced by different techniques. Optical and Scanning Electron Microscopy were used with the objective to analyze the superficial morphology and the samples microstructure produced by DMLS. Even if the production parameters change, it is observed that all samples microstructure are composed predominantly by martensite phase, however there is a porosity increase as long as the energy used during the process increase. The Electron Backscattering Diffraction (EBSD) technique was used to analyze structural morphology and to determine the β primary phase grains shape and orientation, showing the intertwined morphology of martensite phase and the β phase primary grains columnar origin.

Key-words: Ti-64 alloy. Production techniques. Microstrutural characterization.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diagrama de fases pseudo-binário da liga Ti-64	18
Figura 2 – Microestruturas de Ti-64 mostrando um exemplo de estrutura (a) lamelar, (b) equiaxial e (c) bimodal	18
Figura 3 – Textura de laminação simulada em metais hexagonais com relação c/a: (a) aproximadamente igual a 1,633; (b) > 1,633; e (c) < 1,633	20
Figura 4 – Microscopia eletrônica de varredura da superfície da liga Co-Cr-Mo fabricada pela técnica DMLS	21
Figura 5 – Componentes da máquina de manufatura aditiva DMLS	21
Figura 6 – Esquema dos parâmetros durante a sinterização de componentes metálicos	22
Figura 7 – Micrografias ópticas da liga Ti-64 no estado: (a) como fundido; e resfriado desde 1100 °C em (b) água; (c) ar; e (d) forno. (e) efeito dos diferentes tratamentos térmicos e temperaturas de tratamento na dureza da liga	23
Figura 8 – Padrão do scan do feixe (a) paralelo; (b) Cruzado; e (c) por pontos, utilizado durante a fabricação das amostras	25
Figura 9 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra B na superfície: (a) do topo; (b) da frente; e (c) da lateral	28
Figura 10 – Padrão de difração das amostras	30
Figura 11 – Micrografia eletrônica de varredura da superfície do topo da amostra: (a) A; (b) B; (c) C; (d) D	31
Figura 12 – Mapa de EBSD para amostra produzida por EBM, mostrando a superfície paralela a direção de fabricação, apresentando: (a) fase α' ; (b) fase β ; e (c) o mapa de reconstrução da fase β	32
Figura 13 – Microestrutura da liga Ti-64 processada por HIPing a partir de pó metálico: (a) atomizado a gás; (b) atomizado a plasma; e (c) hidratado/desidratado	33
Figura 14 – Microestrutura da liga Ti-64 processada por fundição (a) convencional; e (b) em cera perdida	34
Figura 15 – Microestrutura da liga Ti-64 após laminação de 50% e recozimento à 950 °C por 4 horas	35
Figura 16 – Composição em 3D das micrografias das amostras produzidas com estratégia de scan: (a) paralela; (b) cruzada; e (c) por pontos	36

Figura 17 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra F apresentando: (a) porosidade; e (b) morfologia dos grãos	37
Figura 18 – Esquema da formação de grãos colunares durante a fabricação de componentes por DMLS	38
Figura 19 – Micrografias ópticas da superfície frontal das amostras: (a) A; (b) B; (c) C; e (d) D	39
Figura 20 – Micrografia eletrônica da amostra C apresentando a porosidade encontrada	40
Figura 21 – Mapa de EBSD em baixa magnificação para: (a) fase α ; (b) fase β (reconstrução); e (c) figura de polos para a relação de Burgers $\alpha \beta$	41
Figura 22 – Mapa de EBSD em alta magnificação para: (a) fase α ; (b) fase β (reconstrução); e (c) figura de polos para a relação de Burgers $\alpha \beta$	42

LISTAS DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades físicas da liga de titânio de alta pureza	17
Tabela 2 – Parâmetros utilizados	26
Tabela 3 – Espessura da coluna dos grãos da superfície frontal	39

LISTAS DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ALM	Additive Laser Manufacturing
CAD	Computer Aided Design
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
DMLS	Direct Metal Laser Sintering
EBM	Electron Beam Melted
EBSD	Electron Backscattering Diffraction
EDX	Energia Dispersiva de Raios-X
HC	Hexagonal Compacta
HIPing	Hot Isostatically Pressing
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
MP	Metalurgia do pó
SLM	Selective Laser Melted

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Descrição do problema	14
1.2	Motivação	14
2	OBJETIVOS	15
2.1	Objetivos Gerais	15
2.2	Objetivos Específicos	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	Titânio	16
3.1.1	Aplicações	16
3.1.2	Características do titânio	16
3.2	Liga Ti-6Al-4V	17
3.2.1	Microestrutura	17
3.2.2	Textura	19
3.3	Prototipagem Rápida	20
3.3.1	Direct Metal Laser Sintering (DMLS)	21
3.4	Outros Processos de Fabricação	22
3.4.1	Fundição	22
3.4.2	Trabalhados Termomecanicamente	23
3.4.3	Metalurgia do Pó	24
4	MATERIAIS E MÉTODOS	25
4.1	Material	25
4.2	Caracterização Estrutural	26
4.3	EBSD e Reconstrução da fase β anterior	27
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	28
5.1	Morfologia Superficial	28
5.2	Análise de Fases	29
5.3	Macroestrutura	34
5.4	EBSD	40
6	CONCLUSÕES	43
7	REFERÊNCIAS	44

1 INTRODUÇÃO

1.1 Descrição do problema

Para construir alguns componentes de titânio ou liga de titânio com propriedades desejadas, o produto semiacabado, por vezes, deve possuir dimensões próximas as do produto final, diminuindo as perdas e o gasto de ferramental. Diversas técnicas de produção de componentes metálicos são conhecidas, em que cada uma delas pode proporcionar diferentes características e propriedades ao produto final. Uma vez que os produtos a partir do titânio possuem um custo relativamente elevado, são realizadas tentativas de novos tipos de processamento para minimizar os custos de usinagem para um design final do componente metálico (LEYENS; PETERS, 2003). Desta forma, componentes de titânio com custo otimizado, são sempre resultados de rotas de processamentos cuidadosamente selecionadas.

Dentre os métodos de fabricação, encontra-se o de Manufatura Aditiva por feixe de Laser (ALM – *Additive Laser Manufacturing*) que é um processo de fabricação de objetos a partir de um modelo CAD (*Computer Aided Design*) tridimensional, que se caracteriza pela adição de material, geralmente em camadas sucessivas e sem a necessidade de molde ou ferramental moldante, contrapondo-se aos tradicionais processos de fabricação por remoção de material, tais como a usinagem (GIBSON; ROSEN; STUCKER, 2010). Este método de fabricação possui uma grande variedade de processos, entre eles, o *Direct Metal Laser Sintering* (DMLS), que possibilita uma grande variação nos parâmetros de fabricação, desde a determinação da espessura das camadas produzidas, até a intensidade do feixe de elétrons incidente, proporcionando uma grande variação nas propriedades do produto final.

1.2 Motivação

Enquanto a produção de componentes metálicos *net/near-net shape* (próximos das dimensões finais) é atualmente possível em termos de forma, microestruturas obtidas via manufatura aditiva não são, de um ponto de vista convencional, favoráveis para a produção de materiais de engenharia (AL-BERMANI *et al.*, 2010, p. 3422, tradução nossa). No entanto, outras propriedades, como a densidade, apresentam comportamento benéfico com o uso deste processo. Assim, nota-se a necessidade de análise das diferentes propriedades que o material apresenta com o uso desta técnica frente aos outros processos de fabricação.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivos Gerais

Caracterizar a liga Ti-64 (Ti, 6% Al, 4% V) produzida pela técnica DMLS, variando-se os parâmetros distância entre dois passes do feixe (*hatch spacing*), velocidade do feixe e tipo de padrão do feixe, proporcionando variações na densidade de energia e propriedades finais. Comparar estes resultados com a mesma liga produzida por diferentes técnicas de fabricação.

2.2 Objetivos Específicos

- ✓ Caracterização microestrutural da liga Ti-64 produzida pela técnica DMLS por meio de microscopia óptica e de varredura, análise da orientação cristalográfica por Electron Backscattering Diffraction (EBSD) e análise dos grãos da fase β anterior por reconstrução de fases por meio de relação de orientação.
- ✓ Realizar o estudo comparativo dos resultados da caracterização microestrutural encontrados com resultados da literatura para a mesma liga obtida por outros processos de fabricação: fundição, conformação mecânica e metalurgia do pó.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Titânio

Descoberto em 1791 pelo químico e mineralogista britânico William Gregor, o Titânio é hoje o quarto metal mais abundante da crosta terrestre, atrás apenas do alumínio, ferro e magnésio. Infelizmente este metal é raramente encontrado em altas concentrações e nunca encontrado em estado puro, conseqüentemente, eleva-se seu custo de processamento (LEYENS; PETERS, 2003).

3.1.1 Aplicações

O uso do titânio em aplicações médicas teve início em 1930 e é baseado na biocompatibilidade, densidade, propriedades mecânicas e resistência à corrosão. O titânio tem excelente resistência à corrosão e a corrosão por fadiga no corpo humano, além de que possui boa tolerância com o tecido e é compatível com o osso humano (SOEDIONO, 1989). Assim, procura-se constantemente, técnicas e processos a fim de facilitar e baratear a produção deste tipo de liga, mantendo sempre suas características e excelentes propriedades.

Outra aplicação do titânio está na indústria marinha, pois sua resistência à corrosão/erosão em água do mar, faz dele uma ótima escolha nas plataformas de produção do petróleo e aplicações marinhas militares e comerciais. Trocadores de calor e condensadores mais frios são exemplos comuns de aplicações das ligas de titânio em embarcações marítimas comerciais e em plataformas de produção em alto mar (SOEDIONO, 1989).

3.1.2 Características do titânio

O titânio comercialmente puro apresenta uma transformação de fase alotrópica à $\pm 882^{\circ}\text{C}$, passando de estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (fase β), a altas temperaturas, para hexagonal compacta (fase α), a baixas temperaturas. A temperatura exata de transformação depende fortemente da presença de elementos intersticiais e substitucionais, e, portanto, depende fortemente da pureza do metal (WILLIAMS; LÜTJERING, 2007, p. 15, tradução nossa)

A Tabela 1 apresenta algumas propriedades físicas importantes do titânio α .

3.2 Liga Ti-6Al-4V

As ligas de titânio com adição de alumínio e vanádio possuem elevada relação resistência/densidade, boas propriedades de resistência à fadiga, excelente tenacidade à fratura e resistência à corrosão. Estas vantagens das ligas de titânio tem levado a seu uso em inúmeras áreas, incluindo aplicações na indústria automotiva, aeroespacial e biomédica (Y. KIM *et al.*, 2014, p. 207).

Tabela 1 – Propriedades físicas da liga de titânio de alta pureza.

Temperatura β -transus	882 °C
Parâmetros de rede	a = 0.295 nm c = 0.468 nm c/a = 1.587
Coefficiente de expansão térmica (10^{-6} K^{-1})	8.36
Condutividade térmica (W/mK)	14.99
Capacidade térmica (J/kgK)	523
Resistência elétrica ($10^{-9} \Omega\text{m}$)	564.9
Módulo de elasticidade (GPa)	115
Módulo de cisalhamento (GPa)	44
Coefficiente de Poisson	0.33

Fonte: WILLIAMS; LÜTJERING, 2007, p. 15, tradução nossa.

Dentre as ligas de titânio mais comumente utilizadas está a liga *dual phase* ($\alpha+\beta$), Ti-64. A existência da transformação α/β significa que uma variedade de combinações entre microestrutura e propriedades pode ser alcançada através de tratamentos térmicos, permitindo assim, a adaptação das propriedades para aplicações específicas (REDA; NOFAL; HUSSEIN, 2013, p. 388, tradução nossa).

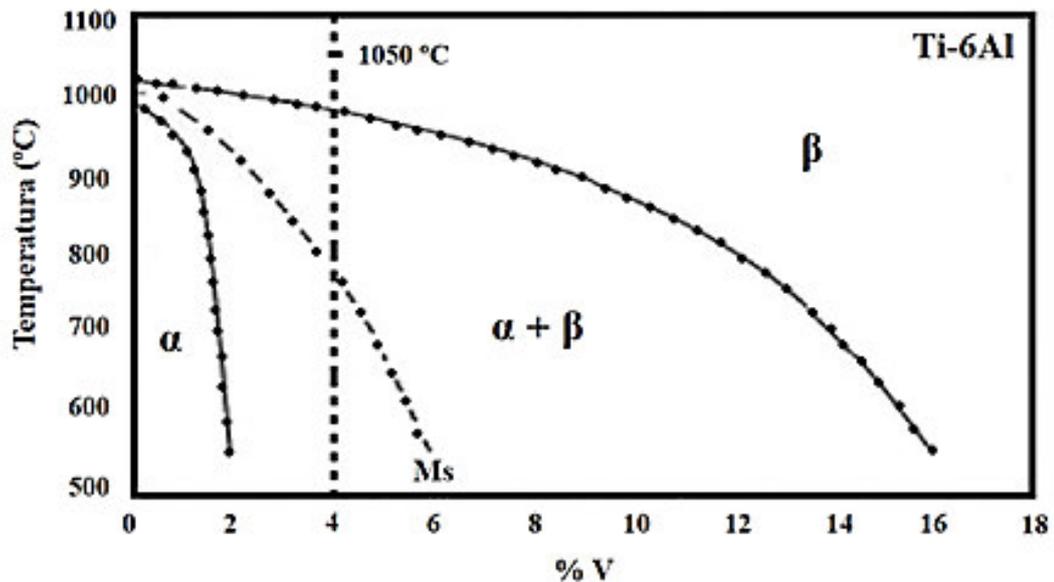
3.2.1 Microestrutura

A Figura 1 apresenta o diagrama de fases pseudo binário da liga Ti-64, evidenciando os campos: α , β e *dual phase* ($\alpha+\beta$). Nota-se também a presença da linha M_s ,

acima da qual é possível obter-se transformação martensítica com tratamento térmico apropriado.

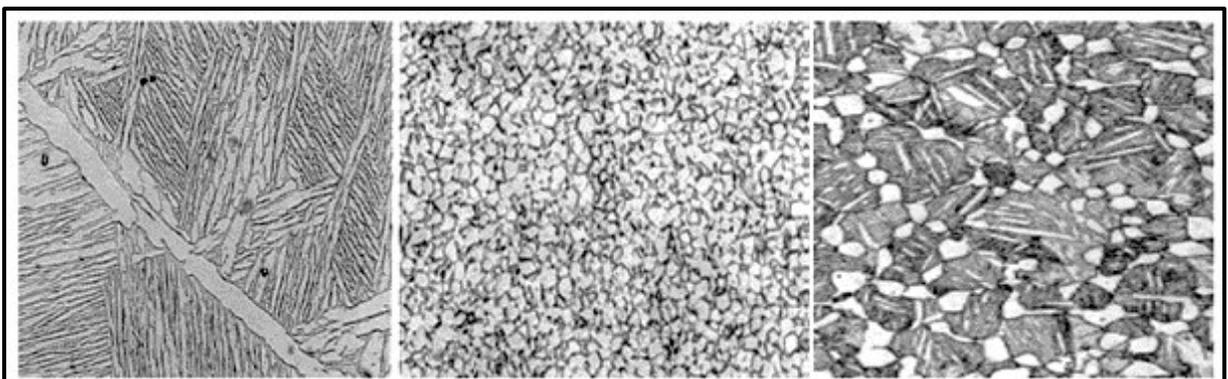
A microestrutura tem uma influência substancial nas propriedades das ligas de titânio, e como mencionado anteriormente, essas ligas possuem duas fases, α e β , em que o alumínio é o elemento estabilizador da fase α , e o vanádio, da fase β . Essas fases podem existir com morfologia lamelar, equiaxial ou bimodal, como mostra a Figura 2. Componentes de Ti-64 podem ser produzidos por uma variedade de métodos como fundição, sinterização de pó e até mesmo conformação mecânica, e cada processo pode acarretar em uma diferente microestrutura (RAMOSOEU *et al.*, 2010, p. 338).

Figura 1 – Diagrama de fases pseudo-binário da liga Ti-64.



Fonte: RAMOSOEU *et al.*, 2010, p. 338.

Figura 2 – Microestruturas de Ti-64 mostrando um exemplo de estrutura (a) lamelar, (b) equiaxial e (c) bimodal.



Fonte: RAMOSOEU *et al.*, 2010, p. 337.

Nesta liga também é possível a obtenção da fase martensítica, em que a transformação martensítica envolve um movimento cooperativo dos átomos por um tipo de processo de cisalhamento, resultando de uma, microscopicamente homogênea, transformação da estrutura cúbica de corpo centrado para hexagonal compacta, em um dado volume. Esta martensita hexagonal é designada como α' e é observada em duas morfologias: em pacotes ou acicular, sendo ambas supersaturadas em elementos estabilizadores da fase β . WILLIAMS e LÜTJERING (2007, p. 29) afirmam que a fase martensítica ocorre com altas taxas de resfriamento, impossibilitando a ocorrência das transformações difusionais, e esta transformação ocorre por meio de uma relação de orientação cristalográfica entre α e β , chamada relação de Burgers, em que:

$$(110)_\beta \parallel (0002)_\alpha$$

$$[111]_\beta \parallel [1120]_\alpha$$

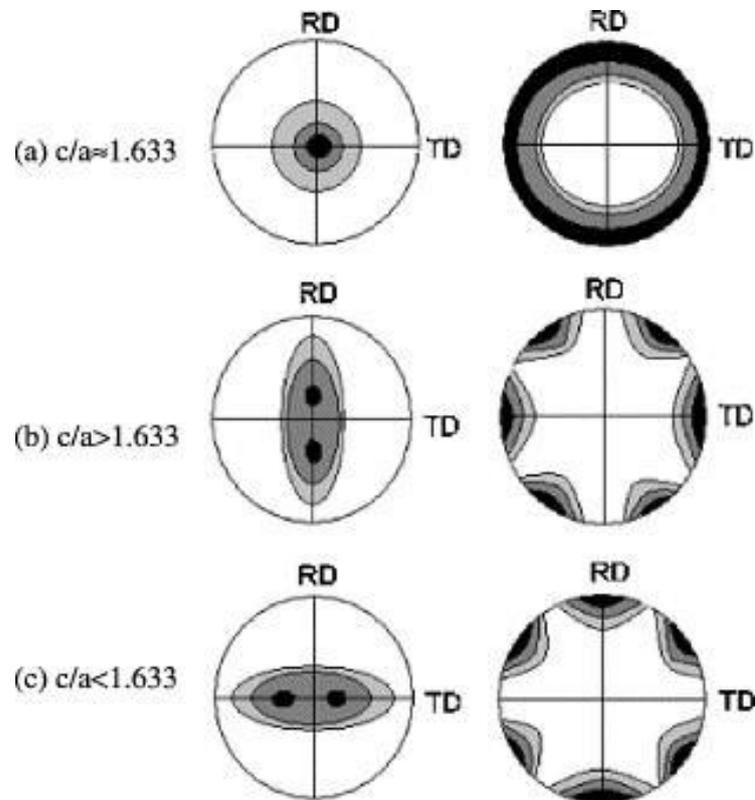
Dessa forma, torna-se possível a reconstrução da fase β a partir da orientação cristalográfica da fase α , como será discutido nas próximas seções.

3.2.2 Textura

As propriedades de muitos materiais cristalinos dependem das propriedades individuais dos cristais e também dos parâmetros que caracterizam o estado policristalino. A textura pode sofrer evolução durante a fundição, conformação mecânica e soldagem, bem como com tratamentos térmicos. Quando todas as orientações possíveis do cristal ocorrem com igual frequência, a dependência da orientação dos cristais desaparecerá e o material policristalino comporta-se isotropicamente. Por outro lado, se todos os cristais são orientados semelhantemente, o comportamento dos materiais policristalinos em muitos aspectos se assemelham aos de um único cristal (Y. WANG; J. HUANG, 2003, p. 11).

Para se estudar a textura cristalográfica utiliza-se Figuras de polo direta ou inversa ou Figuras de Distribuição de Orientação Cristalográfica (FDOC). A Figura de polo direta é a projeção estereográfica bidimensional, com uma específica orientação relativa à amostra, que mostra a variação da densidade de polo com sua orientação, para um selecionado conjunto de plano cristalino $\{h k i l\}$. Com respeito aos materiais hexagonais, há pequenas diferenças no padrão das projeções estereográficas $\{h k i l\}$ devido as diferentes relações de parâmetros de rede, c/a , como mostra a Figura 3 (Y. WANG; J. HUANG, 2003, p. 18).

Figura 3 – Textura de laminação simulada em metais hexagonais com relação c/a : (a) aproximadamente igual a 1,633; (b) $> 1,633$; e (c) $< 1,633$.



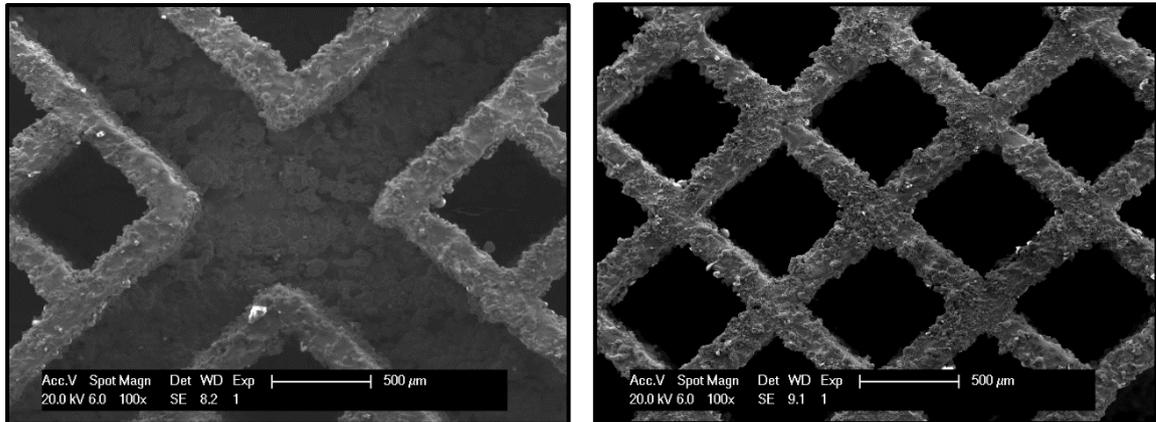
Fonte: Y. WANG; J. HUANG, 2003, p. 18.

3.3 Prototipagem Rápida

A tecnologia de prototipagem rápida é uma tecnologia relativamente nova, tal que componentes tridimensionais podem ser fabricados diretamente de um CAD sem qualquer uso de ferramental tradicional. Componentes complexos, que não podem ser fabricados por um processo tradicional, podem ser produzidos com um tempo relativamente curto por prototipagem rápida (M. KHAING; J. FUH; L. LU, 2001, p. 269).

Utilizando esta técnica, é possível produzir o esqueleto com propriedades estruturais e mecânicas próximas dos ossos e dentes naturais, sendo que a estrutura óssea possui padrão regular aberto e estrutura porosa uniformemente interligada (S. SHREEPAD; W. RAVI, 2015, p. 2761–2768). Um exemplo da precisão das técnicas de prototipagem rápida é mostrado na Figura 4.

Figura 4 – Microscopia eletrônica de varredura da superfície da liga Co-Cr-Mo fabricada pela técnica DMLS.

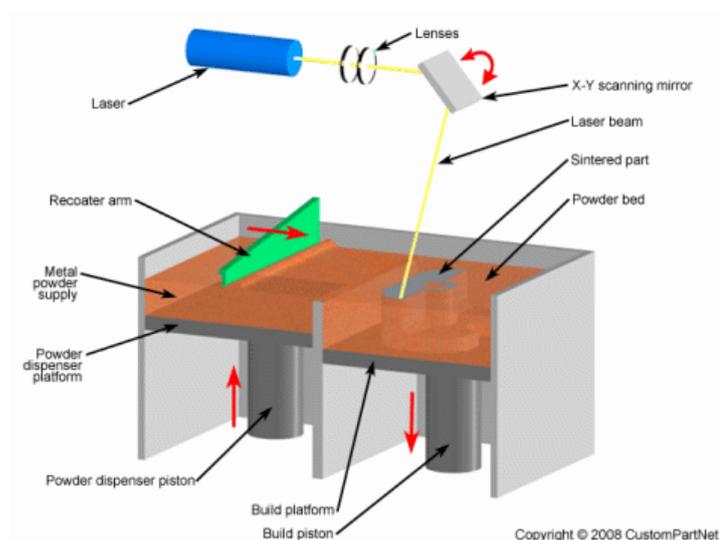


Fonte: próprio autor.

3.3.1 Direct Metal Laser Sintering (DMLS)

O processo DMLS foi desenvolvido por EOS GmbH de Munique, Alemanha, e tem estado disponível comercialmente desde 1995. O processo utiliza um laser que incide diretamente no pó metálico, sinterizando-o em fase líquida, após a sinterização de toda a camada, uma nova camada de pó é colocada por cima e a sinterização continua. A máquina inclui uma unidade de laser, um computador de controle, uma câmara de construção, uma dispensa de pó metálico, uma lâmina de limpeza e um cilindro de construção, como mostra a Figura 5 ((M. KHAING; J. FUH; L. LU, 2001, p. 269).

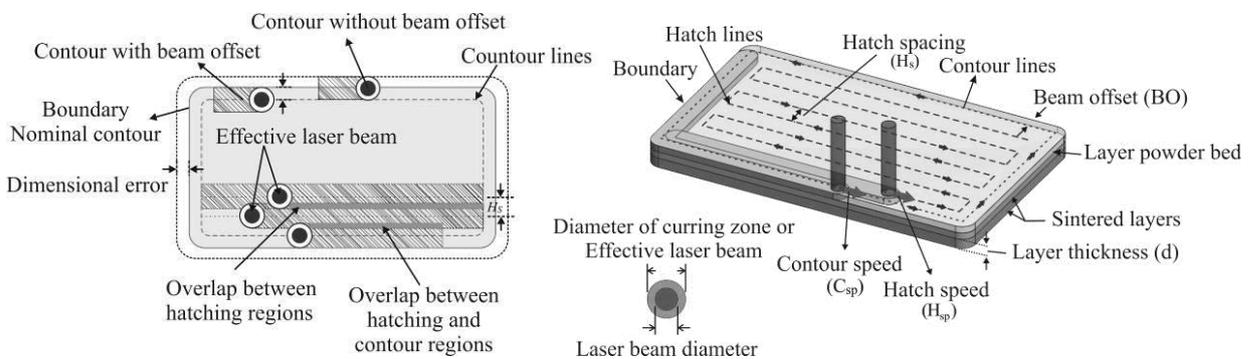
Figura 5 – Componentes da máquina de manufatura aditiva DMLS.



Fonte: site – custompartnet.

Mudando-se os parâmetros deste processo, pode-se chegar a diferentes propriedades para uma mesma liga. A figura 6 apresenta um esquema dos parâmetros para a produção de componente por DMLS. Para sobreposições entre regiões de varredura do feixe, camadas de metal serão refundidas, aumentando-se seu tempo de solidificação, e assim, mudando-se suas propriedades microestruturais. Outros fatores como a velocidade de varredura, a espessura da camada sinterizada e o espaçamento das linhas de varredura do feixe a laser, são de grande influência nas propriedades do produto final.

Figura 6 – Esquema dos parâmetros durante a sinterização de componentes metálicos.



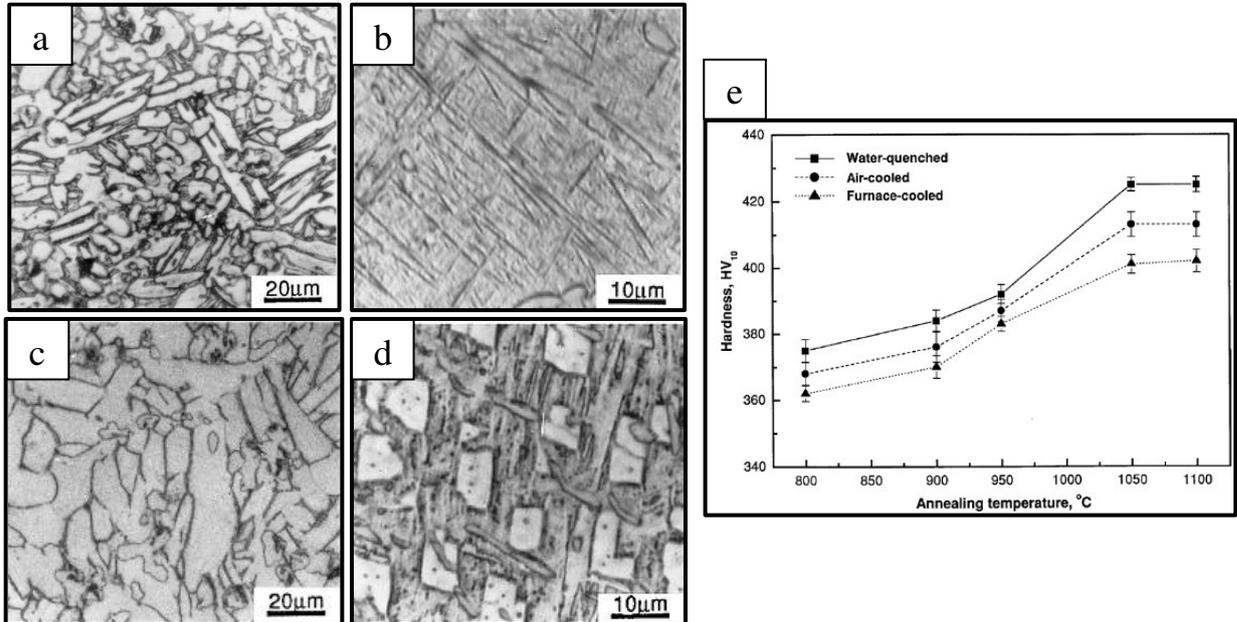
Fonte: desconhecido.

3.4 Outros Processos de Fabricação

3.4.1 Fundição

O processo de fundição permite a fabricação de formas complexas, tais como: quadros para motores de aeronaves, carcaças de compressores, tubos de gás de escape, bielas e válvulas de admissão e de escape. Entretanto, componentes de titânio fundidos apresentam propriedades microestruturais inferiores às demais técnicas de fabricação, assim, tratamentos térmicos são utilizados a fim de melhorar suas propriedades através do controle da microestrutura (R. REDA; A. NOFAL; A. HUSSEIN, 2013, p. 388). A figura 7 apresenta a microestrutura da liga Ti-64 no estado como fundido e após alguns tratamentos térmicos, bem como a variação da dureza da liga após estes tratamentos térmicos.

Figura 7 – Micrografias ópticas da liga Ti-64 no estado: (a) como fundido; e resfriado desde 1100 °C em (b) água; (c) ar; e (d) forno. (e) efeito dos diferentes tratamentos térmicos e temperaturas de tratamento na dureza da liga.



Fonte: M. JOVANOVIĆ, *et. al.*, 2006, p. 195 – 197.

3.4.2 Trabalhos Termomecânicos

A microestrutura lamelar, associada com lingotes fundidos, pode promover resistência ao crescimento de trincas por fadiga e fluência a altas temperaturas, mas não superior a microestrutura globular. Processos termomecânicos para obter microestrutura globular em ligas $\alpha + \beta$ envolvem uma série de passos de trabalho a quente e tratamento térmico que quebram a microestrutura desenvolvida durante o resfriamento do lingote. Grãos de fase α , globulares, são formados como um resultado de deformação e dinâmica de recuperação/recristalização das lamelas iniciais, enquanto que as colônias da fase α secundária, são inerentes da transformação da matriz β durante o resfriamento, seguindo a relação de Burgers. Assim é razoável assumir que ambas as fases α (primária e secundária) possuem texturas, desenvolvidas durante tratamentos termomecânicos, diferentes (J. WARWICK, *et. al.*, 2013, p. 1603).

3.4.3 Metalurgia do Pó

Devido a necessidade de componentes de geometria complexa e de elevada precisão, tecnologias *near-net-shape* tem sido desenvolvidas, como fundição de precisão e metalurgia do pó (MP). Metalurgia do pó é o processo de fabricação no qual o pó metálico é compactado e posteriormente, ou simultaneamente, aquecido a determinada temperatura, afim de garantir as ligações químicas necessárias, por meio da sinterização. Esta técnica tem possibilitado a obtenção de uma microestrutura mais uniforme e homogênea, além de propriedades isotrópicas, se comparado aos processos de fundição de precisão.

Dentre os métodos de metalurgia do pó, encontra-se o *Hot Isostatically Pressing* (HIPing), que é o método mais comercial e viável para produzir materiais e componentes por metalurgia do pó com densidade máxima, comparado a outras técnicas de MP, pois o componente é compactado e sinterização simultaneamente. Com um bom controle do processo, as propriedades mecânicas das ligas de MP utilizando a técnica HIPing podem se aproximar, e algumas vezes exceder, as das ligas forjadas (R. Guo, *et. al.*, 2015, p. 327).

Os objetivos dos tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas de materiais produzidos por MP podem ser diferentes dos materiais nos estados como fundidos e forjados, pois, normalmente, deseja-se o controle na porosidade, ao invés de estruturas mais duras e resistentes. Além disso, porosidade induzida pela temperatura pode ocorrer após compactação do pó e exposição a altas temperaturas (R. Guo, *et. al.*, 2015, p. 327 - 334).

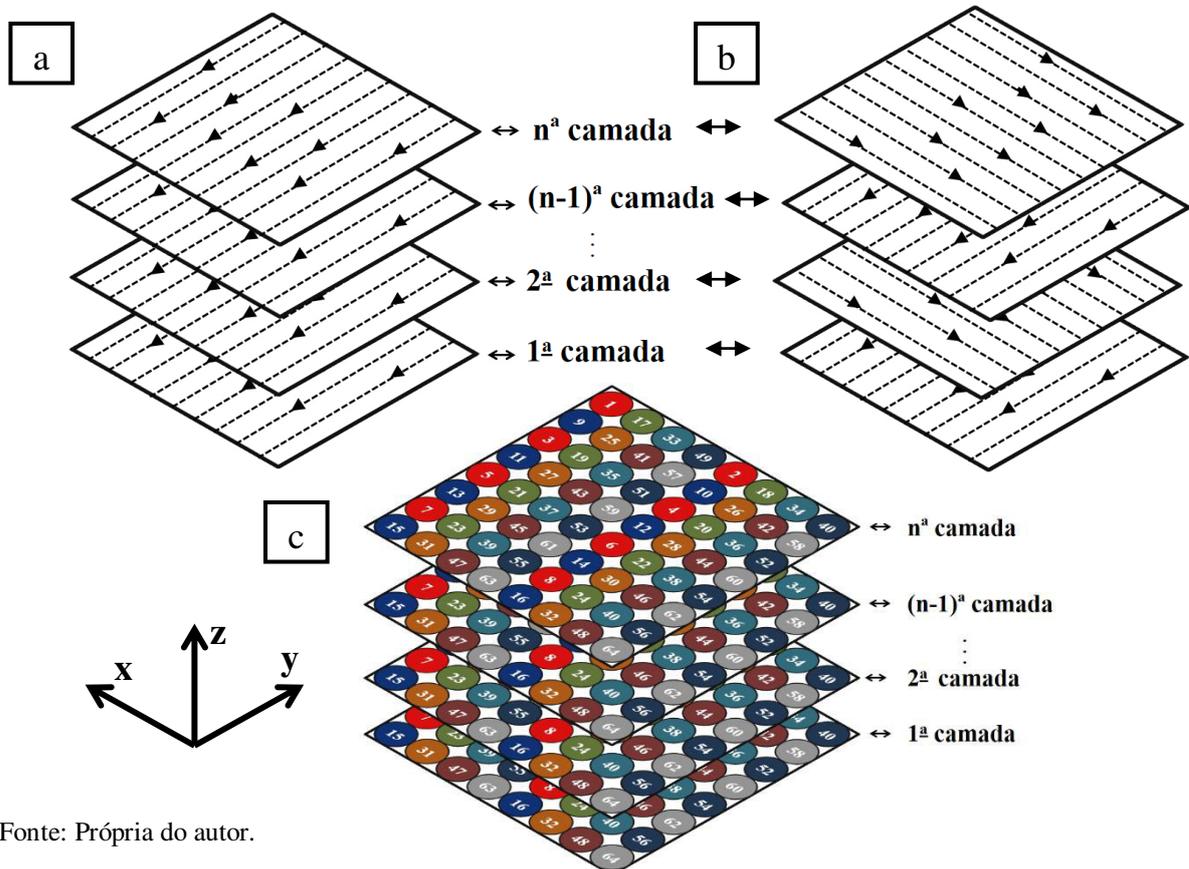
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

Amostras da liga Ti-64 (6%Al e 4%V) foram fabricadas utilizando a máquina de sistema de fabricação rápida EOSINT M 270 (EOS, ALEMANHA), pela Universidade de Campinas (UNICAMP), como cubos com 10 mm de aresta. Os cubos foram obtidos camada por camada sobre atmosfera de argônio, utilizando um laser de fibra de Itérbio.

A Figura 8 apresenta os padrões de scan do feixe, durante a fabricação dos componentes metálicos, camada por camada. Quatro conjuntos de parâmetros de processamento foram utilizados para o padrão paralelo, como apresentado na tabela 2, para avaliar a influência dos parâmetros de distância entre passes do feixe e velocidade de varredura. A densidade de energia volumétrica, E , foi calculada para cada conjunto de acordo com a Equação (1), onde P é a potência do laser, v é a velocidade do scan, h é a distância entre passes do feixe e d é a espessura da camada.

Figura 8 – Padrão do scan do feixe (a) paralelo; (b) cruzado; e (c) por pontos, utilizado durante a fabricação das amostras.



Fonte: Própria do autor.

Tabela 2 – Parâmetros utilizados

Parâmetro	Amostra					
	A	B	C	D	E	F
Padrão do scan	Paralelo	Paralelo	Paralelo	Paralelo	Cruzado	Pontos
Distância entre passes (μm)	100	75	100	75	100	100
Espessura da camada (μm)	30	30	30	30	30	—
Potência do laser (W)	170	170	170	170	170	170
Velocidade de varredura (mm/s)	1250	1250	800	800	1250	—
Densidade de energia volumétrica (J/mm^3)	45,3	60,4	70,8	94,4	45,3	—

(Eq. 1)

No padrão do scan com feixe paralelo, o feixe desloca-se no eixo y até o fim da amostra, ao termino deste percurso, volta a percorrer o mesmo eixo há uma distância determinada pela distância entre passes do feixe. Isto é repetido até a completa fabricação desta camada. As camadas posteriores são fabricadas da mesma maneira. O mesmo ocorre para o método cruzado, porém a direção do feixe muda 90° a cada camada formada.

No padrão de feixe por pontos, um determinado ponto é formado, e o feixe pula três posições no mesmo eixo, sendo desligado enquanto isso. Acabada esta linha, o feixe pula uma linha e faz o mesmo descrito anteriormente. Este processo continua até que se fabrique a camada completa. As camadas posteriores são formadas da mesma forma. A figura 8c apresenta o esquema separando por cores e números a ordem em que os pontos são formados.

4.2 Caracterização Estrutural

A microestrutura das amostras foi observada utilizando microscopia óptica de luz visível (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) após preparação por metalografia. A preparação metalográfica foi realizada por lixamento com lixas de carbeto de silício (SiC) até a granulometria de 1200 e polida com solução aquosa de alumina. Para as análises por EBSD, as amostras passaram por um polimento final consistindo de uma mistura de sílica

coloidal, peróxido de hidrogênio (H_2O_2) e água na proporção de 4:1:5. Para as análises por MO e MEV, as amostras foram atacadas em reagente Kroll (3 mL HF, 3 mL de HNO_3 e 100 mL de H_2O) entre 30 e 60 minutos por imersão.

Devido a anisotropia do processo de fabricação, três superfícies foram consideradas no estudo da microestrutura: frontal (plano xz), lateral (plano yz) e do topo do corpo de prova (plano xy), de acordo com a figura 8. As montagens em 3D das micrografias ópticas obtidas foram realizadas com o auxílio da técnica mock up, possibilitada pelo software Photoshop.

As medidas de difração de raios-X foram realizadas com o auxílio de um difratômetro da marca Phillips X'Pert Pro operando com uma fonte de radiação Cu- $K\alpha$ à $V = 40$ kV e $I = 55$ mA em uma faixa angular $2\theta = 30-75^\circ$, com *step size* de $0,01^\circ$ e *time per step* de 4 s.

4.3 EBSD e Reconstrução da fase β anterior

Os dados por EBSD foram adquiridos com a seguinte configuração de parâmetros do MEV: voltagem de 20 kV, spot size de 5.5, e step size de $0.5 \mu m$. Os dados de EBSD foram coletados utilizando um MEV da marca Phillips combinado com uma câmera EBSD HKL. Os dados foram processados com o software HKL Channel 5 e figuras de polo inversa foram utilizadas para representar os dados de EBSD.

A reconstrução da fase β foi realizada com o auxílio do programa ARPGE escrito em *Python*. Este programa necessita dos seguintes dados para a reconstrução de uma fase anterior:

- a. Os dados da transformação das fases, como a relação de orientação entre as fases;
- b. Mapa de EBSD adquirido com um equipamento de EBSD comercial, tais como o HKL ou TSL (C. CAYRON, 2007, p.1183-1188).

Para os dados da transformação de fase, utilizou-se a relação de Burgers e o mapa de EBSD foi adquirido segundo os dados fornecidos anteriormente.

Durante o processo de reconstrução utilizou-se da remoção dos erros de indexação e de comparação dos ângulos de Euler e misorientação entre os pré-grãos. Para o critério de baixo ângulo, utilizou-se 5° e para alto ângulo, 15° para o passo de nucleação com ângulo de tolerância baixo e passo de crescimento com ângulo de tolerância alto, respectivamente (C. CAYRON, 2007, p.1183-1188).

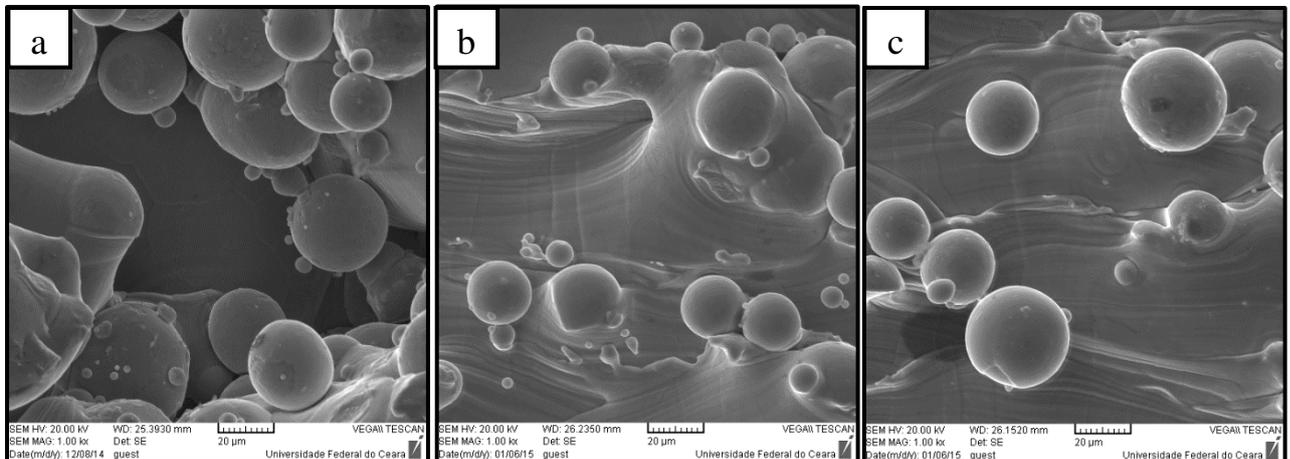
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Morfologia Superficial

A figura 9 apresenta as micrografias para as três superfícies de uma amostra do conjunto B. Estas micrografias representam todos os conjuntos de parâmetros, pois não foi notada mudança na morfologia dos demais. Nota-se a presença de partículas de pó metálico semifundidas aderidas à superfície, isto é proveniente da perda energética durante a fusão da região em que incide o laser. A energia fornecida pelo laser aquece e funde parte do pó metálico, porém, parte da energia é transferida por condução para as regiões adjacentes, em que, para as regiões mais próximas ao metal fundido, esta energia é suficiente para fundir parte das partículas de pó ali presentes.

Este fenômeno é mais evidente na superfície do componente fabricado, pois este é o ponto final do laser, e nenhuma energia adicional será fornecida para esta região para que ocorra a fusão completa destas partículas. No interior do componente, porém, após o feixe passar por uma determinada região e causar este fenômeno, a região semifundida gerada será completamente fundida quando o laser passar pela região ao lado. Desta forma, percebe-se que a granulometria do pó metálico utilizado exerce grande influência na rugosidade superficial, em que, provavelmente, uma granulometria menor produzirá superfícies com melhor acabamento.

Figura 9 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra B na superfície: (a) do topo; (b) da frente; e (c) da lateral.



Fonte: Própria do autor.

A. SIMCHI, 2003, em trabalho com sinterização de pós-metálicos de ferro utilizando o processo SLM, apresentou mudanças na morfologia da superfície com a mudança do *hatch spacing* (h) de 100, 300 e 400 μm . Esta variação não foi constatada no presente trabalho, porém os valores de h utilizados foram de 75 e 100 μm , variação bem menor do que as utilizadas por SIMCHI.

Além da presença de partículas de pó semifundidas, nota-se também a presença de marcas de escoamento de metal líquido nas frontal e lateral, pois no processo de fabricação, uma pequena quantidade de pó metálico fundido escoava por efeito de força gerada pelo laser. Como a região fundida é muito pequena, o gradiente térmico é muito elevado e a velocidade de resfriamento torna-se bastante elevada, impossibilitando o escoamento de uma grande massa de metal fundido. Estas características das superfícies de componentes fabricados por DMLS também foi encontrado por E. SALLICA-LEVA, *et. al.*, 2013.

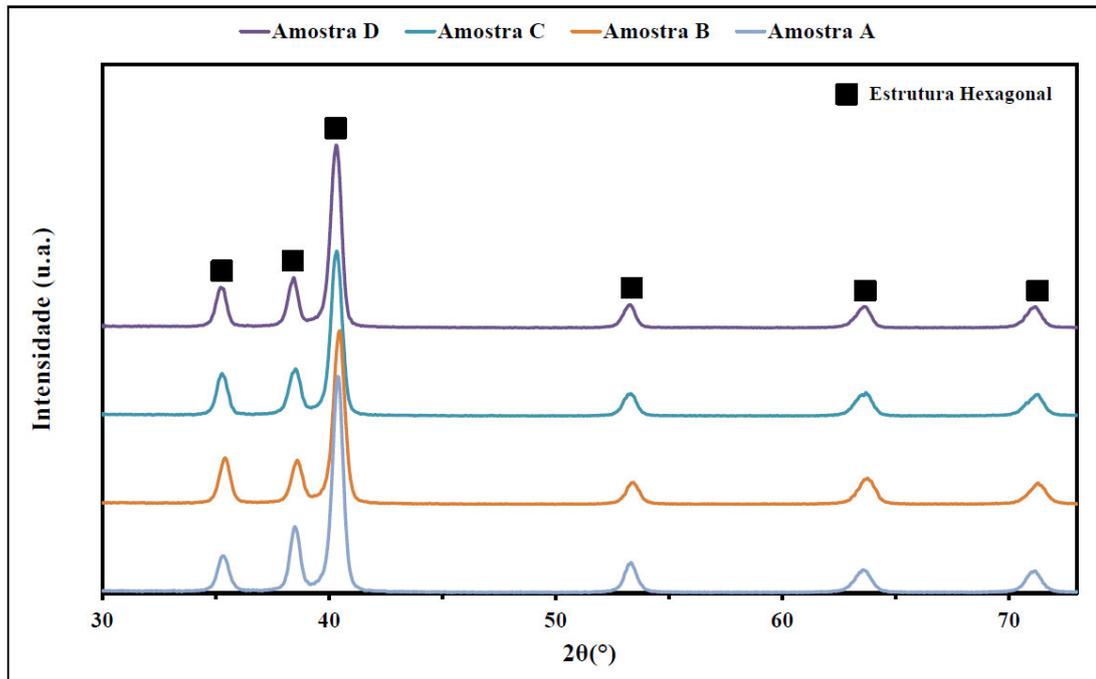
A fundição pode ser considerada um processo *near-net-shape* clássico, que proporciona acabamento superficial tão bom quanto o produzido por técnicas de manufatura aditiva (C. LEYENS; M. PETERS, 2003, p. 263–272). Manufatura aditiva é um processo no qual o componente é produzido por adições de material, como na fabricação de componentes por soldagem, EBM ou SLM. A fundição em cera perdida é um tipo de fundição que proporciona excelente acabamento superficial e é aplicada, geralmente, em componentes que necessitam de boa precisão dimensional e bom acabamento superficial, como para aplicações biomédicas (J. WILLIAMS; G. LUTJERING, 2007, e M. JOVANOVIC, *et. al.*, 2006).

Outras técnicas de fabricação que vêm se destacando entre os processos de fabricação da liga Ti-64 são as técnicas de metalurgia do pó. O HIPing proporciona bom acabamento superficial, e este melhora com o aumento da pressão exercida durante a sinterização. Assim, a rugosidade depende grandemente da capacidade do maquinário utilizado, além da granulometria do pó utilizado (Y. KIM, *et. al.*, 2014 e R. GUO, *et. al.*, 2015).

5.2 Análise de Fases

A figura 10 apresenta o padrão de difração de raios-X das amostras A-D. Verifica-se pelo padrão de difração que há a presença de apenas uma fase de estrutura cristalina hexagonal compacta. A liga Ti-64 pode apresentar três fases em sua estrutura: fase α , fase β ou fase α' (martensita) (C. LEYENS; M. PETERS, 2003, p. 12–16).

Figura 10 – Padrão de difração das amostras.

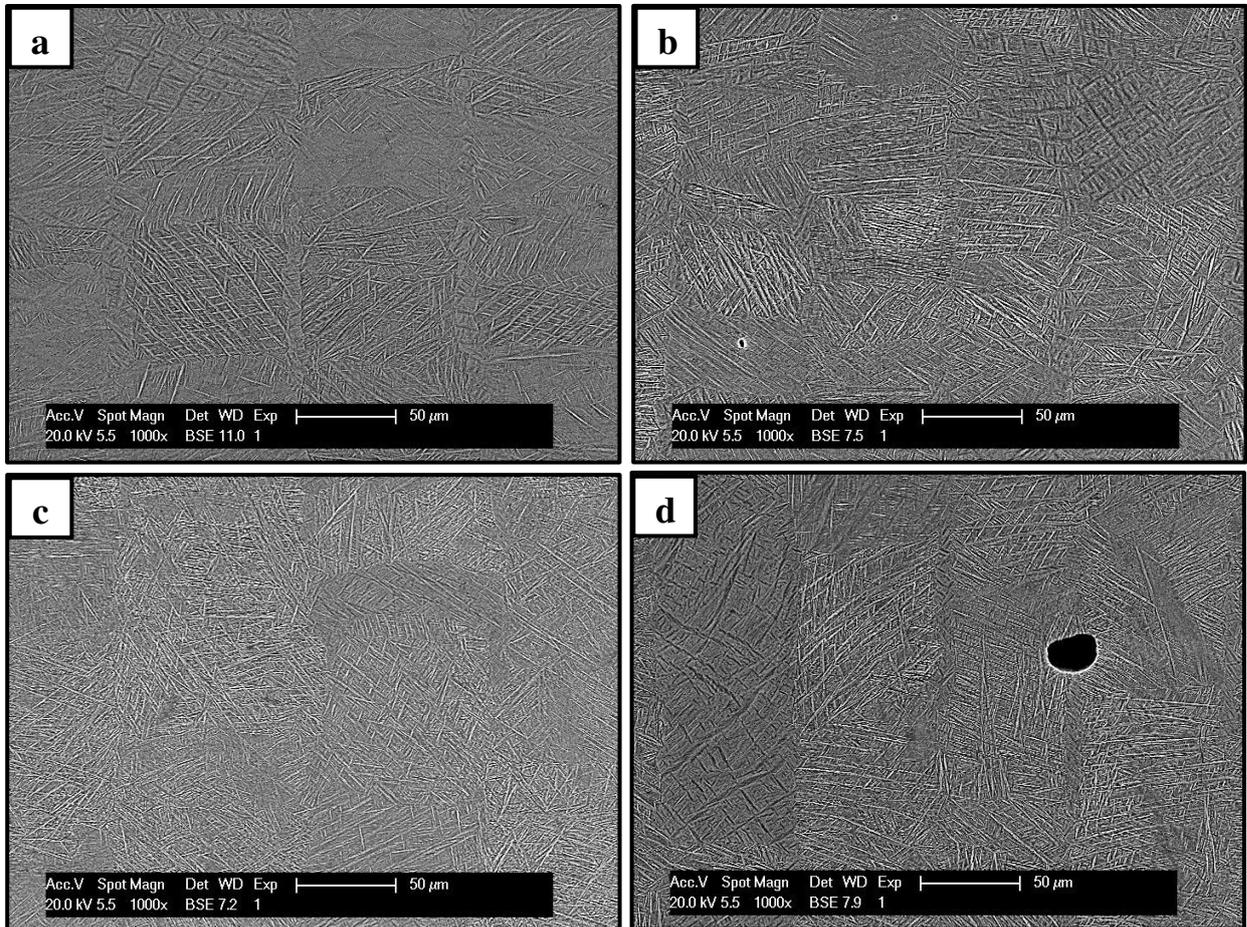


Fonte: Própria do autor.

A figura 11 apresenta as microestruturas eletrônicas de varredura da superfície do topo das amostras analisadas. A estrutura apresenta-se, para todas as amostras, completamente composta de uma pequena fase de morfologia agulhada, características da fase martensítica, complementando o resultado encontrado nos padrões de difração de raios-X. Vários autores evidenciam que componentes de Ti-64 produzidos por Selective Laser Melted (SLM) apresentam apenas estrutura martensítica, independente da densidade de energia imposta, enquanto que as fases α e β podem apenas ser observadas em componentes produzidos por Electron Beam Melted (EBM) com o ajuste adequado dos parâmetros (B. VRACKEN, 2012; S. AL-BERMANI, 2010; M. SIMONELLI, 2014; E. SALLICA-LEVA, 2013).

Percebe-se uma grande semelhança entre os processos SLM e EBM com os processos de soldagem a laser e soldagem com feixe de elétrons, respectivamente, em que, no caso dos processos de soldagem, a densidade de energia utilizada é da ordem de grandeza maior do que as utilizadas pelas técnicas de manufatura aditiva, pois uma vantagem destes tipos de soldagem é a de produzir soldas com elevada profundidade, necessitando-se de uma maior energia, conseguindo-se assim, uma maior quantidade de metal fundido, enquanto que nos processos de fabricação por manufatura aditiva, o volume fundido é restringido pelo pequeno valor do *hatch spacing* e da espessura da camada (K. SINDO, 2003).

Figura 11 – Micrografia eletrônica de varredura da superfície do topo da amostra: (a) A; (b) B; (c) C; (d) D.



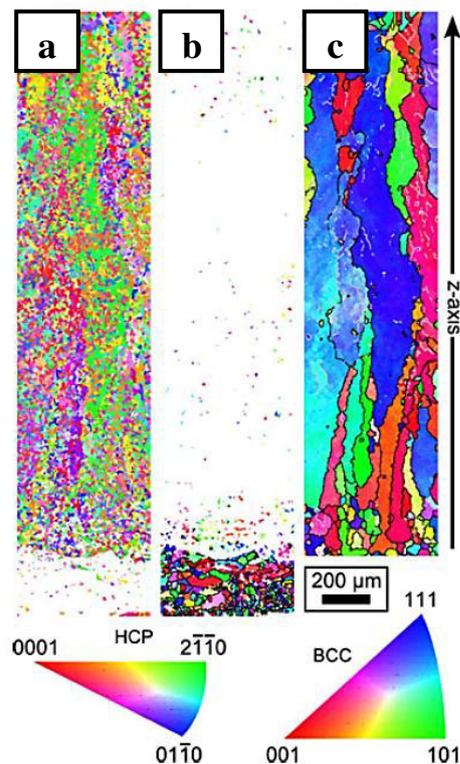
Fonte: Própria do autor.

BEY VRANCKEN, 2012 e MARCO SIMONELI, 2010, também encontraram estrutura inteiramente martensítica em amostras fabricadas por SLM, sendo elas produzidas com estratégia de scan diferentes das aqui produzidas. Para os mesmos, também foi registrada estrutura colunar, decorrente do crescimento epitaxial durante a solidificação das amostras.

Em pesquisas com Ti-64 produzido por EBM, foi encontrado estrutura completamente martensítica arranjada em morfologia colunar. P. KOBRYN e S. SEMIATIN, 2003, tem produzido um mapa de solidificação para Ti-64 em termos do gradiente térmico e da taxa de crescimento. Estes mapas são extremamente úteis e tem sido usados por GAUMANN, 2001, a fim de produzir ambas estrutura colunar e equiaxiais durante a refusão a laser da superliga CMSX-4. S. AL-BERMANI, 2010, registra a presença de fase β , em morfologia equiaxial, na base do componente produzido (figura 12), devido a difusão de elementos estabilizadores de β da base em que o componente estava sendo produzido (placa

de aço austenítico) e as primeiras camadas produzidas de Ti-64. Medidas de Energia dispersiva de raios-X (EDX) mostraram a presença de Cr, Fe e Ni nas primeiras camadas do componente. Esta é uma desvantagem que não é notada em componentes produzidos por DMLS, assim, os componentes apresentam estrutura mais uniforme e de fase única, para Ti-64.

Figura 12 – Mapa de EBSD para amostra produzida por EBM, mostrando a superfície paralela a direção de fabricação apresentando: (a) fase α' ; (b) fase β ; e (c) o mapa de reconstrução da fase β .

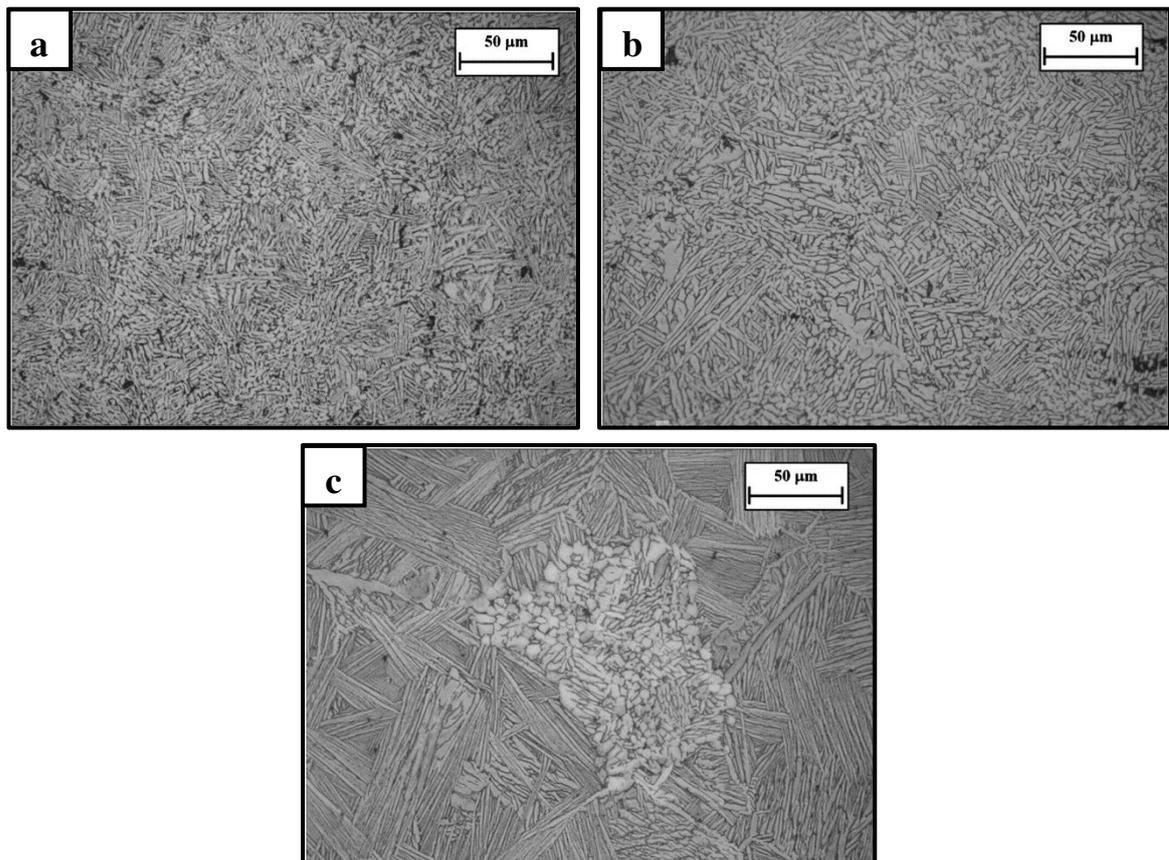


Fonte: S. AL-BERMANI, *et. al.*, 2010, p. 3426.

Uma técnica que possibilita uma ampla faixa de microestruturas possíveis é a técnica HIPing, técnica de metalurgia do pó que proporciona uma gama de propriedades com a mudança nos parâmetros ajustados, sendo os principais, a temperatura e a pressão a que o componente é produzido. YOUNGMOO KIM, 2014, mostra que a microestrutura também é fortemente dependente do tipo de processo em que o pó pré-ligado foi submetido, em seu trabalho, podendo ser por atomização a gás, a plasma ou por processo de hidratação/desidratação. A figura 13 apresenta micrografias resultantes da liga Ti-64 processada por HIPing a 880°C utilizando os três tipos de pó pré-ligado citados anteriormente.

Estudos mostram que, geralmente, a resistência a tração da liga Ti-64 aumenta com a diminuição da temperatura de processamento, pois, para menores temperaturas, forma-se fase α e β com morfologia equiaxial, o que proporciona melhores características de resistência mecânica, enquanto que para maiores temperaturas, forma-se estrutura lamelar.

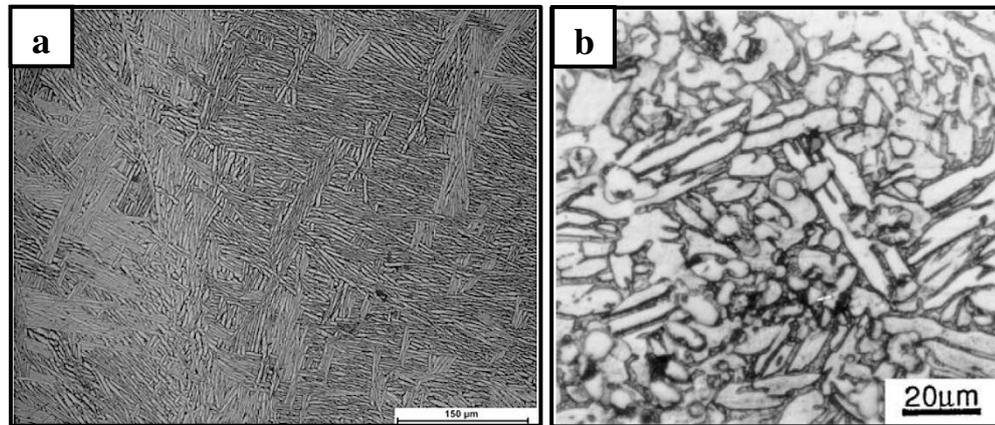
Figura 13 – Microestrutura da liga Ti-64 processada por HIPing a partir de pó metálico: (a) atomizado a gás; (b) atomizado a plasma; e (c) hidratado/desidratado.



Fonte: Y. KIM, *et. al.*, 2014, p. 209.

Utilizando de fundição, a gama de microestruturas obtidas é ainda maior, pois maior é a variedade de técnicas de fundição disponíveis, porém, o controle desta microestrutura em cada técnica é muito difícil e juntamente com a maior aplicabilidade desta liga para componentes de pequena dimensão, por vezes, torna-se não vantajoso optar pela fundição para a fabricação das ligas de Ti-64. REHAN REDA, 2013, e M.T. JOVANOVIC, 2006, encontraram a mesma microestrutura de Widmanstätten em peças produzidas por fundição convencional e por cera perdida, respectivamente, porém em frações de α/β diferentes (apesar da diferença na magnificação das imagens), como mostrado na figura 14.

Figura 14 – Microestrutura da liga Ti-64 processada por fundição (a) convencional; e (b) em cera perdida.



Fonte: (a) R. REDA; A. NOFAL; A. HUSSEIN, 2013, p. 390 e (b) M. JOVANIVIC, *et. al.*, 2006, p. 195.

Processos que possibilitam uma maior gama de microestruturas obtidas, e conseqüentemente, uma maior gama de propriedades, levam vantagem quanto aos outros processos de fabricação que, assim, não são. Desta forma, fundição e HIPing são processos que melhor se apresentam no quesito propriedades, quanto que SLM e EBM possibilitam poucas mudanças na microestrutura e propriedades finais para esta liga, necessitando-se, nestas últimas, de tratamentos térmicos para se obter as propriedades desejadas.

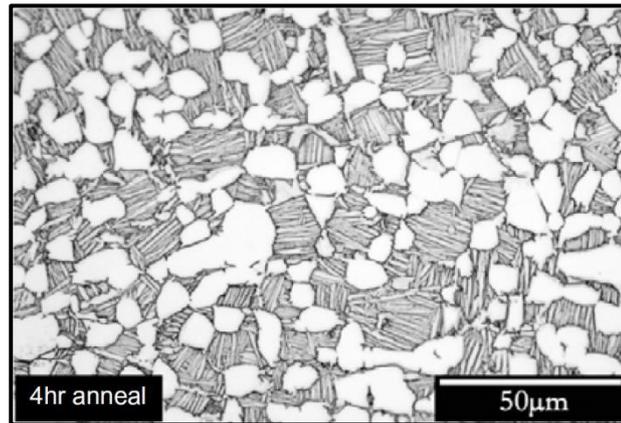
5.3 Macroestrutura

Outro fator de grande importância é o grau de anisotropia da estrutura de um componente metálico. Componentes que apresentam diferentes estruturas ao longo dos seus eixos, em geral, apresentam diferentes propriedades ao longo dos mesmos.

No processo de laminação, por exemplo, tende a deformar os grãos na direção de laminação. Isso faz com que em determinado eixo os grãos apresentem-se alongados, enquanto em outro, apresentem-se mais próximos a grãos equiaxiais (W. HOSFORD, 2010). A laminação, para o caso da liga Ti-64, não é utilizada com o propósito de aumento de resistência, pois o titânio apresenta estrutura hexagonal compacta e sua relação de parâmetros de rede, c/a , é menor que a ideal, fazendo com que os planos basais e prismáticos se ativem, e assim, tende-se a formar textura dos planos basal e/ou prismático muito forte, aumentando-se o grau de anisotropia do material (Y. WANG; J. HUANG, 2003, p. 18). Em vez disso, a laminação é realizada com o propósito de aumentar a energia interna do componente por meio da geração de discordâncias e posteriormente utilização de tratamentos térmicos para a

formação de estrutura bimodal (J. WARWICK, *et. al.*, 2013, p. 1603-1615). Esta estrutura resultante apresenta-se de fase α e β arrançadas em lamelas, com precipitados de α coalescido e disperso na estrutura. A figura 15 apresenta a microestrutura da liga Ti-64 após laminação de 50% e tratamento térmico de recozimento.

Figura 15 – Microestrutura da liga Ti-64 após laminação de 50% e recozimento à 950 °C por 4 horas.



Fonte: J. WARWICK, *et. al.*, 2013, p. 1608.

As técnicas de fundição de precisão e HIPing proporcionam estruturas com grau de anisotropia pequeno. Devido a esta característica, não há a necessidade de correções na estrutura com posteriores tratamentos térmicos, diminuindo-se os gastos de fabricação.

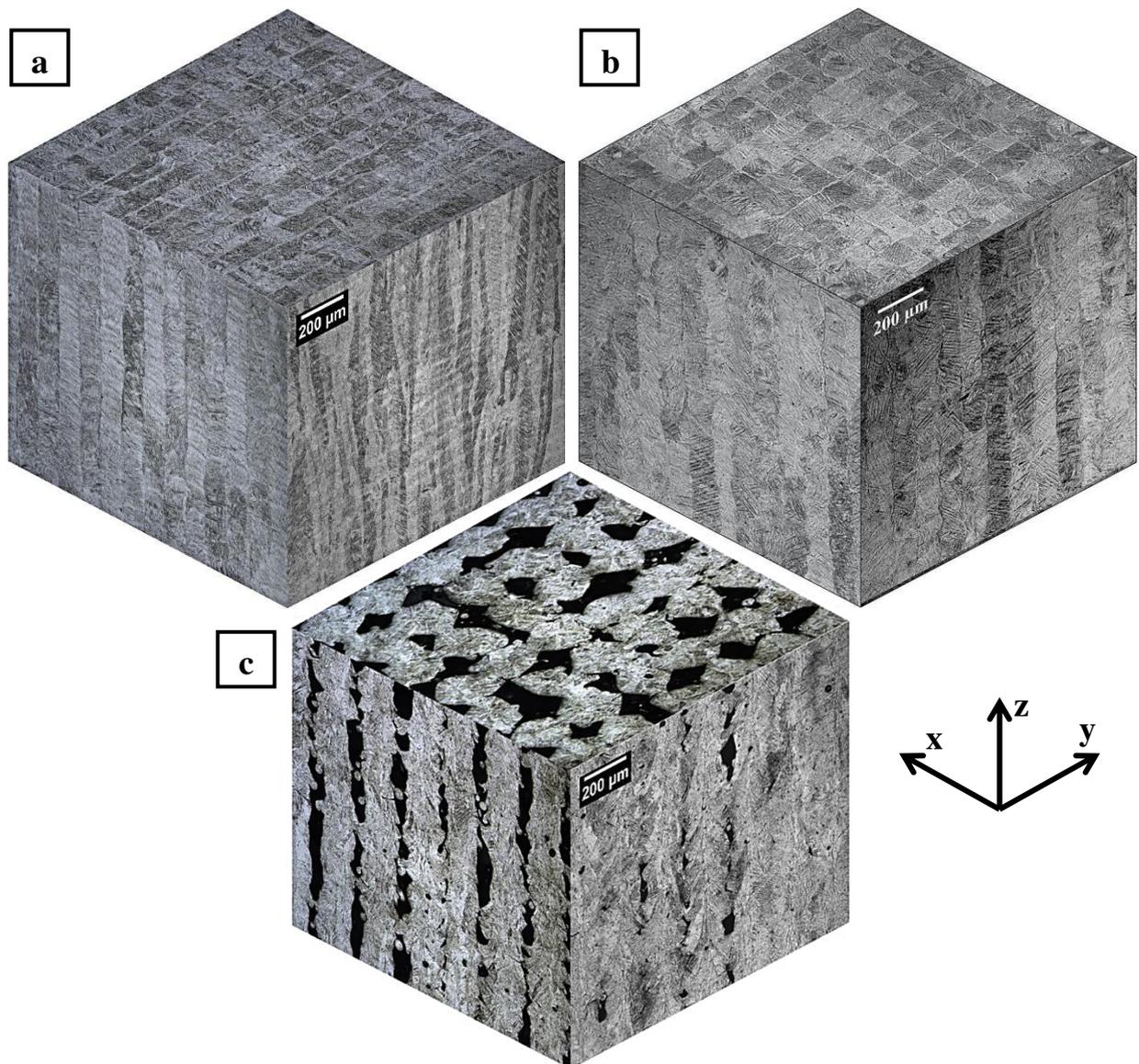
Quanto a processos por manufatura aditiva, a estrutura apresenta-se anisotrópicas, em sua grande maioria, formada por grãos grandes e colunares. A Figura 16 apresenta esquemas em 3D das micrografias das ligas produzidas por DMLS. Nota-se que a morfologia do material é fortemente dependente do padrão do scan utilizado durante a fabricação. A superfície lateral das amostras produzidas pelo scan de feixes paralelos apresentam grãos colunares com tamanhos e larguras não regulares, enquanto que na superfície frontal, os grãos apresentam-se bem regulares quanto ao tamanho e largura.

Para a amostra produzida por feixe cruzado, nota-se que os grãos apresentam-se regulares tanto na superfície frontal como na superfície lateral. Para a vista superior, nota-se as linhas do feixe que se cruzam, levando-se a crer que os grãos apresentam-se em colunas de seção quadrada, enquanto que para o scan de feixes paralelos, são de colunas de seção retangular.

Quanto ao último scan, percebe-se que, por erro da estratégia, há a presença de elevada porosidade, região onde o feixe não teve ação. Além disso, nota-se que os grãos

apresentam um tamanho menor e não mais formados por colunas que se estendem da base ao topo do componente, e sim, em formato de rosetas, como mostrado na figura 17.

Figura 16 – Composição em 3D das micrografias das amostras produzidas com estratégia de scan: (a) paralela; (b) cruzada; e (c) por pontos.

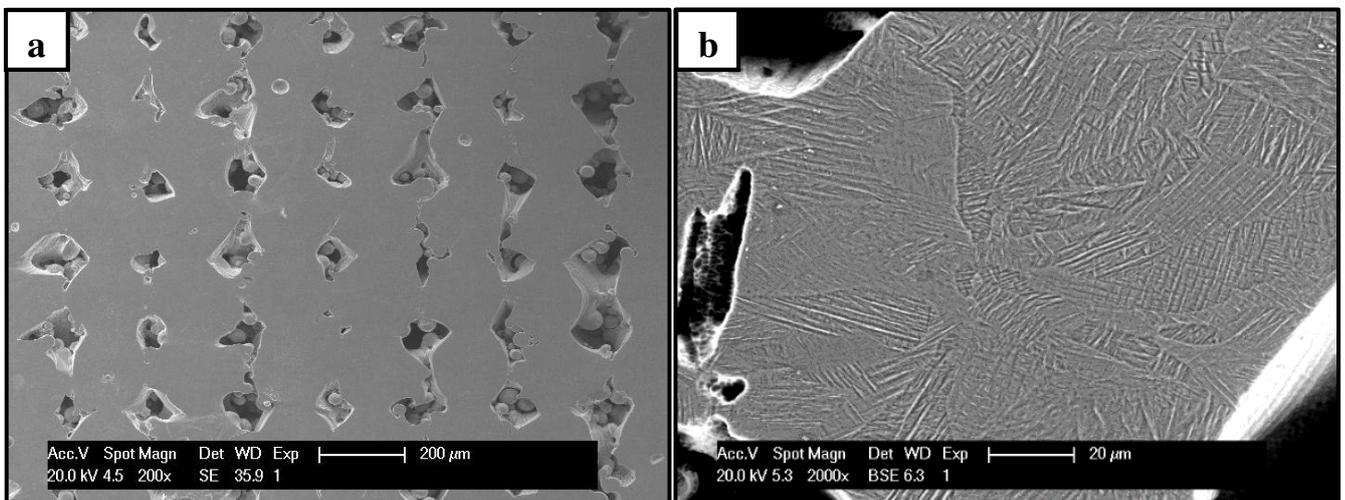


Fonte: Autoria própria.

Relacionando-se ao padrão do scan utilizado, sugere-se um caminho de solidificação, como mostrado na Figura 18. Tomando-se como exemplo a estratégia de scan paralela, e analisando a superfície frontal, propõe-se que, durante a fabricação da primeira camada, o feixe funde esta camada, deixando-a em forma líquida. Como a velocidade de solidificação é muito alta, o próprio feixe atua na separação entre grãos vizinhos, em que,

quando passar como segundo passe, o primeiro já se encontrará solidificado. Quando a porção a que o feixe fundiu solidifica, forma-se fase β , que a seguir transforma-se, de forma adifusional, em fase α' . Esta transformação segue a relação de orientação estabelecida por Burges. Após o feixe completar seu trajeto pela primeira camada e começar a fabricação da segunda, a primeira camada já estará solidificada e inteiramente composta de fase martensítica, α' . A energia imposta pelo feixe é capaz não só de fundir a camada de pó, mas também refunde parte da primeira camada e fornece energia suficiente para que uma região logo abaixo da camada refundida se transforme em fase β , transformando-se em um grão de mesma orientação do grão β formado anteriormente. A solidificação, então, segue-se da região de menor temperatura para a de maior temperatura, fazendo com que haja o crescimento epitaxial na direção de construção do componente. Após a completa fabricação do componente, a estrutura encontra-se composta inteiramente de fase martensítica originada de grãos β colunares.

Figura 17 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra F apresentando: (a) porosidade; e (b) morfologia dos grãos.

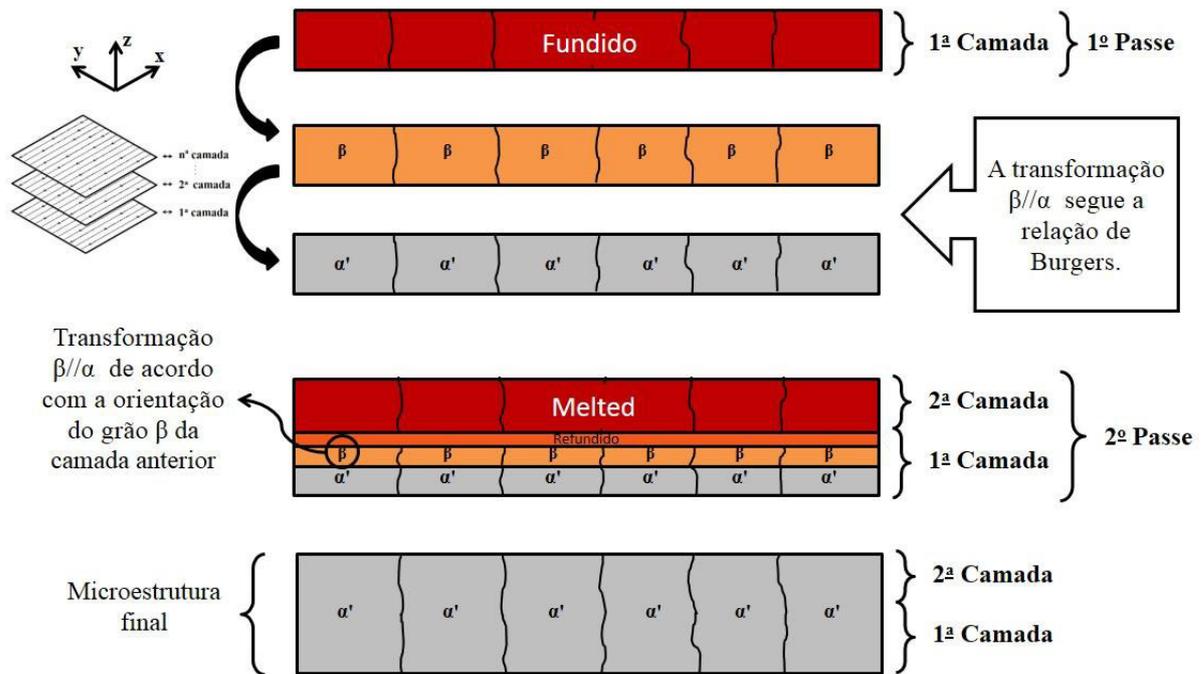


Fonte: Autoria própria.

A figura 19 apresenta as micrografias ópticas da superfície frontal para as amostras A-D. Nota-se, assim como afirmado anteriormente, que esta superfície apresenta os grãos bem definidos e alongados, da base ao topo da amostra. Estes grãos alongados são da fase β que se originou anteriormente à fase α' . A espessura destas camadas segue de acordo com o *hatch spacing* usado para cada uma, de acordo com a tabela 3. Nota-se ainda, uma maior quantidade de poros para as amostras C e D. Estas amostras foram fabricadas a maior

energia, como mostrada na Tabela 2, e assim, acredita-se que os poros originados tenham surgido devido a maior energia. A figura 20 apresenta os poros encontrados em uma das amostras produzidas a alta energia.

Figura 18 – Esquema da formação de grãos colunares durante a fabricação de componentes por DMLS.

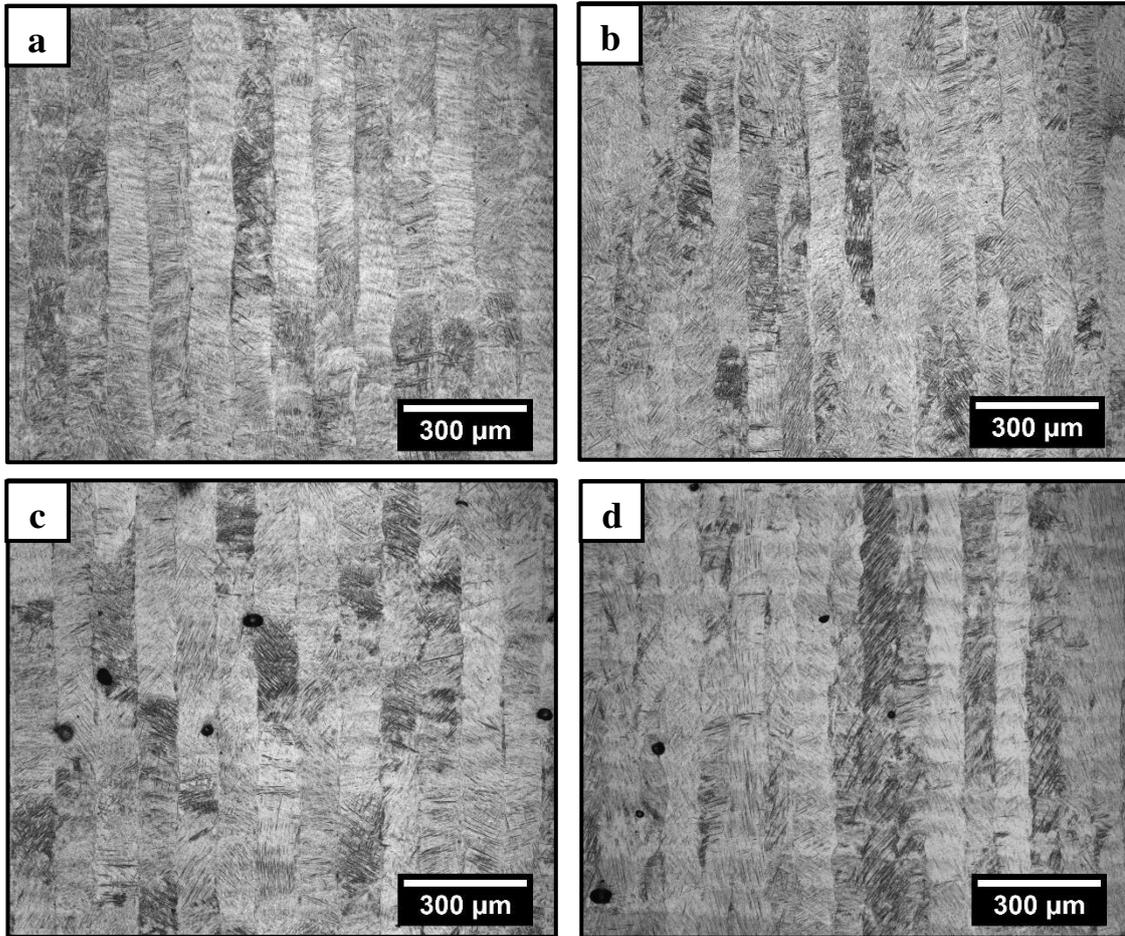


Fonte: Autoria própria.

SALLICA-LEVA (2013, p. 101) afirma que esta morfologia esférica e o espaço entre os poros, indica que estes são originados na fase líquida. Este ainda cita que a formação destes poros pode ser devido à baixa solubilidade do hidrogênio em fase líquida. Apesar de o processo ser desenvolvido em atmosfera composta de gás argônio, o pó não é completamente livre de hidrogênio. E como a solubilidade do hidrogênio diminui com o aumento na temperatura durante a fase líquida do Ti-64, maiores temperaturas aumentam a quantidade de hidrogênio rejeitado do líquido, que se combinam, formando bolhas de H_2 , e não escapam do líquido devido a elevada taxa de resfriamento.

Outra sugestão é a de que devido a maior energia imposta, o metal líquido alcança temperaturas muito elevadas, fazendo com que certa quantidade de metal evapore, formando-se gás que se acumula e fica aprisionado durante a solidificação. Sendo qualquer destes casos, a presença de poros tende a reduzir as propriedades mecânicas do material, pois estes atuam como concentradores de tensão, aumentando-se o risco de falha a partir destes defeitos.

Figura 19 – Micrografias ópticas da superfície frontal das amostras: (a) A; (b) B; (c) C; (d) D.



Fonte: Autoria própria.

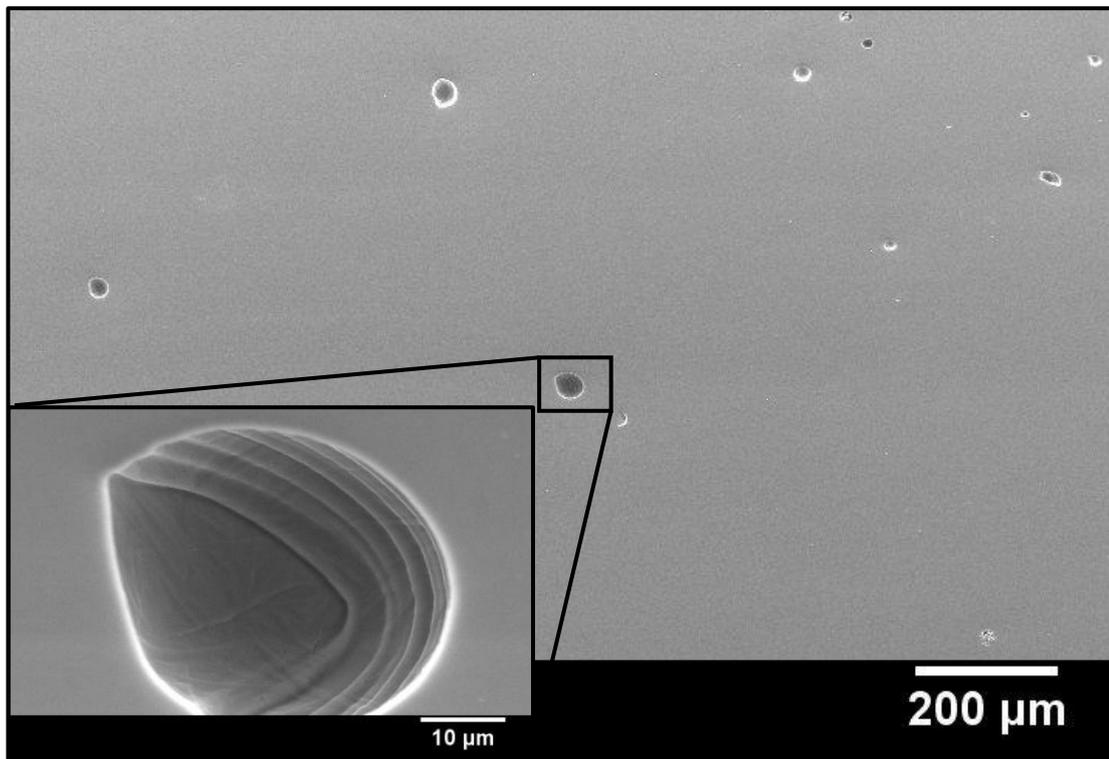
Tabela 3. Espessura da coluna dos grãos da superfície frontal

	Amostra			
	A	B	C	D
Espessura da coluna (μm)	100,4 ± 4,4	76,1 ± 4,0	101,5 ± 2,9	80,3 ± 4,3

Fonte: Autoria própria.

RUIPENG GUO (2015, p. 333) relata que pequenos poros podem funcionar como discordâncias, fazendo com que a resistência do componente aumente, porém estes poros devem ter diâmetro menor do que 1 μm, o que não é o caso.

Figura 20 – Micrografia eletrônica da amostra C apresentando a porosidade encontrada.



Fonte: Autoria própria.

5.4 EBSD

A figura 21 apresenta o mapa de orientação cristalográfica obtido e da reconstrução da fase β , colorido segundo a figura de polos inversa dos cristais hexagonal compacto (HC) e cúbico de corpo centrado (CCC), respectivamente. A reconstrução da fase β a partir da fase α seguindo a relação de Burgers, figura 21b, mostra que os grãos anteriores apresentam-se colunares. A figura 21c mostra a relação da conversão entre as fases α e β , em que os pontos azuis se referem a fase hexagonal e os pontos vermelhos, à fase cúbica.

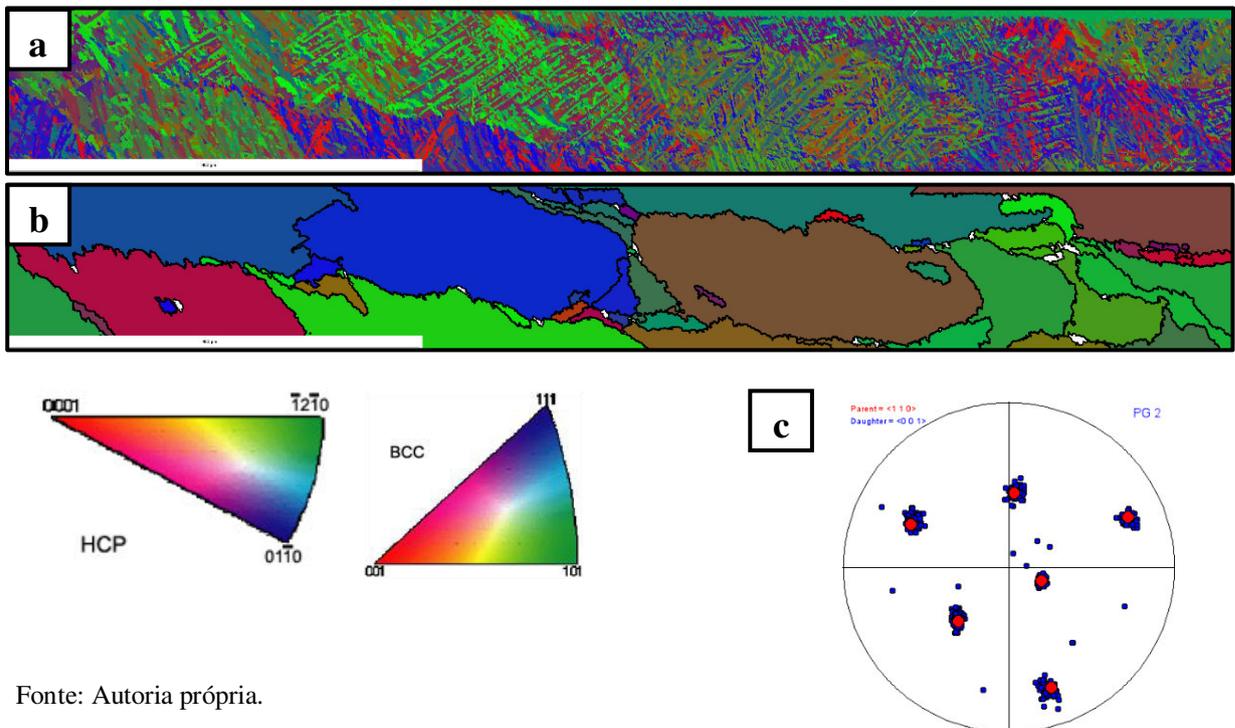
Nota-se, da figura 21a, que muitos grãos α' apresentam a orientação $\{1210\}$ e $\{0110\}$, originados, principalmente, de grãos β com orientação $\{111\}$ e $\{101\}$, respectivamente. O plano de deslizamento $\{0110\}$ é chamado de plano prismático e possui direção de deslizamento basal $\langle 2110 \rangle$. Os sistemas com direção basal tem mostrado serem preferenciais a um ângulo entre o eixo do parâmetro de rede c e o eixo de tração de até 14° , sugerindo que os outros sistemas de deslizamentos possuam uma alta tensão de cisalhamento

crítico resolvida. Isto implica em baixa plasticidade em cristais carregados perpendicularmente ao plano basal (MARTIN BORLAUG, *et. al.*, 2014, p. 3930).

Apesar de a análise ser realizada em uma secção muito pequena da amostra, percebe-se que, como os grãos são muito grandes e alongados, a orientação de cada grão tem efeito crucial no comportamento do material como um todo. Assim, o ajuste dos parâmetros adequados, bem como do tipo de padrão de fabricação utilizado, possui fundamental importância na produção de materiais de importantes aplicações.

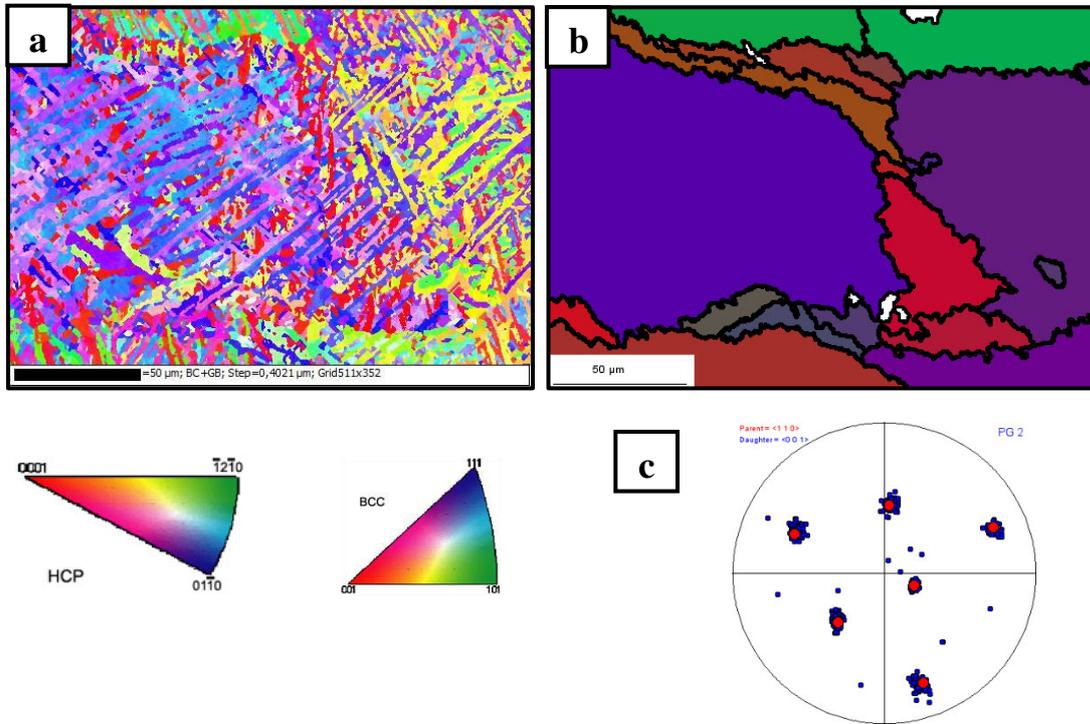
A figura 22 apresenta outro mapa de orientação cristalográfica, em escala menor, mostrando como a fase se encontra dentro da estrutura. Percebe-se que há um entrelaçamento das ripas de martensita, em que, ao mesmo tempo em que diferentes ripas possuem a mesma direção, apresentam também a mesma orientação cristalográfica, como evidenciado nos grãos coloridos em azul e amarelo. MARCO SIMONELLI (2014, pg. 2870) e BEY VRANCKEN (2012, pag. 14) também encontraram resultados semelhantes com respeito à mesma orientação cristalográfica para grãos que possuíam a mesma inclinação em relação à estrutura do material. Além disso, SIMONELLI também afirma que este tipo de morfologia é decorrente do alto teor em Vanádio e da alta densidade de discordâncias.

Figura 21 – Mapa de EBSD em baixa magnificação para: (a) fase α ; (b) fase β (reconstrução); e (c) figura de polos para a relação de Burgers $\alpha||\beta$.



Fonte: Autoria própria.

Figura 22 – Mapa de EBSD em alta magnificação para: (a) fase α ; (b) fase β (reconstrução); e (c) figura de polos para a relação de Burgers $\alpha||\beta$.



Fonte: Autoria própria.

AL-BERMANI (2010, pg. 3426) também encontrou resultados similares com a morfologia da fase β obtida a partir da reconstrução por orientação cristalográfica de componentes de Ti-64 obtidos por EBM. Como esta técnica é muito similar à técnica DMLS, fortalece-se a ideia da forma com que se originam os grãos colunares sugerida no mesmo trabalho.

NARAYANA MURTY (2014) mostra que para a liga Ti-64, há a aleatorização da orientação dos grãos com o aumento da temperatura de laminação a quente, fazendo com que um dos pontos negativos da conformação desta liga seja minimizado e assim, se obtenha uma estrutura com menor nível de anisotropia.

6 CONCLUSÕES

A morfologia superficial provou-se ser uma grande vantagem da técnica DMLS, pois a rugosidade é mínima, possuindo a mesma ordem de grandeza da granulometria do pó pré-ligado utilizado.

A microestrutura dos componentes produzidos apresentou ser inteiramente martensítica, apesar da mudança nos parâmetros ou no scan do feixe utilizado, assim, componentes produzidos por DMLS não produzem grandes mudanças de propriedades com a mudança dos parâmetros utilizados, enquanto que processos termomecânicos, de fundição e metalurgia do pó, apresentam.

Devido a relação de Burgers e do scan do feixe utilizado, grãos colunares são formados, levando o componente a possuir um maior grau de anisotropia, se comparado a mesma liga processada por MP ou fundição. Além disso, o aumento da energia utilizada para a produção do componente promove um aumento de porosidade, devido a fatores ainda não bem entendidos.

Ripas de martensita paralelas, apresentam a mesma orientação cristalográfica, e por métodos de reconstrução de fases por orientação cristalográfica, estas ripas de martensita são originados de grandes grãos β colunares, aumentando-se a possibilidade de formação de textura devido ao componente possuir poucos grãos de elevado tamanho e mesma orientação. Assim, torna-se necessário um melhor estudo do efeito da mudança de padrão do scan na orientação cristalográfica dos componentes.

Diante dos resultados, componentes de Ti-64 produzidos por DMLS apresentam vantagem no que se refere a precisão dimensional e rugosidade superficial, enquanto que as desvantagens são relacionadas a baixa variação metalúrgica no que se refere as fases, e conseqüentemente, propriedades finais, necessitando-se de tratamentos térmicos posteriores. Fatores como textura e morfologia dos grãos devem ser melhor estudados, pois se nota que provavelmente a estrutura final pode não ser colunar, ou possuir grãos tão grandes como o presenciado, apenas com a mudança do scan utilizado. Assim, sugere-se para trabalhos futuros a melhor análise do efeito do padrão do scan do feixe por EBSD e macrotxtura por Difração de Raios-X.

REFERÊNCIAS

A SIMCHI,; POHL, H. Effects of laser sintering processing parameters on the microstructure and densification of iron powder. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 359, n. 1-2, p.119-128, out. 2003. Elsevier BV. DOI: 10.1016/s0921-5093(03)00341-1.

AL-BERMANI, S. S. et al. The Origin of Microstructural Diversity, Texture, and Mechanical Properties in Electron Beam Melted Ti-6Al-4V. **Metall And Mat Trans A**, [s.l.], v. 41, n. 13, p.3422-3434, 31 ago. 2010. Springer Science + Business Media. DOI: 10.1007/s11661-010-0397-x.

CAYRON, Cyril. ARPGE: a computer program to automatically reconstruct the parent grains from electron backscatter diffraction data. **J Appl Cryst**, [s.l.], v. 40, n. 6, p.1183-1188, 10 nov. 2007. International Union of Crystallography (IUCr). DOI: 10.1107/s0021889807048777.

F. H. FROES (Ed.). **Titanium: Physical Metallurgy Processing and Application**. Ohio: F. H. Froes, 2015.

GAUMANN, M. et al. Single-Crystal Laser Deposition of Superalloys: Processing – Microstructure Maps. **Acta Materialia Inc**, Laussane, v. -, n. 49, p.1051-1062, 2001.

GIBSON, Ian; ROSEN, David W.; STUCKER, Brent. **Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing**. New York: Springer, 2010. 459 p.

GUO, Ruipeng et al. Microstructural evolution and mechanical properties of powder metallurgy Ti-6Al-4V alloy based on heat response. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 639, p.327-334, jul. 2015. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.041.

HOSFORD, William F.. **Mechanical Behavior of Materials**. 2. ed. Michigan: Cambridge, 2010. 419 p.

JOVANOVIĆ, M.t. et al. The effect of annealing temperatures and cooling rates on microstructure and mechanical properties of investment cast Ti-6Al-4V alloy. **Materials & Design**, [s.l.], v. 27, n. 3, p.192-199, 2006. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.matdes.2004.10.017.

KHAING, M.w; FUH, J.y.h; LU, L. Direct metal laser sintering for rapid tooling: processing and characterisation of EOS parts. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 113, n. 1-3, p.269-272, jun. 2001. Elsevier BV. DOI: 10.1016/s0924-0136(01)00584-2.

KIM, Youngmoo et al. Microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed Ti-6Al-4V alloy. **Journal Of Alloys And Compounds**, [s.l.], v. 603, p.207-212, ago. 2014. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.03.022.

KOBRYN, P.a; SEMIATIN, S.I. Microstructure and texture evolution during solidification processing of Ti-6Al-4V. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 135, n. 2-3, p.330-339, abr. 2003. Elsevier BV. DOI: 10.1016/s0924-0136(02)00865-8.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. 2. ed. New Jersey: Wiley-vch, 2003. 461 p.

LEYENS, Christoph; PETERS, Manfred. **Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications**. Koln: Wiley-vch, 2003. 513 p.

LUTJERING, G.; WILLIAMS, J. C.. **Titanium**. 2. ed. Manchester: Springer, 2007.

MATHISEN, Martin Borlaug et al. Characterization of microstructure and strain response in Ti-6Al-4V plasma welding deposited material by combined EBSD and in-situ tensile test. **Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China**, [s.l.], v. 24, n. 12, p.3929-3943, dez. 2014. Elsevier BV. DOI: 10.1016/s1003-6326(14)63553-6.

MURTY, S.v.s. Narayana et al. Microstructure–texture–mechanical properties relationship in multi-pass warm rolled Ti-6Al-4V Alloy. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 589, p.174-181, jan. 2014. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.msea.2013.09.087.

PARIMI, Lakshmi L. et al. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 89, p.102-111, mar. 2014. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.matchar.2013.12.012.

RAMOSOEU, M. E. et al. Additive manufacturing: Characterization of TI-6Al-4V alloy intended for biomedical application. **Southern African Institute Of Mining And Metallurgy Advanced Metals Initiative: Light Metals Conference**, Muldersdrift, v. , n. , p.337-344, out. 2010.

REDA, Reham; NOFAL, Adel; HUSSEIN, Abdel-hamid. Effect of Single and Duplex Stage Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Cast Ti-6Al-4V Alloy. **Metallogr. Microstruct. Anal.**, [s.l.], v. 2, n. 6, p.388-393, 15 nov. 2013. Springer Science + Business Media. DOI: 10.1007/s13632-013-0103-7.

SALLICA-LEVA, E.; JARDINI, A.I.; FOGAGNOLO, J.b.. Microstructure and mechanical behavior of porous Ti-6Al-4V parts obtained by selective laser melting. **Journal Of The Mechanical Behavior Of Biomedical Materials**, [s.l.], v. 26, p.98-108, out. 2013. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2013.05.011.

SHREEPAD, Sarange; RAVI, Warkhedkar. New Revolutionary Ideas of Material Processing – A Path to Biomaterial Fabrication by Rapid Prototyping. **Procedia - Social And Behavioral Sciences**, [s.l.], v. 195, p.2761-2768, jul. 2015. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.sbspro.2015.06.390.

SIMONELLI, Marco; TSE, Yau Yau; TUCK, Chris. On the Texture Formation of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V. **Metall And Mat Trans A**, [s.l.], v. 45, n. 6, p.2863-2872, 13 fev. 2014. Springer Science + Business Media. DOI: 10.1007/s11661-014-2218-0.

VRANCKEN, Bey et al. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. **Journal Of Alloys And Compounds**, [s.l.], v. 541, p.177-185, nov. 2012. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.07.022.

WANG, Y.n; HUANG, J.c. Texture analysis in hexagonal materials. **Materials Chemistry And Physics**, [s.l.], v. 81, n. 1, p.11-26, jul. 2003. Elsevier BV. DOI: 10.1016/s0254-0584(03)00168-8.

WARWICK, J.I.w. et al. In situ observation of texture and microstructure evolution during rolling and globularization of Ti–6Al–4V. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 61, n. 5, p.1603-1615, mar. 2013. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.037.