

Amanda Rodrigues Jerônimo Siebert

**CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA, ESTRUTURAL,
MECÂNICA E TRIBOLÓGICA DA LIGA Ti-6Al-4V
PRODUZIDA POR LENS E COMERCIAL**

Joinville

2017

Amanda Rodrigues Jerônimo Siebert

**CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA, ESTRUTURAL,
MECÂNICA E TRIBOLÓGICA DA LIGA Ti-6Al-4V
PRODUZIDA POR LENS E COMERCIAL**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências Mecânicas para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia e Ciências Mecânicas.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Mikowski

Coorientador: Prof. Dr. Paulo Cesar Soares Jr.

Joinville

2017

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Siebert, Amanda Rodrigues Jerônimo

Caracterização morfológica, estrutural, mecânica e tribológica da liga Ti-6Al-4V produzida por Lens e Comercial / Amanda Rodrigues Jerônimo Siebert ; orientador, Alexandre Mikowski, coorientador, Paulo César Soares Júnior, 2017.

111 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Joinville, Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciências Mecânicas, Joinville, 2017.

Inclui referências.

1. Engenharia e Ciências Mecânicas. 2. Ti-6Al-4V. 3. Dureza. 4. Módulo de elasticidade. 5. Tribologia. I. Mikowski, Alexandre. II. Soares Júnior, Paulo César. III. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências Mecânicas. IV. Título.

Amanda Rodrigues Jerônimo Siebert

**CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA, ESTRUTURAL,
MECÂNICA E TRIBOLÓGICA DA LIGA TI-6Al-4V PRODUZIDA
POR LENS E COMERCIAL**


Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia e Ciências Mecânicas, área de concentração Materiais, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências Mecânicas da Universidade Federal de Santa Catarina.

Joinville, 11 de julho de 2017.

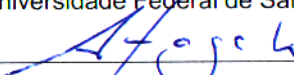


Prof. Breno Salgado Barra, Dr.
Coordenador do Pós-ECM

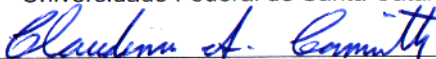
Banca Examinadora



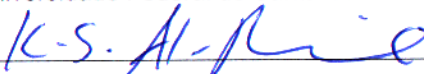
Prof. Alexandre Mikowski, Dr.
Orientador e Presidente da Banca Examinadora
Universidade Federal de Santa Catarina



Prof. Adriano Fagali de Souza, Dr.
Universidade Federal de Santa Catarina



Prof. Claudimir Antonio Carminatti, Dr.
Universidade Federal de Santa Catarina



Prof. Kassim Shamil Fadhil Al-Rubaie, Dr.
Centro Universitário SOCIESC – UNISOCIESC

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de expressar gratidão ao meu orientador professor Alexandre Mikowski por acreditar neste trabalho e pela orientação.

Ao meu coorientador professor Paulo César Soares Júnior do Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Paraná (PUCPR) pela orientação e direcionamento deste trabalho, bem como, por todo suporte na viabilidade dos ensaios mecânicos, caracterização microestrutural e tribologia.

Ao Prof. Dr. Marek Polanski da Universidade Militar de Vársovia pela generosidade como me recebeu, orientou e por todo o conhecimento compartilhado.

Ao Prof. Dr. Carlos Maurício Lepiensi pela realização das medidas de Indentação Instrumentada.

Ao Prof. Dr. Milton Domingos Michél do Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG) pela realização do ensaio mecânico de flexão por três pontos.

Ao Prof. Dr. Thiago Antonio Fiorentin do Departamento de Engenharias da Mobilidade, Campus Joinville, Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) pela realização do ensaio mecânico vibro acústico, com a técnica de excitação por impulso.

Ao Prof. Dr. Carlos Augusto Henning Laurindo do Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Paraná (PUCPR) pela realização dos ensaios tribológicos.

A FAPESC pelo apoio financeiro.

The first principle is that you must not fool yourself and you are the easiest person to fool.

Richard Feynman

RESUMO

A liga Ti-6Al-4V é amplamente utilizada na indústria aeroespacial devido as suas propriedades mecânicas. As propriedades mecânicas, por sua vez estão relacionadas a microestrutura que é fortemente influenciada pelo processo de fabricação e tratamentos pós-processamento. Neste sentido, este trabalho tem o intuito de estudar a microestrutura e as propriedades mecânicas de amostras de Ti-6Al-4V produzidas por LENS (Laser Engineered Net Shaping) e de maneira convencional. Para estudar as propriedades mecânicas foram realizados os ensaios de dureza Vickers, técnica de excitação por impulso, flexão, indentação instrumentada e tribologia. Para a análise microestrutural foram realizados os ensaios de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X (DRX). Os resultados mostraram a presença da fase α' para a amostra de Ti-6Al-4V produzida por LENS e $\alpha + \beta$ para a amostra produzida pelo método convencional. As amostras da liga Ti-6Al-4V produzidas por LENS apresentaram valores maiores de dureza Vickers e por indentação instrumentada ($352,5 \pm 25,3$ HV; $4,3 \pm 0,1$ GPa) comparada as amostras produzidas pelo método convencional ($326,9 \pm 17,8$ HV; $3,6 \pm 0,1$ GPa). Os valores para o módulo de elasticidade pelas técnicas de excitação por impulso, indentação instrumentada e ensaio mecânico de flexão para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS foram respectivamente ($113,5 \pm 2,9$ GPa; $126,2 \pm 2,3$ GPa; $79,6 \pm 2,7$ GPa) e para o método convencional ($102,3 \pm 0,5$ GPa; $115,1 \pm 2,6$ GPa; $70,4 \pm 3,3$ GPa). O limite de resistência à flexão apresentou valores similares para a amostra produzida por LENS ($2,32 \pm 0,09$ GPa) e para o método convencional ($2,20 \pm 0,09$ GPa). A amostra da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS revelou uma taxa de desgaste 29% menor comparada a mesma liga produzida pelo método convencional.

Palavras-chave: Ti-6Al-4V. Dureza. Módulo de elasticidade. Tribologia. LENS.

ABSTRACT

The Ti-6Al-4V alloy is widely used in the aerospace industry because of its mechanical properties. The mechanical properties, are related to microstructure that is strongly influenced by the manufacturing process and post-processing treatments. In this way, this work aims to study the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V samples produced by LENS (Laser Engineered Net Shaping) and by conventional method. In order to study the mechanical properties were carried out the Vickers hardness tests, impulsive excitation of vibration technique, bending, indentation and tribology. For the microstructural analysis were carried out the scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD). The results showed the presence of the α' phase for the samples of Ti-6Al-4V produced by LENS and $\alpha + \beta$ for the samples produced by the conventional method. The Ti-6Al-4V alloy samples produced by LENS showed higher values of Vickers hardness and indentation (352.5 ± 25.3 HV, 4.3 ± 0.1 GPa) compared to the samples produced by the conventional method (326.9 ± 17.8 HV, 3.6 ± 0.1 GPa). The values for the modulus of elasticity by the impulse excitation of vibration technique, indentation and bending techniques of Ti-6Al-4V alloy produced by LENS were respectively (113.5 ± 2.9 GPa, 126.2 ± 2.3 GPa, 79.6 ± 2.7 GPa) and for the conventional method (102.3 ± 0.5 GPa, 115.1 ± 2.6 GPa, 70.4 ± 3.3 GPa). The flexural strength limit presented similar values for the sample produced by LENS (2.32 ± 0.09 GPa) and for the conventional method (2.20 ± 0.09 GPa). The sample of Ti-6Al-4V alloy produced by LENS showed a 29% lower wear rate compared to the same alloy produced by the conventional method.

Keywords: Ti-6Al-4V. Hardness. Elastic Modulus. Tribology. LENS.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Célula unitária (a) Ti fase α e (b) Ti fase β	27
Figura 2	Influência dos elementos de liga no diagrama de fase do Ti e suas ligas.....	29
Figura 3	Ilustração esquemática da formação da microestrutura Widmanstätten numa liga de Ti-6Al-4V por resfriamento lento acima da linha de transformação β . A microestrutura final consiste em placas α separadas por fase β	33
Figura 4	Diagrama esquemático de fase da liga Ti-6Al-4V (MS: temperatura de transformação martensítica inicial).....	33
Figura 5	Microestrutura da liga Ti-6Al-4V após resfriamento lento com a taxa 50 °C/h e resfriamento rápido em água.....	34
Figura 6	Representação esquemática do processo LENS.....	41
Figura 7	Diagrama esquemático mostrando a relação entre a intensidade do laser, tamanho da poça de fusão e a distância de trabalho. As linhas A, B e F representam diferentes localizações do substrato na direção Z.....	43
Figura 8	Fotografia do equipamento LENS-MR-7 Optomec.....	51
Figura 9	Amostras 1, 2 e 3 com o substrato após processamento.....	52
Figura 10	Posição dos componentes para medir o modo de flexão.....	52
Figura 11	Diagrama com os equipamentos necessários para realizar o teste de excitação por impulso.....	53
Figura 12	Espectro de energia dispersiva (EDS) da amostra de pó da liga Ti-6Al-4V.....	56
Figura 13	Imagens obtidas por MEV de seções transversais das partículas de Ti-6Al-4V. (a) com ampliação de 100 vezes e (b) com ampliação de 200 vezes.....	56
Figura 14	Morfologia do pó da liga Ti-6Al-4V imagens de microscopia eletrônica com ampliações de (a) 100 vezes, (b) 200 vezes e (c) 500 vezes.....	57
Figura 15	Difratograma de raios-X obtido pela análise do pó da liga Ti-6Al-4V.....	58
Figura 16	Corpo de prova de Ti-6Al-4V produzidos com potência de 250 W. (a) Imagens feitas em MO com escala de 1000 μm e (b) Imagem feita com tomografia computadorizada com escala de 2000 μm	60

Figura 17 Corpo de prova de Ti-6Al-4V produzidos com potência de 220 W. (a) Imagens feitas em microscópio ótico (MO) com escala de 1000 μm e (b) Imagem feita com tomografia computadorizada com escala de 2000 μm .	61
Figura 18 Corpo de prova de Ti-6Al-4V produzidos com potência de 190 W. (a) Imagens feitas em MO com escala de 1000 μm e (b) Imagem feita com tomografia computadorizada com escala de 2000 μm .	62
Figura 19 Ilustração esquemática do corpo de prova produzido por LENS que indica as regiões de análise microestrutural. Imagem obtida por MEV.	64
Figura 20 Microestruturas das amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS com ampliação de 5000 vezes. Imagem de MEV para (a) topo, (b) centro e (c) interface.	65
Figura 21 Microestruturas das amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS com ampliação de 20.000 vezes. Imagem de MEV para (a) topo, (b) centro e (c) interface.	66
Figura 22 Microestrutura da região do topo da amostra da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. Imagem com ampliação de 50.000 vezes.	67
Figura 23 Microestrutura da liga Ti-6Al-4V comercial, com ampliação de (a) 3000 vezes e (b) 5000 vezes.	67
Figura 24 Difratoograma de raios-X obtido para (a) amostra produzida por LENS e (b) amostra comercial.	68
Figura 25 Curvas $P \times h$ da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial.	70
Figura 26 Dureza H_{IT} das amostras de Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial como função da força aplicada.	71
Figura 27 Dureza HV das amostras de Ti-6Al-4V produzidas por LENS e comercial como função da força aplicada pelo ensaio de dureza Vickers e indentação instrumentada.	72
Figura 28 Imagem de microscopia eletrônica de varredura das indentações produzidas no ensaio de dureza por indentação instrumentada (Berkovich) e pelo ensaio de dureza Vickers para as amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial. Sendo (a) e (b) para a indentação instrumentada e (c) e (d) para a dureza Vickers.	74
Figura 29 Curvas força x deflexão para a liga Ti-6Al-4V produzida	

por LENS e comercial.	77
Figura 30 Imagem de MEV para o ensaio de flexão da amostra da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. Imagens do corpo de prova (a) lateral e (b) topo.	78
Figura 31 Imagem de MEV para a liga Ti-6Al-4V comercial. Imagens do corpo de prova (a) lateral e (b) topo.	78
Figura 32 Função resposta representativa da frequência para uma das quatro amostras de forma retangular da liga Ti-6Al-4V produzida por (a) LENS e (b) comercial.	81
Figura 33 Coeficiente de atrito para as amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial.	86
Figura 34 Imagens de MEV da trilha da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. (a) lado esquerdo (b) centro e (c) lado direito.	87
Figura 35 Imagens de MEV da trilha da liga Ti-6Al-4V comercial. (a) lado esquerdo (b) centro e (c) lado direito.	88
Figura 36 Ilustração esquemática de um instrumento de indentação.	106
Figura 37 Ilustração da curva de carregamento e descarregamento em um ciclo de carga.	107

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Teor mínimo de elementos β -estabilizadores (% em massa) necessária para promover a estabilização da fase β à temperatura ambiente.	30
Tabela 2	Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V e titânio comercialmente puro grade 4.	32
Tabela 3	Composição química do pó da liga Ti-6Al-4V.	55
Tabela 4	Comparação entre a densidade obtida da liga Ti-6Al-4V pelo processo LENS, comercial e obtida por outros autores e técnicas de fabricação.	63
Tabela 5	Comparação entre a dureza da liga Ti-6Al-4V obtida por outros autores e técnicas de fabricação	75
Tabela 6	Comparação entre valores do módulo de elasticidade obtidos por diferentes processos de fabricação (Parte 1)	83
Tabela 6	Comparação entre valores do módulo de elasticidade obtidos por diferentes processos de fabricação (Parte 2)	84

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Ti	- Titânio
Al	- Alumínio
Ga	- Gálio
Sn	- Estanho
H	- Hidrogênio
C	- Carbono
N	- Nitrogênio
O	- Oxigênio
V	- Vanádio
Ta	- Tântalo
Nb	- Nióbio
Mo	- Molibdênio
Mg	- Magnésio
Cu	- Cobre
Cr	- Cromo
Fe	- Ferro
Zr	- Zircônio
α	- fase hexagonal compacta do titânio
β	- fase cúbica de corpo centrado do titânio
θ	- ângulo de difração de raio-X
λ	- comprimento de onda de difração de raio-X
α_p	- Alfa primário
α'	- Fase martensítica
α''	- Fase martensítica ortorrômbica
ω	- Fase metaestável hexagonal proveniente da fase β
CCC	- Cúbica de corpo centrado
HC	- Hexagonal compacta
MEV	- Microscopia eletrônica de varredura
DRX	- Difração de raios-X
EDS	- Energy Dispersive Spectroscopy
BSE	- Back-scatter detector
MO	- Microscopia ótica
E	- Módulo de elasticidade/ Young
H_{IT}	- Dureza por indentação instrumentada
HV	- Dureza Vickers
MPa	- Megapascal (10^6 N/m ²)
GPa	- Giga Pascal (10^9 N/m ²)

W - Taxa de desgaste
W - Watt
n - ordem de difração
Nd:YAG - Neodymium-doped yttrium aluminium garnet
 f_f - Frequência flexural
 μm - micrometro
rpm - rotação por minuto
 ρ - Densidade
 δ - Deflexão
 A_c - Área de contato
JCPDS - Joint Committee on Powder Diffraction Standards
ASTM - American Society for Testing and Materials
WAT - Universidade Militar de Varsóvia
PR - Paraná
PUC - Pontifícia Universidade Católica
MA - Manufatura Aditiva
HIP - Hot Isostatic Pressing
LENS - Laser Engineered Net Shaping
SLM - Selective Laser Melting
EBM - Electron Beam Melting
SFF - Solid Free Form
CAD - Computer Aided Design
DLF - Direct Laser Fabrication
LMD - Laser Metal Deposition
SL - Stereolithography
SLS - Selective Laser Sintering
EOS - Electro Optical System
SMD - Shaped Metal Deposition

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	23
1.1 OBJETIVOS	24
1.1.1 Objetivos gerais	24
1.1.2 Objetivos específicos	25
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1 TITÂNIO E SUAS LIGAS	27
2.1.1 Titânio	27
2.1.2 Ligas de titânio	28
2.1.2.1 Transformação de fases	28
2.1.2.2 Ligas α	30
2.1.2.3 Ligas β	30
2.1.2.4 Ligas ($\alpha + \beta$)	31
2.1.3 A liga Ti-6Al-4V	31
2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO TI-6AL-4V	35
2.2.1 Dureza e módulo de elasticidade	35
2.2.2 Propriedades estáticas e dinâmicas	36
2.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO LENS	38
2.3.1 Introdução à técnica de manufatura aditiva LENS ..	39
2.3.2 Desenvolvimento do processo LENS	39
2.3.3 Descrição do processo LENS	40
2.3.4 Aplicação do processo LENS	42
3 MATERIAIS E MÉTODOS	45
3.1 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS PRODUZIDAS COM A LIGA Ti-6Al-4V PRODUZIDAS POR LENS E COMERCIAL	45
3.2 FABRICAÇÃO DAS AMOSTRAS	45
3.3 DENSIDADE	46
3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	47
3.4.1 Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva	47
3.4.2 Difração de raios-X	47
3.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS	48
3.5.1 Dureza Vickers	48
3.5.2 Flexão em três pontos	49
3.5.3 Indentação instrumentada	49
3.5.4 Ensaio pela técnica de excitação por impulso	49
3.6 TRIBOLOGIA	50
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	55

4.1	CARACTERIZAÇÃO DO PÓ DA LIGA Ti-6Al-4V	55
4.2	FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DA LIGA Ti-6Al-4V POR LENS	59
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	62
4.4	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	69
4.4.1	Dureza	69
4.4.2	Limite de resistência a flexão	76
4.4.3	Módulo de elasticidade	79
4.4.4	Coefficiente de atrito e taxa de desgaste específico	85
5	CONCLUSÕES	91
	REFERÊNCIAS	93
	APÊNDICE A - Indentação instrumentada	105
	APÊNDICE B - Ensaio pela técnica de excitação por impulso	111

1 INTRODUÇÃO

O extensivo uso do titânio e suas ligas especialmente o Ti-6Al-4V em indústrias de alto desempenho, como a aeroespacial, onde segurança e funcionalidade dos componentes são fundamentais o aprimoramento constante do processo de fabricação de cada um desses componentes fabricados se torna primordial (KHANNA; DAVIM, 2015; WILLIAMS; STARKE, 2003).

Nesse contexto, apesar do titânio e suas ligas terem sido primeiramente desenvolvidas e estudadas pela indústria aeroespacial, estas ligas tornaram-se uma alternativa a diversos ramos industriais. Desta forma, o seu uso vem crescendo nas indústrias química, petroquímica, de alimentos, farmacêutica, automotiva e médica (BANDYOPADHYAY et al., 2010; FROES et al., 2004; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007; SHAH et al., 2016; STRÁSKÝ et al., 2011; SUÁREZ et al., 2011; VAITHILINGAM et al., 2016; WIEDING et al., 2015).

A liga Ti-6Al-4V é a liga mais utilizada entre 50-70% de todo o titânio produzido no mundo (SUÁREZ et al., 2011; ZENG; BIELER, 2005). O Ti-6Al-4V é uma liga que possui duas fases ($\alpha + \beta$) e, devido à presença dessas duas fases e a transformação entre elas, possibilita uma melhor combinação de microestrutura e propriedades mecânicas (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

Sendo assim, a microestrutura é dependente do histórico do processamento e do tratamento térmico recebido. Ao controlar, por exemplo, o tratamento térmico, a resistência mecânica do titânio pode alcançar níveis acima de 1100 MPa (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007). Entretanto, apesar de suas excelentes propriedades mecânicas, a liga Ti-6Al-4V possui pouca resistência ao desgaste, sendo necessários tratamentos superficiais para melhorar as suas propriedades tribológicas (BEMPO-RAD et al., 2006; MOLINARI et al., 1997).

O alto custo da matéria-prima também requer processos de alta eficiência que diminua a necessidade de processos e tratamentos pós-fabricação, assim como, o próprio desperdício da matéria prima. Nesse sentido, as técnicas de Manufatura Aditiva (MA), que produzem peças pela adição de matéria-prima por camadas, acabam por gerar peças muito próximas ao estado final desejado, o que elimina muitas vezes a necessidade de usinagem e soldagem (CORMIER et al., 2004). Em comparação aos métodos convencionais, todos os métodos de manufatura aditiva tem a vantagem de reduzir a matéria-prima desperdiçada, menor tempo de espera e mínimo ou zero custo de ferramentas (AL-

BERMANI et al., 2010).

Dentre as técnicas de manufatura aditiva ou prototipagem rápida, a técnica de Conformação Próxima ao Formato Final via Laser, do inglês Laser Engineered Net Shaping (LENS), é uma técnica rápida e flexível de fabricação de metais por deposição direta de pó. O processo de manufatura LENS pode ser usado para criar protótipos complexos produzidos em pequenos lotes para ferramentaria e reparação (SEMETAY, 2007).

A real promessa dessa tecnologia é produzir materiais multifuncionais, ou uma grade funcional de materiais, através da deposição de camadas alternadas de material. Parâmetros de fabricação como a potência do laser e a velocidade de resfriamento, por sua vez, direcionam as características microestruturais como tamanho de grão e tamanho e distribuição de poros (SEMETAY, 2007).

Dessa forma, esse trabalho tem como proposta caracterizar as propriedades mecânicas e microestruturais da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS, comparativamente a técnica tradicional de fabricação. O trabalho possibilitará do ponto de vista metalúrgico, a compreensão das características necessárias, para a utilização dessa liga na construção e desenvolvimento de novos produtos, tendo em vista a vasta utilização deste material para aplicação aeroespacial e médica.

Dessa maneira, este trabalho está organizado conforme segue. No capítulo 2 é realizada uma revisão sobre a metalurgia e propriedades mecânicas do titânio e suas ligas seguido sobre o processo de manufatura aditiva LENS. O capítulo 3 será abordado as técnicas experimentais utilizadas neste trabalho. O capítulo 4 apresenta os resultados e discussões. Por último, o capítulo 5 apresenta as conclusões.

1.1 OBJETIVOS

A seguir serão apresentados os objetivos gerais e específicos deste trabalho.

1.1.1 Objetivos gerais

Caracterizar a microestrutura, as propriedades mecânicas e tribológicas da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS com diferentes parâmetros de processo e investigar sua influência na qualidade metalúrgica do produto obtido, assim como comparar os resultados obtidos com a

liga Ti-6Al-4V comercial.

1.1.2 Objetivos específicos

- Caracterizar morfológicamente e estruturalmente o pó da liga Ti-6Al-4V.
- Fabricar as amostras de Ti-6Al-4V pelo processo Laser Engineered Net Shaping (LENS) com diferentes parâmetros de potência do laser e selecionar a condição que apresentou a menor porosidade.
- Fabricar as amostras de Ti-6Al-4V pelo processo LENS com a condição de menor porosidade e confeccionar corpos-de-prova para realizar as caracterizações.
- Caracterizar microestruturalmente a liga Ti-6Al-4V pelo processo LENS e comparar com a liga Ti-6Al-4V obtida por processo convencional.
- Caracterizar mecanicamente e tribologicamente a liga Ti-6Al-4V fabricada pelo processo LENS e comparar com a liga Ti-6Al-4V obtida por processo convencional.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 TITÂNIO E SUAS LIGAS

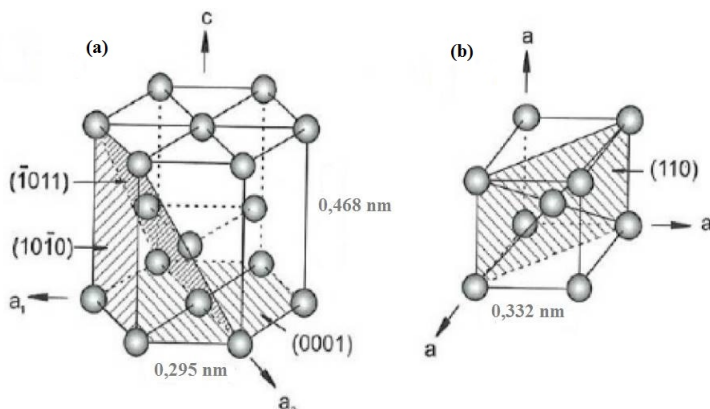
O conteúdo descrito nesta seção aborda os conceitos fundamentais sobre a metalurgia física e propriedades mecânicas do titânio com ênfase na liga Ti-6Al-4V.

2.1.1 Titânio

Presente na crosta terrestre, o titânio (Ti) é o quarto elemento metálico mais abundante depois do alumínio, ferro e magnésio, dos metais de transição ferrosos da família 4B da tabela periódica. Semelhante aos elementos de transição, apresenta uma camada incompleta em sua estrutura eletrônica no estado fundamental (LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

O titânio possui valência variável e se encontra comumente nos estados bi, tri e tetravalente. A Figura 1 ilustra os dois tipos de estrutura cristalina apresentadas pelo titânio que são a hexagonal compacta (HC) e a cúbica de corpo-centrado (CCC). Na Figura 1 pode-se observar ainda as posições e planos atômicos (COLLINGS, 1986; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

Figura 1 – Célula unitária (a) Ti fase α e (b) Ti fase β .



Fonte: Adaptado de Lütjering (2007).

O titânio é um elemento alotrópico e transforma-se de hexagonal compacta (HC), conhecida como fase α , para cúbica de corpo centrado (CCC), conhecida como fase β , à temperatura de $882\pm 2^\circ\text{C}$ (Figura 1). A temperatura de transição é influenciada pela pureza do metal (COLLINGS, 1986; ZENG; BIELER, 2005).

O titânio comercialmente puro apresenta teores de pureza que estão entre 98,6 e 99,5%. Suas propriedades físicas podem variar de acordo com a quantidade de impurezas e de elementos residuais do processo de purificação, como carbono, nitrogênio, silício e ferro (COLLINGS, 1986).

Adicionalmente, o titânio puro também possui excelentes propriedades de resistência à corrosão e ductilidade e, por não apresentar transição dúctil-frágil, é indicado para aplicações criogênicas (COLLINGS, 1986; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007)

2.1.2 Ligas de titânio

Nesta seção será abordado a transformação de fase do titânio, a classificação das ligas α , β , $\alpha + \beta$ e a relação da microestrutura com as propriedades mecânicas.

2.1.2.1 Transformação de fases

A temperatura de transição da fase β do titânio puro pode ser ajustada pela adição de elementos de liga. Os elementos de liga que elevam a temperatura de transição da fase β são chamados α -estabilizadores. Os elementos classificados como α -estabilizadores envolvem metais dos grupos IIIA e IVA (Al, Ga e Sn) e elementos intersticiais H, C, N e O.

Por outro lado, os elementos que diminuem essa temperatura de transição são chamados β -estabilizadores que incluem os metais de transição (V, Ta, Nb, Mo, Mg, Cu, Cr, Fe) e os metais nobres.

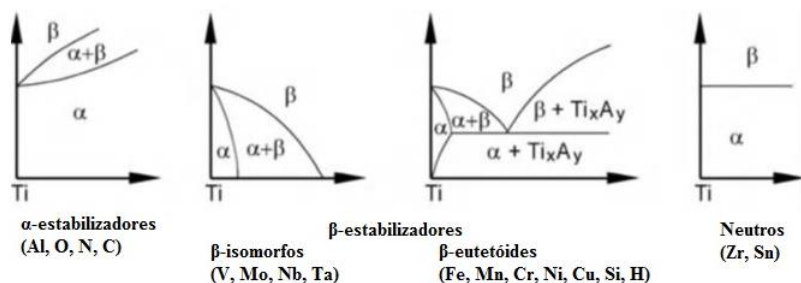
Os elementos zircônio e estanho são considerados neutros, pois dependendo de sua concentração não influenciam na temperatura de transição do titânio. No entanto, vale ressaltar que esses elementos, quando presentes em concentrações mais elevadas promovem estabilização da fase α , por outro lado em pequenas concentrações provem a estabilização da fase β (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

Porém, de acordo com Hao et al.(2006) e Zeng et al.(2005) a

adição de pequenas quantidades de zircônio e estanho em ligas de titânio metaestáveis contribui para a consolidação da fase β , ao atuar na estabilização das fases metaestáveis: martensita α'' (ortorrômbica) e ω (hexagonal) (HAO et al., 2006; ZENG; BIELER, 2005).

Sendo assim, os elementos de liga empregados na obtenção das ligas de titânio podem ser classificados como α -estabilizadores, β -estabilizadores e neutros conforme apresentado na Figura 2. A Figura 2 ilustra os tipos de diagrama de fase formados com os diversos tipos de elementos de liga do titânio.

Figura 2 – Influência dos elementos de liga no diagrama de fase do Ti e suas ligas.



Fonte: Adaptado de Lütjering (2007).

Em algumas ligas tanto a fase α quanto a fase β coexistem juntas. Dessa forma, as ligas de titânio podem ser categorizadas como ligas α , ligas β , ligas $\alpha + \beta$ ou ainda ligas próximas de α (near α) e próximas de β (near β) dependendo do tipo e da quantidade de elementos de liga (LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007; NAG, 2008).

As ligas near- α são ligas α que possuem pequenos teores de elementos β -estabilizadores, tal presença mesmo que em pequena quantidade faz com que o campo $\alpha + \beta$ aumente o suficiente para permitir que uma pequena quantidade de fase β em equilíbrio metaestável possa permanecer à temperatura ambiente (LEYENS; PETERS, 2003; NAG, 2008).

Dessa maneira, a transformação martensítica da fase β ocorre dentro de uma faixa muito limitada, obtida através de altas taxas de resfriamento, a partir do campo $\alpha + \beta$. No mesmo sentido, as ligas de titânio near- β são ligas β que possuem pequenos teores de elementos α -estabilizadores (NAG, 2008).

2.1.2.2 Ligas α

As ligas do tipo α foram as primeiras ligas processadas industrialmente para aplicação em engenharia, contendo somente elementos alfa-gênicos. Ligas desse grupo exibem apenas a fase α à temperatura ambiente, com estrutura cristalina do tipo hexagonal compacta. Além do titânio comercialmente puro, tal classe envolve ainda ligas com elementos α -estabilizadores, como o Al, O e o Sn (LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007). Uma das principais características dessas ligas é não permitir alterações no comportamento mecânico a partir de tratamentos térmicos. São também indicadas para aplicações criogênicas, por não possuírem transição dúctil-frágil, e apresentam elevada resistência à fluência e, por essa razão, são adequadas ao uso em altas temperaturas (LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

2.1.2.3 Ligas β

As ligas são classificadas como β quando são produzidas pela adição de elementos β -estabilizadores como V, Nb e Mo. A quantidade de elementos β -estabilizadores deve ser suficiente para que a linha de transformação β posicione-se abaixo da temperatura de transformação alotrópica do titânio puro (LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007). A Tabela 1 apresenta o teor mínimo de elementos β -estabilizadores para obter a estabilização da fase β

Tabela 1 – Teor mínimo de elementos β -estabilizadores (% em massa) necessária para promover a estabilização da fase β à temperatura ambiente.

V	Nb	Ta	Cr	Mo	W	Mn	Fe	Co	Ni
15,0	36,0	50,0	8,0	10,0	25,0	6,0	4,0	6,0	8,0

Fonte: Nag (2008).

De forma geral as ligas tipo β apresentam baixo módulo de elasticidade, resultado da estabilização da fase CCC, boa capacidade de deformação plástica, elevada resistência mecânica e são endurecíveis através de tratamento térmico. Um método para aumentar a resistência mecânica de ligas tipo β , sem aumentar significativamente o módulo de elasticidade, é o endurecimento por precipitação em ligas com fase β metaestável (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

Ligas tipo β são normalmente associadas com alta resistência mecânica e baixa resistência à corrosão e ductilidade quando comparadas as ligas do tipo α . O uso de ligas do tipo β é cada vez maior onde elevada tensão de escoamento e baixo módulo de elasticidade são de maior interesse, como, por exemplo, próteses e molas (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

2.1.2.4 Ligas ($\alpha + \beta$)

A categoria constituída das ligas $\alpha + \beta$ são formadas pelo titânio e por elementos β -estabilizadores em proporções suficientes para a estabilização da fase β (entre 10 a 50% em volume) em temperatura ambiente (AHMED; RACK, 1998; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007). A combinação adequada de elementos de liga e de tratamentos térmicos permite obter uma grande variedade de microestruturas quando comparadas as ligas α (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007; LÜTJERING, 1998).

A clássica liga Ti-6Al-4V é o melhor exemplo de liga do tipo $\alpha + \beta$. Além disso, as ligas $\alpha + \beta$ podem ser reforçadas por tratamento térmico. Isso é obtido através do tratamento de têmpera a partir do campo $\alpha + \beta$, seguido de envelhecimento a uma temperatura moderada (ABBASCHIAN; REED-HILL, 2008).

2.1.3 A liga Ti-6Al-4V

Concebida inicialmente para ser empregada na indústria aeronáutica, a liga de titânio Ti-6Al-4V, também conhecida como liga de titânio grau 5 pela norma ASTM B265, é a mais comumente encontrada e usada devido às suas excelentes propriedades mecânicas (ASTM B265, ; LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

Esta condição se deve a formação de duas fases, α e β , à temperatura ambiente, ao contrário do que ocorre com o titânio comercialmente puro. Essas fases podem fornecer vantagens mecânicas e químicas, normalmente intermediárias ou superiores, dentre aquelas associadas às ligas de titânio, com relativa facilidade de trabalhabilidade (capacidade do material deformar-se plasticamente sem fraturar) (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

O conjunto de propriedades mecânicas apresentado por essa liga se deve ao fato de o alumínio ser um estabilizador da fase α e o vanádio um estabilizador da fase β , sendo assim, à temperatura ambiente a

liga apresenta as duas fases (DONACHIE, 2000; LEYENS; PETERS, 2003; LÜTJERING; WILLIAMS, 2007). A Tabela 2 mostra uma comparação entre as principais propriedades mecânicas do Ti-6Al-4V e do titânio comercialmente puro grade 4.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V e titânio comercialmente puro grade 4.

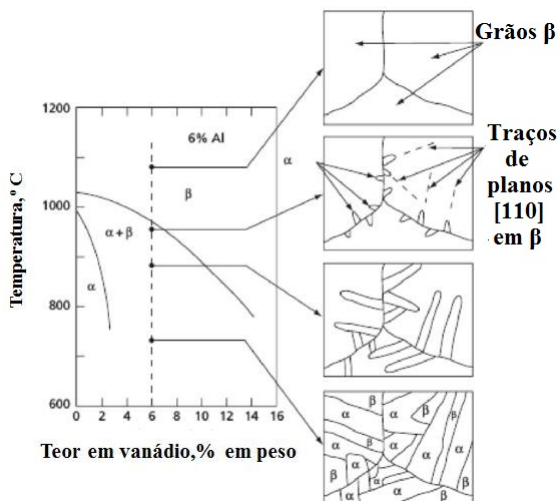
Propriedades Mecânicas	Ti-6Al-4V	Titânio puro grade 4
Módulo de elasticidade (GPa)	110-140	100-120
Tensão de escoamento (MPa)	800-1100	480-655
Resistência à tração (MPa)	900-1200	>550
Dureza Vickers (HV)	300-400	260

Fonte: Adaptado de Veiga (2012).

A microestrutura à temperatura ambiente consiste principalmente de fase α HC e alguma fase β CCC retida. A microestrutura e propriedades mecânicas das ligas de titânio dependem do histórico de processamento e tratamento térmico. Sendo assim, o estado de equilíbrio final da microestrutura pode ser categorizado em diferentes grupos, tais como globular, α_p , Widmanstätten, fase β , e possivelmente fase martensítica (LÜTJERING, 1998). A Figura 3 mostra esquematicamente a formação da microestrutura Widmanstätten em uma liga Ti-6Al-4V. Quando a liga de Ti-6Al-4V é lentamente resfriada desde a região β , a microestrutura Widmanstätten ou α inicialmente nucleiam nos contornos de grão a cerca de 980°C. A estrutura HC forma com seus planos basais paralelos ao plano (110) da matriz CCC. Ti-6Al-4V (ABBASCHIAN; REED-HILL, 2008).

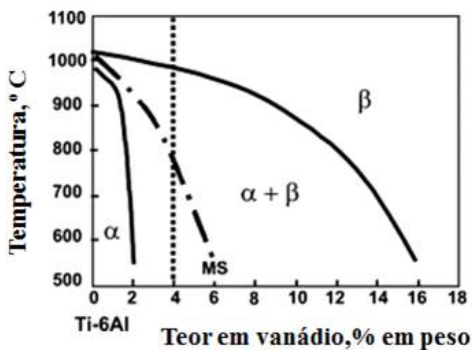
A Figura 4 ilustra esquematicamente um diagrama de fase da liga Ti-6Al-4V, representado pelo gráfico da temperatura em função do teor de vanádio em peso. Já a Figura 5 (a) mostra o resultado do resfriamento lento desde o campo de fase β que fornece uma microestrutura puramente lamelar. A microestrutura lamelar torna-se grosseira com a redução da taxa de resfriamento.

Figura 3 – Ilustração esquemática da formação da microestrutura Widmanstätten numa liga de Ti-6Al-4V por resfriamento lento acima da linha de transformação β . A microestrutura final consiste em placas α separadas por fase β .



Fonte: Adaptado de Abbaschian (2008).

Figura 4 – Diagrama esquemático de fase da liga Ti-6Al-4V (MS: temperatura de transformação martensítica inicial)

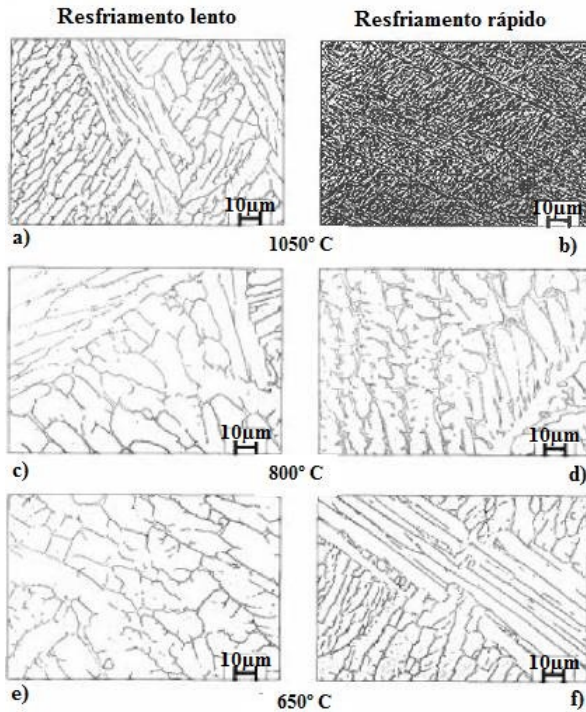


Fonte: Adaptado de Swarnakar (2011).

O resfriamento rápido leva à transformação martensítica de β ,

o que resulta em uma microestrutura muito fina (Figura 5 (b)). As imagens de metalografia (Figura 5 (a), (c), (d)) mostram a fase β como uma pequena linha de junção em torno da microestrutura grosseira lamelar α . Para elevada taxa de resfriamento, em temperatura acima da temperatura martensítica, e através de dois campos de fase, a fase β transforma-se em martensita, conforme Figura 5 (d). A Figura 5 (e) e (f) mostra o resultado do resfriamento lento e rápido, respectivamente da liga Ti-6Al-4V na temperatura de 650 °C (LEYENS; PETERS, 2003).

Figura 5 – Microestrutura da liga Ti-6Al-4V após resfriamento lento com a taxa 50 °C/h e resfriamento rápido em água.



Fonte: Adaptado de Leyens (2003).

2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO Ti-6Al-4V

Nesta seção são apresentados trabalhos envolvendo o estudo de propriedades mecânicas do Ti-6Al-4V obtido por manufatura aditiva e técnicas convencionais. Os valores de propriedades mecânicas obtidas por técnicas de manufatura aditiva devem ser sistematicamente revisados em função da otimização de parâmetros de processo e evolução das técnicas.

As propriedades mecânicas de maior interesse em ligas de titânio correspondem à resistência mecânica, à ductilidade e à tenacidade. A microestrutura metalúrgica dessas ligas afeta de forma significativa o comportamento mecânico das mesmas.

2.2.1 Dureza e módulo de elasticidade

Oliveira et al.(2006) estudaram a influência da temperatura na fundição pela técnica de cera perdida na tensão de ruptura e dureza Vickers do Ti-6Al-4V. Baseados em trabalhos anteriores que reportaram uma melhora na fundibilidade do Ti-6Al-4V com o aumento de 50-100 °C na temperatura final do ciclo de manufatura recomendado, os autores variaram a temperatura do molde para 480 e 530 °C. Os resultados mostraram que não houve mudança nas propriedades mecânicas do material e os valores encontrados para a dureza e tensão de ruptura foram, respectivamente 343,14 HV e 975,13 MPa.

Gabriel, Nunes e Soares (2008) no intuito de investigar a influência do Nb na estabilidade de fase da liga Ti-10Mo-xNb, obtiveram valores de dureza e módulo de elasticidade para essa liga, como também para o Ti-6Al-4V. Os valores relatados neste trabalho para o Ti-6Al-4V comercial foram de 124 GPa para o módulo de elasticidade e 337 HV para a dureza Vickers.

Faot et al.(2009), realizaram a caracterização microestrutural da liga Ni-Cr-Mo-Ti e Ti-6Al-4V utilizadas para pilares de próteses. Os autores reportaram um valor de $375,67 \pm 15,18$ HV para a dureza Vickers.

Thijs et al. (2010), estudaram a evolução microestrutural do Ti-6Al-4V produzido por Fusão Seletiva a Laser, do inglês Selective Laser Melting, (SLM). Esta técnica é caracterizada por elevados gradientes de temperatura, o que resulta em tensões térmicas e solidificação rápida, o que aumenta a ocorrência de segregação e da presença de fases fora do equilíbrio.

A estabilidade, dimensão e comportamento da poça fundida irá determinar uma importante extensão da porosidade e da rugosidade superficial diferente da rugosidade criada pela construção das camadas. Os autores comentam que pesquisas anteriores foram focadas inteiramente na influência dos parâmetros de processo nas propriedades do produto como densidade relativa e rugosidade, ou nas propriedades mecânicas obtidas e a visibilidade de usar o processo SLM para aplicação na indústria biomédica, eletrônica e aeronáutica (THIJS et al., 2010).

Apesar da microestrutura oferecer uma ligação para entender o processo e as propriedades mecânicas, física e químicas resultantes, Thijs et al. (2010) relatam que um número limitado de pesquisas têm abordado a caracterização microestrutural. Neste trabalho foi demonstrado que materiais processados com SLM exibem uma estrutura fina fora do equilíbrio, no caso do Ti-6Al-4V, uma microestrutura martensítica acicular é encontrada. E ainda, uma descrição da microestrutura do Ti-6Al-4V formada por SLM é apresentada, enquanto que a influência dos parâmetros de processo é investigada. A dureza Vickers com valor de $409 \pm 35,9$ HV foi observada em outras investigações em Ti-6Al-4V produzido por SLM (THIJS et al., 2010). Os parâmetros de processo foram variados pelos autores e os mesmos observaram que com o aumento do espaçamento entre camadas a dureza diminui ($426 \pm 33,5 - 381 \pm 29$) HV, enquanto que a dureza aumenta com a diminuição da velocidade de varredura ($440 \pm 30 - 479 \pm 42$) HV. Devido aos elevados gradientes de temperatura durante o processo SLM, a microestrutura do Ti-6Al-4V é martensítica, e esta fase é acicular ou fase α' com estrutura HC, e a dureza varia com a densidade de energia aplicada (THIJS et al., 2010).

Recentemente Wu et al. (2016) reportaram valores de 380 HV de dureza para a liga Ti-6Al-4V para peças fundidas. Nesse caso, quando ocorre a formação de uma camada α na superfície essa dureza pode chegar a 590 HV. Os valores de dureza, por sua vez, diminuem conforme se afastam da superfície.

2.2.2 Propriedades estáticas e dinâmicas

De acordo com Edwards e Ramulu (2014) apesar das potenciais vantagens para adaptação de processos de MA comparado aos processos convencionais, o primeiro requisito para qualquer aplicação estrutural será assegurar que o desempenho mecânico é aceitável e confiável. Ge-

ralmente são comparados os valores de resistência mecânica à tração, limite de escoamento e alongamento.

Entretanto, devido a natureza direcional desse processo, a microestrutura pode apresentar anisotropia, porém isso nem sempre é observado. Com respeito ao desempenho de fadiga, que é uma preocupação primária na estrutura de aeronaves, tem-se encontrado valores semelhantes para peças de liga de titânio produzidas por MA comparadas aos processos convencionais. Porém, problemas susceptíveis a esse processo, como porosidade, tensão residual, orientação de construção, condições superficiais, assim como, tratamentos pós processamento, como alívio de tensões e usinagem, também possuem forte influência no desempenho em fadiga de peças produzidas por MA. Sendo assim, a proposta deste trabalho foi estudar a evolução de vida em fadiga da liga Ti-6Al-4V. Foram obtidas amostras com microestrutura lamelar fina, tipicamente associadas com elevada resistência mecânica e baixa ductilidade, com baixo desempenho em fadiga comparadas a microestrutura equiaxial. A obtenção dessa microestrutura foi justificada pela baixa temperatura na câmara o que resulta em maior gradiente de temperatura após fundir a peça (EDWARDS; RAMULU, 2014).

A resistência mecânica obtida para a liga Ti-6Al-4V produzida por SLM com e sem acabamento possuem praticamente os mesmos valores. A média para o limite de resistência à tração foi de 1035 MPa e 3% de ductilidade (EDWARDS; RAMULU, 2014).

Wu et al. (2016) realizaram o ensaio mecânico de flexão em amostras fundidas da liga Ti-6Al-4V para estudar o efeito da camada α . Os autores reportam que quando não há formação da camada α , o valor de resistência à flexão é de 1400 MPa. Para os casos em que há a formação dessa camada, a resistência à flexão passa a ser 1570 MPa, alcançando uma pequena deformação de 7%.

Zhao et al. (2016) compararam as propriedades mecânicas e microestruturais da liga Ti-6Al-4V pelos processos SLM e Fusão por Feixe de Elétrons, do inglês Electron Beam Melting, (EBM). Os autores chegaram nas seguintes conclusões:

- vida em fadiga de produtos produzidos por SLM e EBM foram menores, quando comparado aos materiais produzidos por processos convencionais. Esse resultado foi explicado pela microestrutura porosa, acabamento superficial, e tensão residual nas peças;
- pós tratamento de prensa isostática a quente, do inglês (Hot Isostatic Pressing - HIP): os poros das amostras produzidas por SLM

e EBM são fechados e a resistência a fadiga é melhorada para valores acima de 550 MPa;

- resistência mecânica a tração e a ductilidade das amostras na vertical são superiores aos da direção horizontal para ambos os processos. Isso significa que as amostras na vertical, a tensão axial é paralela aos grãos β .
- Devido à uma microestrutura α' muito mais fina nas amostras provenientes da SLM, a resistência mecânica das amostras produzidas por SLM são significativamente maiores que as amostras produzidas por EBM, enquanto que a ductilidade é menor;
- porosidade nas amostras produzidas por SLM são maiores quando comparadas com as produzidas por EBM.

Zhai et al. (2106) estudaram a microestrutura e as propriedades estáticas e de fadiga do Ti-6Al-4V produzido por LENS e por EBM. Os autores estudaram a evolução microestrutural da liga Ti-6Al-4V durante a fabricação de amostras por LENS e EBM. As propriedades estáticas e de fadiga foram estudadas, bem como a qualidade superficial e tratamentos pós-processamento.

Os resultados do estudo indicam que ambos os processos produzem microestrutura colunar de grãos β e morfologia α muito finas. A presença da martensita α' significa aumento da resistência mecânica, mas diminuição da ductilidade. Por outro lado, a microestrutura $\alpha + \beta$ apresentada na microestrutura produzida por EBM, ou por condução de tratamento pós-processamento das amostras, produzidas por LENS, resulta em elevada resistência mecânica e ductilidade moderada (ZHAI; GALARRAGA; LADOS, 2016).

A martensita α' é predominantemente produzida pelo processo LENS com baixa potência, sendo que essa microestrutura leva a menor resistência mecânica e baixa resistência ao crescimento de trinca por fadiga. O aumento da resistência mecânica é aumentado com o emprego de tratamento térmico (ZHAI; GALARRAGA; LADOS, 2016).

2.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO LENS

O processo de fabricação Laser Engineered Net Shaping (LENS) será apresentado pelo ponto de vista do seu surgimento, desenvolvimento e aplicações.

2.3.1 Introdução à técnica de manufatura aditiva LENS

Durante as últimas décadas, surgiu uma demanda contínua pela capacidade de produzir peças complexas de maneira eficiente. A Fabricação de Formas Sólidas, do inglês *solid free form*, (SFF), também conhecida como manufatura aditiva (MA), é uma técnica que utiliza a adição e ligação de materiais em camada, diretamente de um modelo tridimensional obtido por modelagem gráfica de desenho auxiliado por computador, do inglês *Computer Aided Design*, (CAD). Esta técnica fornece a possibilidade de fabricar novos protótipos de forma rápida e precisa. (KRUTH; LEU; NAKAGAWA, 1998; GRIFFITH et al., 1997, 2000).

As técnicas de MA são categorizadas de acordo com o tipo de fonte de energia (calor) e a maneira como a matéria-prima é depositada (KRUTH; LEU; NAKAGAWA, 1998; FRAZIER, 2014; FROES; DUTTA, 2014; FACCHINI et al., 2009; MURR et al., 2012; COLLINS et al., 2014; LEUDERS et al., 2013). Ao contrário dos processos tradicionais de remoção mecânica de materiais, tais como fresagem e torneamento, as técnicas de MA permitem a realização de formas muito próximas ao formato final (GRIFFITH et al., 2000; KEICHER et al., 1995; HOFMEISTER; GRIFFITH, 2001).

O processo LENS é uma técnica de MA que combina tecnologias de deposição à laser de alta potência e metalurgia de pó para converter peças complexas projetadas em CAD em componentes estruturais funcionais avançados sem a necessidade de ferramentas específicas (GRIFFITH, 2001; LIU; DUPONT, 2003).

As características mais significativas dessa tecnologia são a velocidade de solidificação, capacidade de prototipagem rápida, controle de forma adequada e aplicabilidade do material. LENS é utilizado para fabricar peças de materiais como aço inoxidável, ligas à base de níquel, cobre, titânio e alguns compósitos funcionais com propriedades físicas e mecânicas otimizadas, conforme aplicabilidade (GRIFFITH et al., 2000; KEICHER et al., 1995; HOFMEISTER; GRIFFITH, 2001; LIU; DUPONT, 2003).

2.3.2 Desenvolvimento do processo LENS

De acordo com Dutta e Froes (2016) a ideia de incorporar lasers para fundir o pó metálico e produzir um volume com forma "quase-final" foi explorado por Breinan e Kear, que desenvolveram a Técnica *LaserglazeTM*. Os avanços tecnológicos em lasers, computadores, pro-

gramas de CAD, sistemas de controle de movimento e materiais revolucionaram as técnicas de MA (DUTTA; FROES, 2016; BLACKWELL; WISBEY, 2005; ATWOOD et al., 1999; COOPER, 2001; GRIFFITH et al., 1997; KLOCKE; CELIKER; SONG, 1995; DAS et al., 1998; ZHOU; XI; YAN, 2004).

Processos de deposição direta a laser foram desenvolvidos na década de 1990, como é o caso do processo LENS e Deposição Direta de Laser (DLF). O processo LENS foi desenvolvido no Laboratório Nacional Sandia nos Estados Unidos e mais tarde comercializado pela companhia Optomec em 1998 (ATWOOD et al., 1999). Em ambos os processos, LENS e DLF, um feixe de laser focalizado é usado como uma fonte de calor, para criar uma poça fundida no substrato, e posteriormente, para formar um objeto tridimensional (SCHWENDNER et al., 2001).

O processo LENS foi aplicado pela primeira vez para produzir materiais metálicos, num esforço para estudar os efeitos dos parâmetros do processo, tais como potência do laser, velocidade de deslocamento, entre outros, na microestrutura da amostra, assim como, nas propriedades mecânicas (BLACKWELL; WISBEY, 2005).

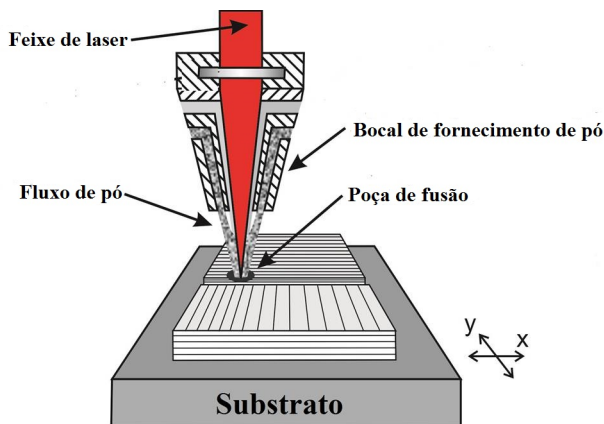
Depois de dez anos de investigação e desenvolvimento, uma instalação típica do processo LENS está equipado com sistemas de controle fechado para fabricar peças com uma boa microestrutura e controle de forma. Além disso, o equipamento conta com um sensor de poça de fusão para manter um tamanho desejado pelo ajuste da potência do laser, controle de altura e ajuste de velocidade de deslocamento para produzir uma superfície uniforme (BLACKWELL; WISBEY, 2005).

Atualmente, a instalação LENS tem capacidade de construir peças até 0,5 kg por hora (com base em materiais de aço inoxidável). Três modelos de máquinas LENS estão atualmente disponíveis para diferentes finalidades. Os equipamentos LENS 750 e LENS MR-7, que é uma versão melhorada destinada a pesquisa de materiais, fabricação rápida de peças de testes e componentes menores. Já o modelo LENS 850 é utilizado nas áreas aeroespacial, reparo de peças, bem como na fabricação de componentes de elevado valor (OPTOMECH, 2016).

2.3.3 Descrição do processo LENS

O processo de fabricação por LENS é executado em um sistema isolado com gás argônio para controlar os níveis de oxigênio e umidade (ATWOOD et al., 1999). Uma fonte de laser de alta potência podendo

Figura 6 – Representação esquemática do processo LENS



Fonte: Adaptado de Bandyopadhyay (2009).

chegar a 2000 W do tipo Nd:YAG ou laser de fibra é aplicada a um fluxo de pó sobre um substrato metálico, o que cria uma poça de fusão. O princípio de funcionamento do processo é mostrado na Figura 6.

Durante esse processo, os pós são liberados através dos bocais para dentro da poça derretida. O laser e os bocais permanecem estacionários e o substrato é movido no plano X-Y em relação ao feixe de laser para uma deposição controlada de uma linha fina de largura e altura da ordem de $0,1 \times 0,1 \text{ mm}^2$. Estas linhas são depositadas lado a lado nas áreas desejadas para gerar um padrão para uma camada (HOFMEISTER; GRIFFITH, 2001; ATWOOD et al., 1999; KEICHER; SMUGERESKY, 1997).

O feixe de laser focalizado e a cabeça de deposição são movidos para cima na direção Z (vertical) assim que cada camada é concluída (Figura 6). As principais vantagens do processo LENS são:

- alta taxa de resfriamento/ solidificação com pequena zona afetada pelo calor resultando em microestruturas refinadas;
- fácil deposição de gradiente de múltiplos materiais;
- fabricação eficiente com forma quase final.

O valor do processo LENS reside na sua capacidade de fabricar componentes metálicos com boas propriedades metalúrgicas. Os materiais depositados têm estrutura de grão fina com propriedades equivalentes ou superiores aos materiais forjados (GRIFFITH, 2001).

O processo LENS não requer tratamentos secundários, em comparação com outros processos de MA, tais como Estereolitografia (SL) e a Sinterização Seletiva a Laser (SLS), que requerem processos de pós-cura, como a queima em fornos para consolidar os pós metálicos mantidos juntos pelo aglutinante de plástico sinterizado. Além disso, a composição do material pode ser alterada dinamicamente pela variação da(s) taxa(s) de fluxo de pó, ao contrário de SL e SLS, em que o líquido ou o pó pré-depositado é de uma única composição (GRIFFITH, 2001).

As desvantagens do processo LENS deriva do sistema de administração de pó, que utiliza pós com granulometria entre 36-150 μm de diâmetro. Além disso, a deposição de geometrias pendentes requer desenhos especiais, como por exemplo, usando uma estrutura ou utilizando um estágio rotativo (GRIFFITH et al., 2000; GRIFFITH, 2001).

2.3.4 Aplicação do processo LENS

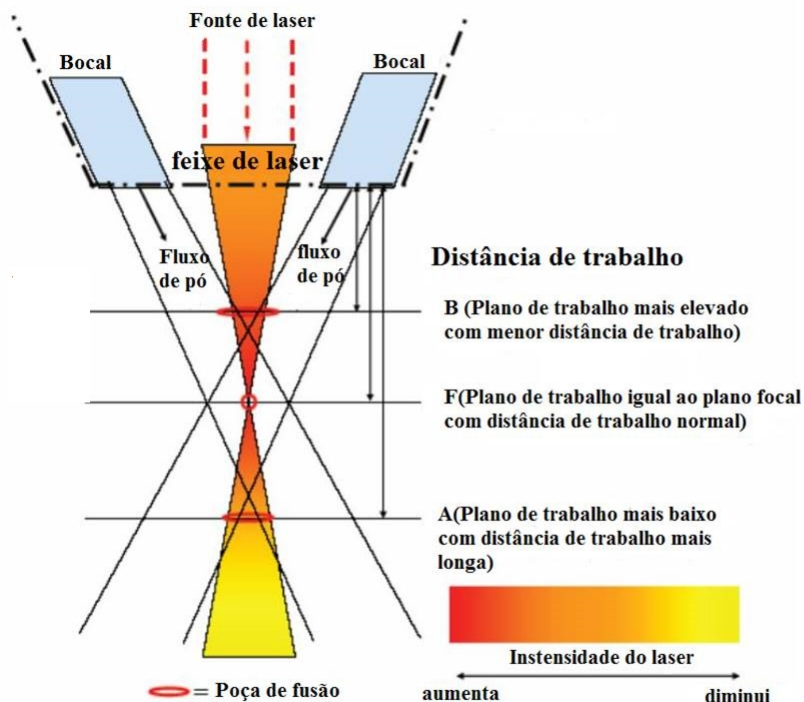
A tecnologia LENS é usada com sucesso desde 1996 para investigar materiais como aço inoxidável, ligas de cobre, níquel e titânio em relação as suas propriedades mecânicas e físicas (GRIFFITH et al., 1997, 2000; GRIFFITH; ENSZ; RECKAWAY, 2003; BANERJEE et al., 2003; KEICHER et al., 1995). A relação entre microestrutura e propriedades mecânicas é melhorada devido aos pequenos tamanhos de grão (GRIFFITH et al., 2000; KEICHER et al., 1995; HOFMEISTER; GRIFFITH, 2001; LIU; DUPONT, 2003). Atualmente, o processo LENS esta focado na produção de ferramentas e reparação de componentes. O uso desse processo é altamente eficaz pois pode adicionar precisamente material em áreas desgastadas ou danificadas com efeito mínimo de aquecimento, permitindo a reparação dos componentes de paredes finas mais sensíveis, como os encontrados em motores de turbinas a gás (DIMOV et al., 2001; ATWOOD et al., 1999).

LENS também é uma solução emergente para a fabricação de dispositivos médicos, incluindo desenvolvimento, prototipagem e produção de instrumentos cirúrgicos especializados e implantes protéticos (ROY et al., 2008; KRISHNA; BOSE; BANDYOPADHYAY, 2007), como próteses de quadril, joelho e espinal. Outras aplicações previstas incluem materiais e componentes com graduação composicional, dispositivos implantáveis personalizados e produção de metais monocristalinos (GRIFFITH et al., 1997; BANERJEE et al., 2003; GLAVICIC et al., 2003; LI, 2006).

Para estudar a evolução microestrutural durante o processo LENS, é necessário compreender as relações entre a intensidade do laser, o ta-

manho da poça fundida e a distância (o espaçamento entre a cabeça do laser e o plano sobre o qual o pó é depositado). Um diagrama esquemático da deposição de pó durante o processo LENS é mostrado na Figura 7.

Figura 7 – Diagrama esquemático mostrando a relação entre a intensidade do laser, tamanho da poça de fusão e a distância de trabalho. As linhas A, B e F representam diferentes localizações do substrato na direção Z.



Fonte: Adaptado de Xiong (2009).

Quando o substrato está localizado no ponto F plano Z a intensidade do laser é maior. Com um plano de trabalho mais afastado a intensidade diminui e a poça de fusão aumenta. Com uma distância de trabalho mais curta plano B o feixe é maior, porém a intensidade do laser é menor, gerando uma poça de fusão mais larga (DAS et al., 1998).

Em ambas as condições, menos pó interage com o laser devido à divergência, resultando em diminuições na altura da poça fundida. Deve-se notar que devido à atenuação do feixe de laser ao longo de sua direção de propagação, a intensidade com uma distância de trabalho deve ser ligeiramente maior do que aquela com uma distância de trabalho mais longa, que tem a mesma distância absoluta do plano focal (DAS et al., 1998).

Já a solidificação é afetada pela combinação de potência e velocidade, assim como qualquer pré-aquecimento do substrato. Essas variáveis, juntamente com os tratamentos térmicos subsequentes que ocorrem durante a deposição das camadas que constroem a peça, bem como, qualquer tratamento térmico posterior a fabricação, afetam a microestrutura resultante (DAS et al., 1998).

O tratamento térmico, por exemplo, pós processamento, pode ser utilizado como alívio de tensões residuais e para eliminação ou redução de defeitos. Estas alterações afetam as propriedades mecânicas tanto em magnitude como em orientação (DAS et al., 1998).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são descritos os procedimentos experimentais utilizados na elaboração deste trabalho. A primeira etapa consiste na apresentação da metodologia de preparação e caracterização das amostras produzidas por LENS. Na sequência, são descritos os procedimentos adotados na caracterização mecânica e microestrutural das amostras.

Para tanto, foram utilizados os seguintes procedimentos: Fabricação de amostras por LENS, análise por EDS, análise microestrutural via MO e MEV, análise por DRX, medida do módulo de elasticidade através da técnica de excitação por impulso, medida de dureza Vickers e ensaio de flexão.

3.1 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS PRODUZIDAS COM A LIGA Ti-6Al-4V PRODUZIDAS POR LENS E COMERCIAL

As amostras de Ti-6Al-4V obtidas por LENS foram fabricadas na Universidade Militar de Varsóvia (WAT), Polônia sob a supervisão do Prof. Dr. Marek Polansk. O pó utilizado para confecção das amostras foi fabricado pela TLS technik GmbH&Co (Alemanha), pelo processo de atomização a plasma. As partículas de pó possuem formato esférico, com diâmetro entre 45-150 μm de acordo com o fabricante.

A morfologia do pó e a distribuição do tamanho de partículas foi verificado pela técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). A composição química do pó foi analisada através da técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) e as fases presentes pela técnica de Difração de Raios-X (DRX). Já o titânio comercial foi fornecido pela empresa Neoortho localizada na cidade de Curitiba-PR.

3.2 FABRICAÇÃO DAS AMOSTRAS

Todas as 3 amostras foram fabricadas pelo equipamento LENS MR-7 Optomec (Figura 8). Os materiais na forma de pó foram peneirados para atingir partículas com diâmetro entre 38 μm e 123 μm . Para a fabricação das amostras a potência do laser foi variada para as três amostras. Para a amostra 1 a potência foi de 250 W e para as amostras 2 e 3 utilizadas potências de 220 e 190 W, respectivamente. A geometria construída foi de um bloco retangular com 7 x 7 x 7 mm³.

A Figura 9 ilustra as três amostras para as três variações de processo com condição pós processamento sem usinagem e nenhum tipo de tratamento empregado. As amostras foram seccionadas e embutidas com resina polimérica para examinar, de maneira qualitativa, a porosidade das amostras.

Após o embutimento, as amostras foram lixadas com lixas de carbetto de silício com granulação de 200 a 1000, seguido de polimento com pasta de diamante de 9 μm e analisadas através do tomógrafo XT H225 ST industrial CT e microscópio óptico Nikon eclipse MA200, realizados na Universidade Tecnológica Militar de Varsóvia (WAT).

Com base nesta metodologia, foi observado que a amostra 1 obteve o melhor resultado, e conseqüentemente, foi utilizado as variações de parâmetros utilizados na sua confecção para construir os corpos-de-prova para os ensaios mecânicos e microestruturais.

Três formatos de amostra utilizando esses parâmetros foram construídos, a saber, cilíndrico, cúbico e retangular e, sendo as mesmas inicialmente cortadas com máquina de serra horizontal, com corte refrigerado, usando equipamento Manrood modelo MR275. O corte foi realizado para remoção do substrato das amostras. Para o acabamento final foi utilizado uma máquina fresadora Ferramenteira Sinitron, com cabeçote de 20 mm, inserto de metal duro tipo APLX, rotação de 1600 rpm e incremento por passe de 0,3 mm.

Também foi utilizada uma máquina de torneamento Imor HBX semi automática, suporte com inserto de metal duro tipo TNUX, suporte para acabamento com inserto de metal duro tipo RCMT com raio de 4 mm, rotação de 750 rpm e incremento por passe de 0,3 a 0,5 mm. O mesmo processo de usinagem utilizado nas amostras produzidas por LENS foi utilizado nas amostras de Ti-6Al-4V comercial.

3.3 DENSIDADE

A densidade se caracteriza como uma importante característica física dos materiais, e a fração de vazios no interior dos materiais é considerada a porosidade. A densidade (ρ) foi determinada seguindo o princípio de Arquimedes, através da equação:

$$\rho = \frac{M}{\Delta V} = \frac{M}{V_2 - V_1} \quad (3.1)$$

em que M é a massa da amostra de geometria cilíndrica (de diâmetro 12,6 mm e comprimento de 79,5 mm), V_2 é o volume medido do nível

de água destilada e deionizada de uma proveta (com capacidade de 250 ml) que continha a referida água juntamente com a amostra de Ti-6Al-4V e V_1 é o volume medido do nível de água destilada e deionizada de uma proveta somente com água.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As técnicas de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Difração de Raios-X (DRX) serão apresentadas.

3.4.1 Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva

Para a realização da análise microestrutural foi realizado uma preparação metalográfica. Primeiramente, as amostras foram lixadas na sequência granulométrica de 220, 400, 600 e 1200, nesta ordem. A passagem entre as diferentes lixas foi feita após os riscos da lixa anterior desaparecerem.

Em seguida, foi realizado o polimento mecânico utilizando sílica coloidal 85% e peróxido de hidrogênio 15%, como também a pasta de diamante 1,0 μm lubrificado com álcool etílico até a eliminação dos riscos. Para revelação da microestrutura, as amostras foram submetidas à ataque químico onde foi empregado o reagente Kroll com solução de 6% de ácido nítrico, 3% de ácido fluorídrico e 100 ml de água por 45 segundos.

As microestruturas e as diferentes fases presentes nas amostras foram visualizadas e investigadas usando o microscópio eletrônico de varredura da marca Tescan modelo Vega 3. Neste equipamento, além das imagens da microestrutura, foram realizadas análises qualitativas e quantitativas da composição química

3.4.2 Difração de raios-X

A técnica de Difração de Raios-X (DRX) têm como principal função fornecer a estrutura cristalina, tanto para materiais amorfos quanto cristalinos. O fator de estrutura resulta da interferência de ondas difratadas pelas distribuições eletrônicas dos átomos presentes em um material.

A teoria básica desta técnica de análise baseia-se no fato das dis-

tribuições espaciais dos elétrons no material definirão diferentes planos atômicos. Os raios-X incidem nesses planos causando interferência construtiva e destrutiva, que resulta no padrão de difração de raios-X como máximos e mínimos.

A lei de Bragg explica a ocorrência desses máximos e mínimos. Dependendo do ângulo de incidência θ , do comprimento de onda λ e da distância entre os planos d_{hkl} da família hkl , ocorrerá ou não interferência construtiva. Quando a interferência construtiva ocorre, constata-se um pico no difratograma. De acordo com a lei de Bragg, essa interferência construtiva ocorrerá quando:

$$n\lambda = 2d \sin 2\theta \quad (3.2)$$

onde n é a ordem de difração. Como na maioria dos casos utiliza-se difração de primeira ordem, deve-se adotar $n=1$ (VLACK, 1970).

De posse dos ângulos de Bragg correspondentes e suas intensidades relativas, têm-se condições de determinar a estrutura cristalina, assim como identificar o material ao consultar arquivos cristalográficos do JCPDS (Joint Committee of Powder Diffraction Standards) existentes na literatura (JCPDS, 1970).

Neste trabalho a análise por DRX foi realizada em difratômetro da marca Shimadzu XRD-7000, operado com tensão de 40 kV e corrente de 30 mA. Foi utilizado alvo de Cu-K α que fornece raios-X com comprimento de onda, $\lambda=1,5406\text{\AA}$.

3.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os ensaios mecânicos de penetração, flexão, dinâmico vibroacústico e tribologia serão apresentados, bem como as condições experimentais.

3.5.1 Dureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado com a utilização de um microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2T. Foram realizadas 32 indentações na amostra de Ti-6Al-4V produzida por LENS e 13 na amostra da liga de Ti-6Al-4V comercial, em ambas as situações com carga de 200 g, durante 15 segundos. O ensaio de microdureza também foi utilizado para caracterizar a liga Ti-6Al-4V produzida por diferentes processos quanto ao comportamento mecânico básico, por ser um ensaio

rápido e fácil de ser executado.

3.5.2 Flexão em três pontos

O teste de flexão em três pontos foi realizado usando uma máquina de teste universal Shimadzu com velocidade de carregamento de 5 mm/min. A dimensão dos corpos de prova são 10 mm x 55 mm e espessura de 5 mm. O ensaio foi realizado em 4 corpos de prova da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial, totalizando 8 corpos de prova flexionados. A tensão flexural das amostras foi obtida a partir da equação:

$$\sigma_{max} = \frac{3PL}{2bd^2} (MPa) \quad (3.3)$$

Em que P é a carga em determinado ponto da curva de flexão de carga (N), L é a extensão de suporte (40 mm), b é a largura da amostra (mm), e d é a profundidade da viga do ensaio (mm).

3.5.3 Indentação instrumentada

Na técnica de indentação instrumentada, a carga aplicada é relacionada à profundidade de indentação que resulta em relações entre força e deslocamento, que após tratamento matemático leva a valores de dureza e módulo de elasticidade. Nessa técnica o indentador de diamante é carregado contra a superfície da amostra, ao mesmo tempo que a profundidade de indentação é determinada continuamente, em função do tempo.

O ensaio de indentação foi realizado com o objetivo de obter-se o módulo de elasticidade e a dureza usando os dados da curva força/deslocamento. Para tanto foi utilizado um microdurômetro instrumentado da marca Shimadzu, modelo DUH-11S, com ponta de diamante tipo Berkovich. O método utilizado para o cálculo da dureza foi o de Oliver e Pharr. Os valores obtidos foram a média de 5 medidas (OLIVER; PHARR, 2004).

3.5.4 Ensaio pela técnica de excitação por impulso

O módulo de elasticidade pode ser determinado de forma dinâmica utilizando barras de vibração livre. Os corpos de prova podem ter

formato retangular ou cilíndrico e as amostras são excitadas mecanicamente, por impulso ou continuamente, através dos suportes de hastes. Em seguida, a frequência de ressonância é medida e a densidade ou a massa, juntamente com as dimensões do corpo de prova são utilizadas para determinar as propriedades elásticas.

As amostras podem ser excitadas de modo a favorecer a medição do módulo de cisalhamento ou de elasticidade. A Figura 10 mostra um exemplo do tipo de corpo de prova utilizado para medir os módulos elásticos pela técnica de excitação por impulso.

A razão entre o comprimento da amostra e a dimensão mínima da seção transversal deve ser de 20 a 25 para facilitar os cálculos. Os pontos nodais são localizados a $0,224L$. O corpo de prova é então impactado com um pequeno impulsor, como ilustrado na Figura 11. A vibração é então coletada de cada extremidade por um sensor. O ensaio de excitação por impulso foi realizado com base na norma ASTM E 1876-01 onde mais detalhes sobre a técnica podem ser fornecidos (ASTM E1876, 2001).

3.6 TRIBOLOGIA

O ensaio tribológico das amostras foi realizado no tribômetro universal em que a metodologia utilizada é denominada esfera no plano. Foram realizadas 3 trilhas em cada amostra, com velocidade de 1,00 cm/s, frequência de 1,06 Hz e carga de 300 g. O ensaio de tribologia foi realizado em temperatura ambiente.

A resistência ao desgaste é determinada pela medida da seção transversal das trilhas de desgaste com um perfilômetro. Enquanto a esfera está se movendo através das trilhas de desgaste, as posições da esfera são gravadas e posteriormente processadas pelo programa para que seja obtido um perfil da trilha de desgaste. A perda de volume de desgaste é obtida integrando a área em todo o perfil das trilhas de desgaste e multiplicando pelo comprimento da trilha.

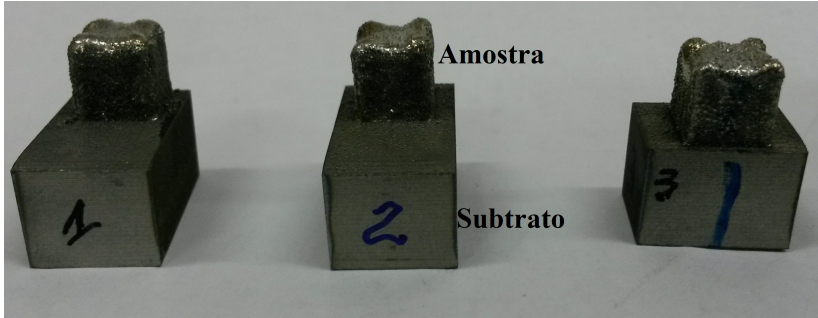
Após a realização do ensaio tribológico, as amostras foram visualizadas no microscópio eletrônico de varredura marca Tescan modelo Vega 3, para obtenção de imagens das trilhas, bem como, para a realização de EDS para identificação dos elementos presentes nas amostras e na pista de desgaste.

Figura 8 – Fotografia do equipamento LENS-MR-7 Optomec.



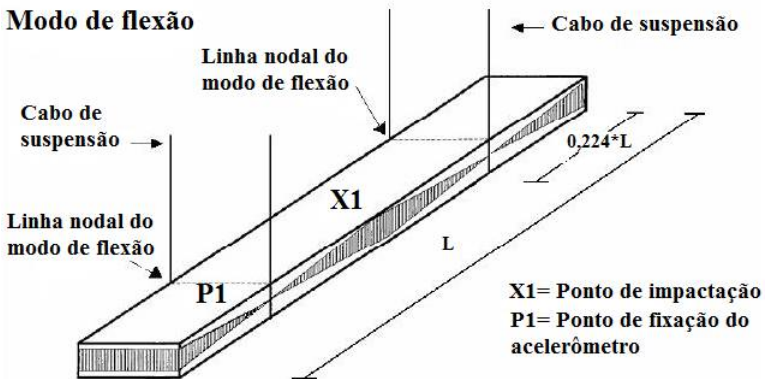
Fonte: Próprio autor (2015).

Figura 9 – Amostras 1, 2 e 3 com o substrato após processamento.



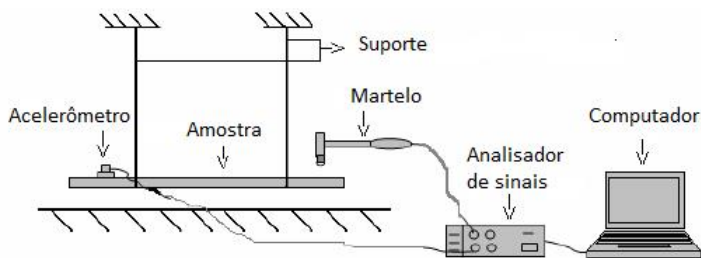
Fonte: Próprio autor (2015).

Figura 10 – Posição dos componentes para medir o modo de flexão.



Fonte: Adaptado de ASTM E 1876-01 (2000).

Figura 11 – Diagrama com os equipamentos necessários para realizar o teste de excitação por impulso.



Fonte: Adaptado de ASTM E 1876-01 (2000).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados aqui apresentados estão associados a corpos de prova confeccionados por manufatura aditiva (LENS) e de maneira convencional. Primeiramente, será apresentada a análise associada à morfologia e composição química do pó de Ti-6Al-4V utilizado para confecção das primeiras amostras onde os parâmetros de processos foram variados. Após a confecção das amostras as mesmas foram analisadas quanto a porosidade.

Por fim, uma análise comparativa entre as propriedades mecânicas, microestruturais e tribológicas dos corpos de prova de Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial é apresentada. Todas as técnicas utilizadas para obtenção dos resultados foram descritas no Capítulo 3.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO PÓ DA LIGA Ti-6Al-4V

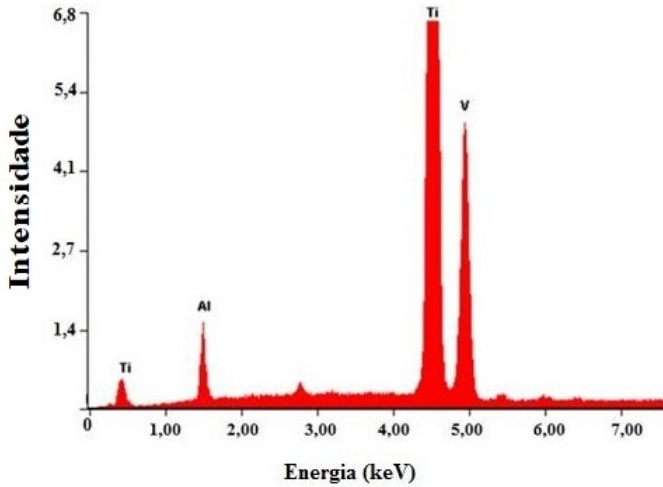
A análise do pó da liga Ti-6Al-4V utilizada para a confecção dos corpos de prova por LENS utilizados neste trabalho é mostrada na Tabela 3. A Tabela mostra a média de 5 medidas do pó da liga de Ti-6Al-4V. A análise por EDS confirmou a presença dos elementos Ti, Al e V e mostrou que a composição química está de acordo com a especificação da norma ASTM F136. A Figura 12 apresenta o espectro obtido pela análise de EDS para o pó da liga Ti-6Al-4V. Os picos detectados no espectro indicam os elementos presentes na amostra e a intensidade dos picos está associada com a concentração do elemento. A Figura 13 apresenta a seção transversal do pó de Ti-6Al-4V para duas ampliações.

Tabela 3 – Composição química do pó da liga Ti-6Al-4V.

Elementos	Composição química (%) em peso	
	Ti-6Al-4V em pó	ASTM F136
Alumínio	5,3	5,50 – 6,50 ± 0,40
Titânio	90,4	Balanço
Vanádio	4,3	3,50 – 4,50 ± 0,15

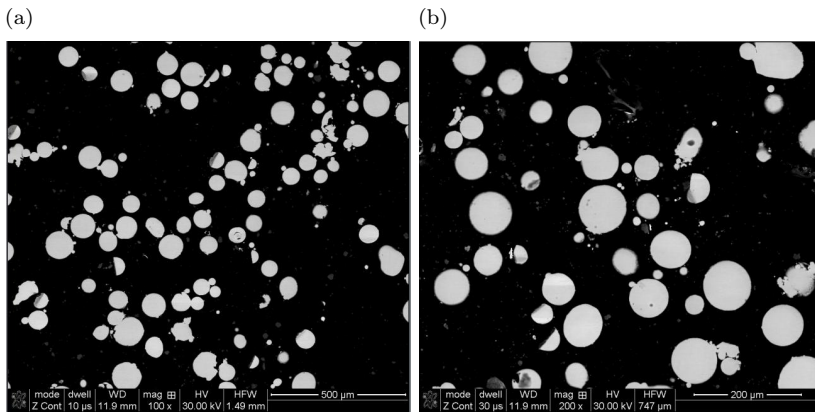
Fonte: Próprio autor (2015).

Figura 12 – Espectro de energia dispersiva (EDS) da amostra de pó da liga Ti-6Al-4V.



Fonte: Próprio autor (2015).

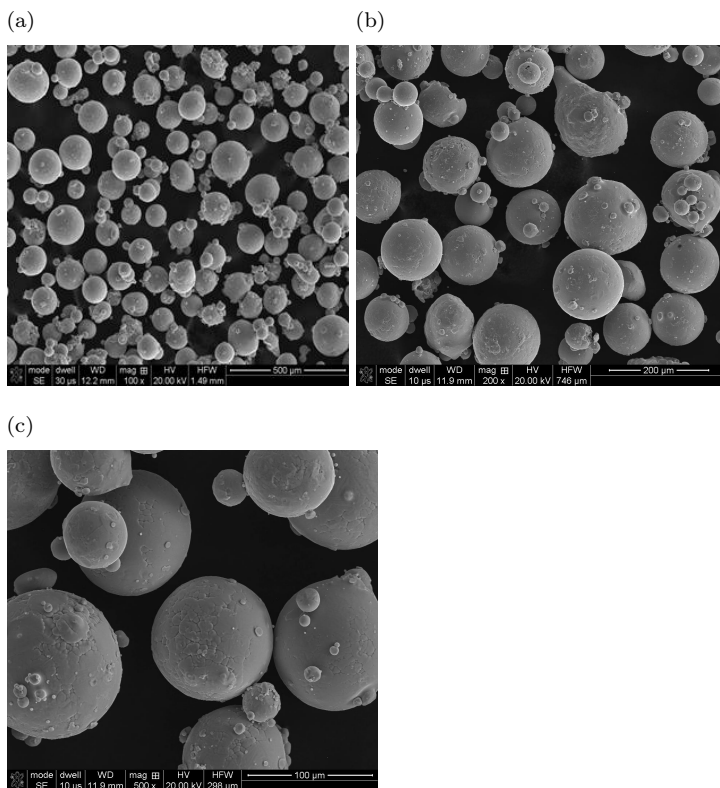
Figura 13 – Imagens obtidas por MEV de seções transversais das partículas de Ti-6Al-4V. (a) com ampliação de 100 vezes e (b) com ampliação de 200 vezes.



Fonte: Próprio Autor (2015)

Nas imagens de MEV da Figura 14 é possível verificar a presença de partículas esféricas, comuns do processo de atomização. Um dos parâmetros que afetam o processo LENS é a característica das partículas do pó. De acordo com a Optomec, fabricante do sistema LENS, os pós metálicos utilizados devem ter tamanho entre 40-150 μm . As partículas do pó da liga Ti-6Al-4V na Figura 14 possuem diâmetro entre 50 e 100 μm e estão de acordo com o especificado pelo fabricante. Somente esses parâmetros garantem um fluxo de pó homogêneo sob atmosfera de argônio entre o sistema de alimentação de pós, passando pelo sistema de tubos que levam o pó até os bocais de fornecimento do pó e, finalmente, até a poça fundida.

Figura 14 – Morfologia do pó da liga Ti-6Al-4V imagens de microscopia eletrônica com ampliações de (a) 100 vezes, (b) 200 vezes e (c) 500 vezes.

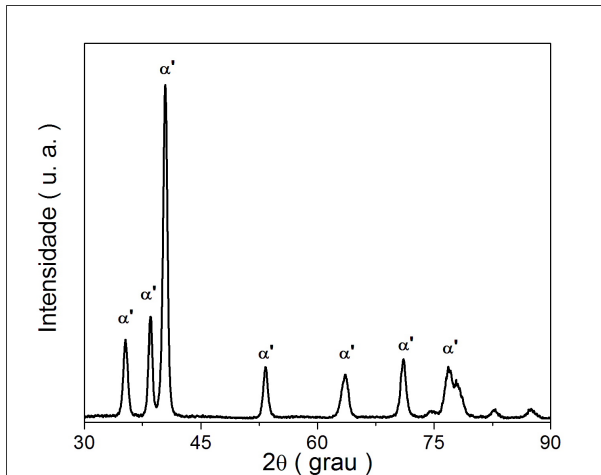


Fonte: Próprio autor (2016)

Adicionalmente, o pó metálico inicial deve ter elevado grau de pureza e possuir composição química requerida, que foram confirmados através da análise de composição química. Para o caso da liga Ti-6Al-4V, classificada como grau 5, deve estar de acordo com normas tais como F467-13 (ASTM, 2013) e ASTM F1108, por exemplo, que estabelecem as especificações dessa liga para a aplicação como biomaterial.

Por fim, na análise via difração de raios-X ilustrada no difratograma da Figura 15 do pó de Ti-6Al-4V, observa-se a presença de picos característicos da fase martensítica α' (hexagonal compacta). De acordo com TSL-Technick, fabricante do pó, o processo de atomização leva a uma elevada taxa de resfriamento, o que acarreta a formação de uma microestrutura fina. Sendo assim, os picos das fases α e α' apresentam o mesmo padrão de raios-X, porém foi considerado α' devido ao processo de atomização. Esse mesmo padrão de difração de raios-X para o pó da liga Ti-6Al-4V foi encontrado por Jamaludin et al. (2015), Montanari et al. (2008) e Yang et al. (2016).

Figura 15 – Difratograma de raios-X obtido pela análise do pó da liga Ti-6Al-4V.



Fonte: Próprio autor (2015).

4.2 FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DA LIGA Ti-6Al-4V POR LENS

O processo LENS é uma tecnologia de MA conhecida por reduzir o tempo e os custos necessários para fabricar peças metálicas funcionais (WANG; FELICELLI, 2006). Este processo ainda caracteriza-se por altas taxas de solidificação na faixa de aproximadamente 10^3 - 10^5 K/s. Essa alta taxa de solidificação proporciona vários benefícios microestruturais, tais como: supressão de transformações de fase do estado sólido controladas por difusão, formação de soluções supersaturadas e fases de não equilíbrio, formação de microestruturas extremamente finas e refinadas com pequena segregação elementar e formação de partículas de fase secundária muito finas como os carbonetos. Sendo assim, o processo LENS permite adaptar a microestrutura, a porosidade, a forma e o tamanho da peça em uma operação controlando diferentes parâmetros do processo (BANDYOPADHYAY et al., 2009).

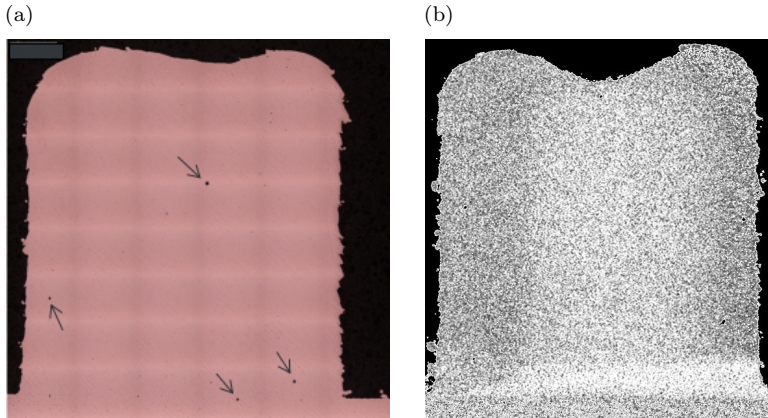
As propriedades mecânicas obtidas durante esse tipo de processamento são função da microestrutura do material. Consequentemente, a otimização do processo requer uma compreensão dos parâmetros durante a fabricação das amostras (WANG et al., 2008). Dentre os parâmetros críticos, a potência do laser é um fator a ser estudado.

De acordo com Wang et al. (2008), durante o processo LENS, parte da energia gerada pelo feixe de laser é perdida antes de ser absorvida pelo material depositado. A eficiência da transferência de energia do laser apresenta-se na faixa de 30-50%. Isso indica que mais da metade da energia incidente do laser nunca é transferida para o material depositado. Dentre os fatores que podem reduzir a energia absorvida pode-se citar a reflexão parcial sobre o metal depositado, absorção pelo pó suspenso, além de fenômenos como a transição de fase (fusão e evaporação) (WANG et al., 2008).

Além da potência do laser, outros parâmetros de processo foram estudados, tais como velocidade de varredura e taxa de fluxo de massa (KUMMAILIL et al., 2005). A eficiência da deposição é uma quantidade importante de conhecer, pois apenas uma pequena fração do pó é realmente fundida na peça, deixando uma grande quantidade para ser reciclada ou descartada (UNOCIC; DUPONT, 2004). Porém, neste trabalho, dentre os parâmetros de processo envolvidos, optou-se pela variação de potência do laser de 190 a 250 W e velocidade de varredura constante no intuito de fabricar amostras com o mínimo de porosidade.

A porcentagem de porosidade para as amostras produzidas por LENS com diferentes valores de potência do laser são mostradas nas

Figura 16 – Corpo de prova de Ti-6Al-4V produzidos com potência de 250 W. (a) Imagens feitas em MO com escala de $1000\ \mu\text{m}$ e (b) Imagem feita com tomografia computadorizada com escala de $2000\ \mu\text{m}$.



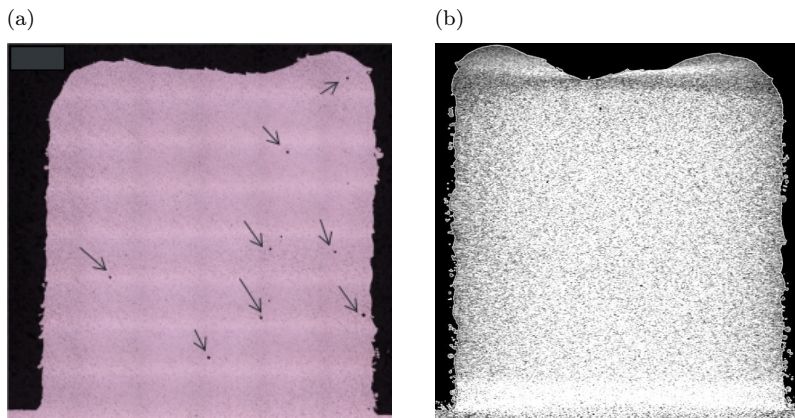
Fonte: Próprio Autor (2015).

Figuras 16, 17 e 18. As imagens foram obtidas por microscopia óptica e tomografia computadorizada. As imagens de tomografia computadorizada foram produzidas sob as coordenadas $(x, y \text{ e } z)$ e foram analisadas de acordo com o plano (z, x) . As imagens tridimensionais permitem que todo o volume seja analisado fornecendo informações sobre o tamanho e formato dos poros. Os poros nas Figuras 16, 17 e 18 estão representados por setas.

Na Figura 16 são apresentadas as imagens de microscopia óptica (16(a)) e tomografia computadorizada (16(b)) para a amostra 1 para uma variação da potência do laser de 250 W que produziu amostra com a menor porosidade. Para a amostra 2 (Figura 17), com potência de laser de 220 W, a geometria esférica e o tamanho dos poros permanece o mesmo, porém com aumento na quantidade. Os poros arredondados são formados por aprisionamento de gás e poros por falta de fusão, em que o metal derretido em uma camada não preenche completamente as lacunas entre o material em camadas anteriores resultando em rachaduras finas. Os ângulos afiados em poros por falta de fusão resultam em concentrações locais de tensão durante o carregamento.

Já a amostra 3 (Figura 18) para a potência de 190 W, os poros apresentam a mesma geometria arredondada das amostras anteriores. Entretanto, um aumento no volume de defeitos no final do corpo de

Figura 17 – Corpo de prova de Ti-6Al-4V produzidos com potência de 220 W. (a) Imagens feitas em microscópio óptico (MO) com escala de $1000 \mu\text{m}$ e (b) Imagem feita com tomografia computadorizada com escala de $2000 \mu\text{m}$.



Fonte: Próprio Autor (2015).

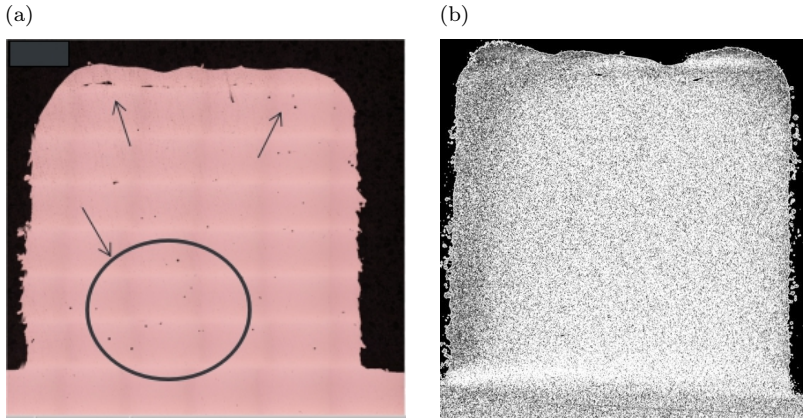
prova em relação ao sentido de crescimento pode ser observado principalmente na imagem de microscopia óptica.

As análises por tomografia computadorizada, que gera imagens tridimensionais, confirmou a presença de poros observados primeiramente via microscópio óptico. Com base nos resultados obtidos, a partir das variações de potência do laser, novos corpos de prova foram produzidos utilizando a potência de 250 W. Após a produção desses novos corpos de prova, no intuito de avaliar as propriedades mecânicas obtidas, foi realizado primeiramente a medida de densidade.

A densidade determinada pela equação 3.1 resultou, para a amostra de Ti-6Al-4V produzida por LENS, uma densidade de $4,37 \text{ g/cm}^3$ enquanto a densidade da amostra de Ti-6Al-4V comercial foi de $4,38 \text{ g/cm}^3$. Os valores de densidade obtidos não diferem muito entre si e os resultados de densidade obtidos para ambos os processos está de acordo com a densidade da liga Ti-6Al-4V de $4,43 \text{ g/cm}^3$.

O resultado de densidade das amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS indica também que as mesmas apresentam baixa porosidade, com uma densidade relativa de 98,64%, sendo a densidade relativa a razão da densidade medida pela densidade de referência ($4,43 \text{ g/cm}^3$). O resultado de densidade obtido por LENS também se apre-

Figura 18 – Corpo de prova de Ti-6Al-4V produzidos com potência de 190 W. (a) Imagens feitas em MO com escala de $1000 \mu\text{m}$ e (b) Imagem feita com tomografia computadorizada com escala de $2000 \mu\text{m}$.



Fonte: Próprio Autor (2015).

senta compatível com outros processos de fabricação por manufatura aditiva como mostra a Tabela 6.

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A evolução da microestrutura do material durante o processo de fabricação por manufatura aditiva, tais como SLM, LENS, EBM, como também produzidas pelo método convencional, têm sido alvo de investigação de vários pesquisadores tais como (ZHAI; GALARRAGA; LADOS, 2016; ZHAO et al., 2016; THILJS et al., 2010). Os processos físicos associados a esses processos de fabricação incluem a transferência de calor e as variáveis do processo também afetam a qualidade da peça final. Os fenômenos térmicos envolvidos no processo, sobretudo a difusão e os gradientes de temperatura, são fatores determinantes do processo, pois influenciam a microestrutura, a rugosidade superficial, densificação e dureza.

Dessa maneira, primeiramente a análise microestrutural para as amostras da liga Ti-6Al-4V produzidas por LENS foi realizada em três partes: topo, centro e base. O intuito dessa divisão foi verificar a influência do substrato na microestrutura formada durante o processo

Tabela 4 – Comparação entre a densidade obtida da liga Ti-6Al-4V pelo processo LENS, comercial e obtida por outros autores e técnicas de fabricação.

Processo	Densidade relativa (%)	Autor
LENS	98,6	Próprio autor, 2016
Comercial	98,8	Próprio autor, 2016
SLM	99,7	(KNOWLES; BECKER; TAIT, 2012)
SLM	98,1	(HERNÁNDEZ, 2014)
SLM	99,7	(FACCHINI et al., 2009)
SLM	99,5	(MERTENS et al., 2014)

Fonte: Próprio Autor (2016).

de solidificação.

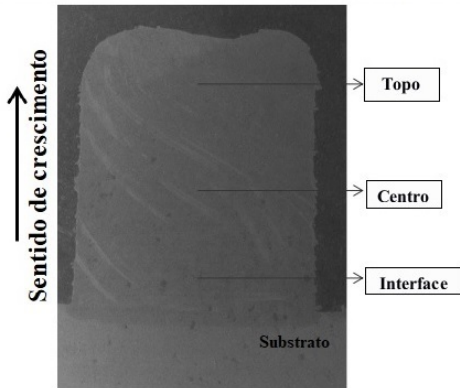
Para o pó da liga Ti-6Al-4V depositada no substrato da mesma liga, a entalpia de fusão da deposição e o substrato são os mesmos, uma vez que eles são do mesmo material. De acordo com Wang et al. (2008), a diferença de temperatura inicial produzida pelo substrato frio afeta apenas as cinco primeiras camadas (WANG et al., 2008). A taxa de resfriamento máxima para cada passagem diminui à medida que são depositadas mais camadas, devido ao calor de camadas anteriores. A Figura 19 ilustra esquematicamente as regiões onde foram feitas as análises de microestrutura da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS.

As imagens obtidas por MEV nas regiões de topo, centro e interface entre o substrato e a amostra (Figuras (20) e (21)) mostram a presença de lamelas finas em toda a microestrutura, caracterizada pela presença da fase α representada pela formação em formato de “agulhas” na microestrutura (Figura 20 (a) e (b)). As imagens de MEV apresentadas nas Figuras 21 (a), (b) e (c) mostram que há uma diferença na microestrutura próximo ao substrato da amostra.

Na interface entre o substrato e a amostra observa-se algumas regiões com microestrutura acicular e também microestrutura equiaxial. No processo LENS o material é fundido por um feixe de laser de alta potência, porém na imagem da Figura 22, com uma ampliação elevada, pode-se observar a presença de algumas partículas do pó da liga Ti-6Al-4V que não foram fundidas durante o processo LENS.

As imagens de MEV da Figura 23 apresentam a microestrutura para a liga Ti-6Al-4V comercial. A microestrutura observada é a equiaxial formada por duas fases, sendo a fase mais clara a fase α , e a mais

Figura 19 – Ilustração esquemática do corpo de prova produzido por LENS que indica as regiões de análise microestrutural. Imagem obtida por MEV.



Fonte: Próprio autor (2016).

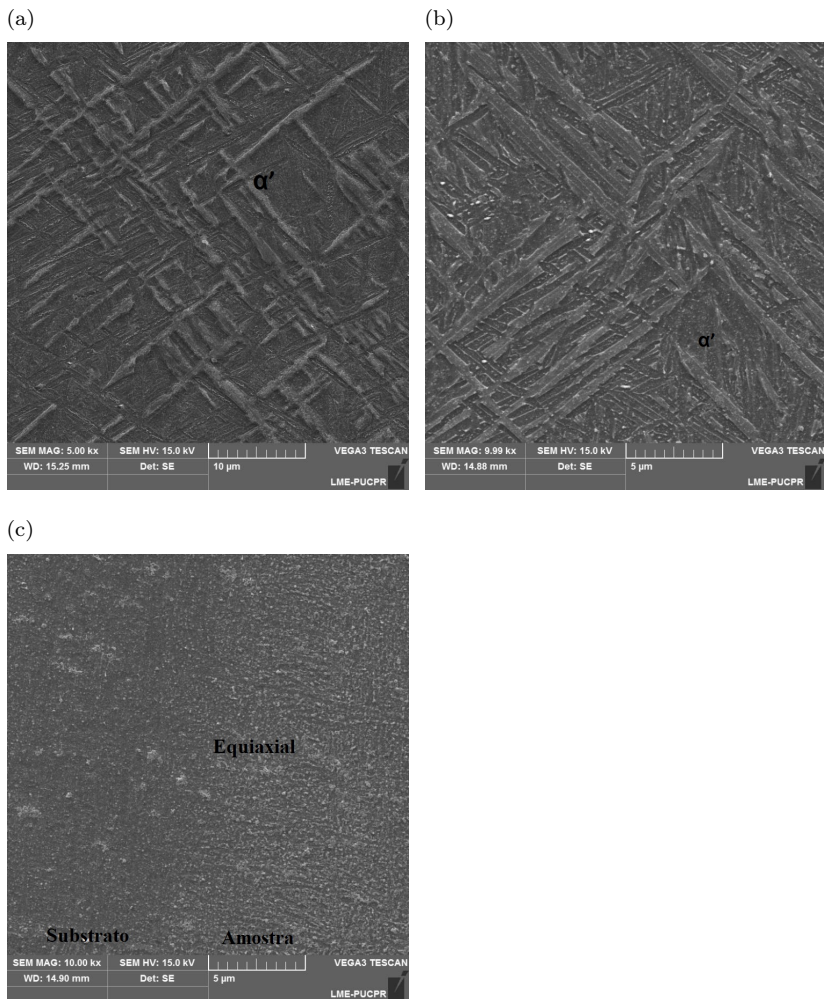
escura a fase β , que estão distribuídas homogeneamente na matriz α .

A análise por difração de raios-X foi realizada com o objetivo de identificar as fases presentes nas amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial. As análises foram feitas em um corpo de prova da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS com o parâmetro de construção da amostra 1 descrito na seção 3.2 do Capítulo 3 deste trabalho. A análise para a liga Ti-6Al-4V comercial foi realizada em um corpo de prova em sentido transversal. A Figura 24 apresenta os difratogramas para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial.

No difratograma da Figura 24(a) nota-se a presença de picos bem definidos referentes a fase hexagonal compacta, que pode ser atribuída a fase α do titânio ou a martensítica α' , pois como já comentado, ambas apresentam o mesmo padrão de difração de raios-X. Pelo difratograma da Figura 24 (a) pode-se observar também que não houve a formação de picos correspondentes a outros elementos, apenas o α -Ti.

As fases martensíticas são originárias de processos de tratamento térmico (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007) e esta fase no processo LENS provavelmente é originária do aquecimento e resfriamento rápido. A fase α' originária do pó da liga de Ti-6Al-4V tende a permanecer nos corpos de prova obtidos pelo processo LENS, pois o resfriamento durante o processamento mantém essa fase metaestável do pó da liga de Ti-6Al-4V.

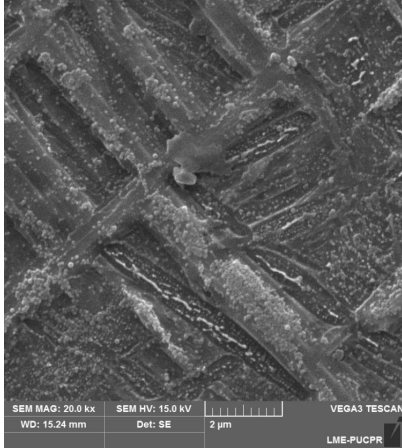
Figura 20 – Microestruturas das amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS com ampliação de 5000 vezes. Imagem de MEV para (a) topo, (b) centro e (c) interface.



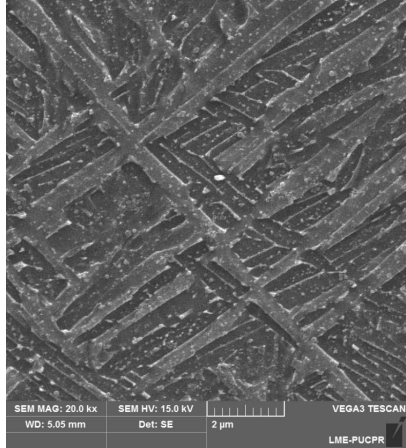
Fonte: Próprio Autor (2016).

Figura 21 – Microestruturas das amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS com ampliação de 20.000 vezes. Imagem de MEV para (a) topo, (b) centro e (c) interface.

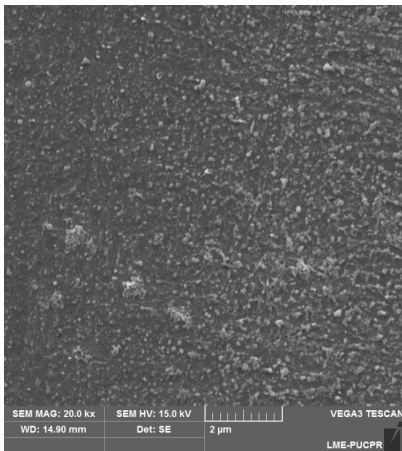
(a)



(b)

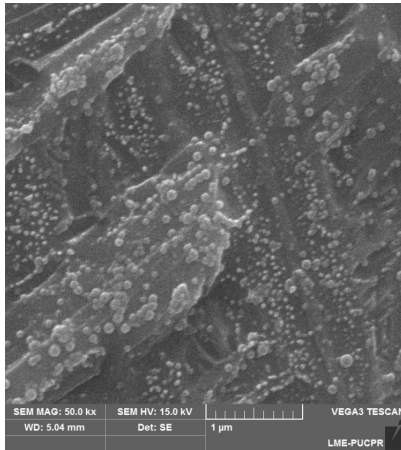


(c)



Fonte: Próprio Autor (2016).

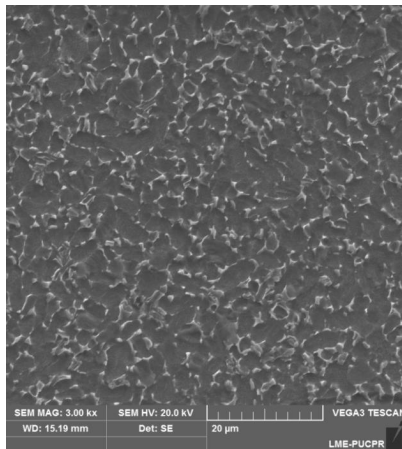
Figura 22 – Microestrutura da região do topo da amostra da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. Imagem com ampliação de 50.000 vezes.



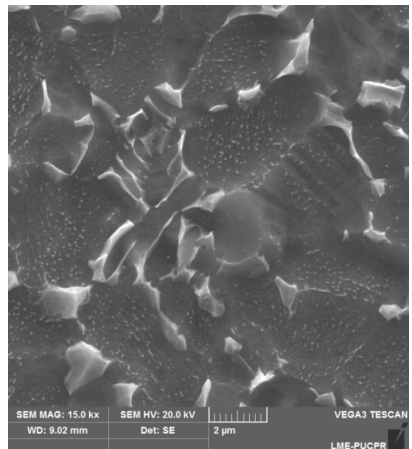
Fonte: Próprio autor (2016).

Figura 23 – Microestrutura da liga Ti-6Al-4V comercial, com ampliação de (a) 3000 vezes e (b) 5000 vezes.

(a)

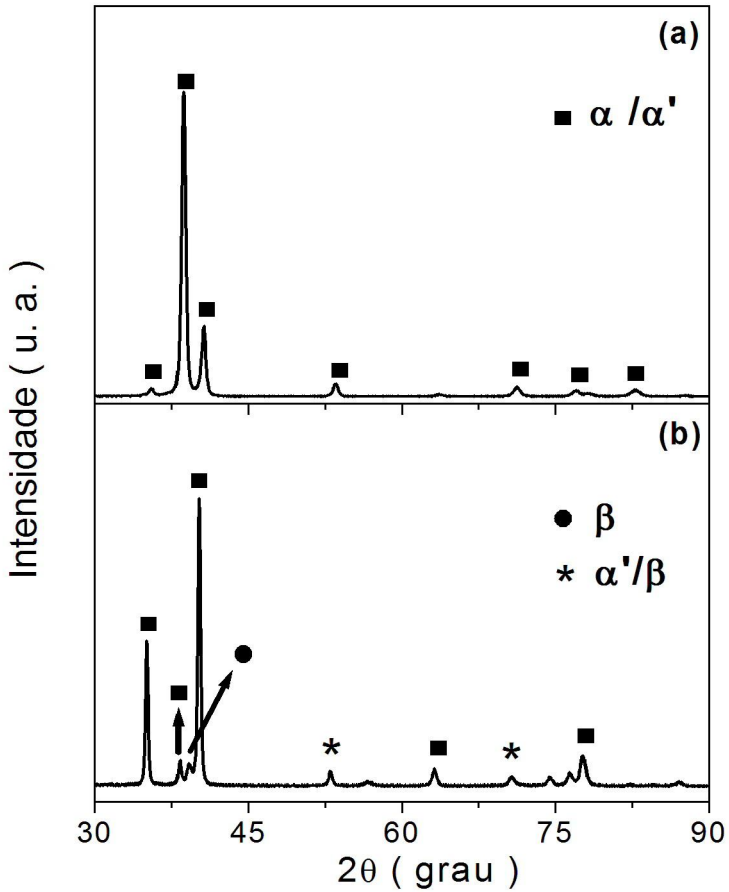


(b)



Fonte: Próprio Autor (2016).

Figura 24 – Difratoograma de raios-X obtido para (a) amostra produzida por LENS e (b) amostra comercial.



Fonte: Próprio autor (2016).

A difração de raios-X está consistente com os resultados da análise de microscopia eletrônica de varredura, uma vez que só foram identificados picos característicos para a fase α/α' para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. De acordo com (NAG, 2008), a fase α tem um processo de nucleação em regiões onde existe a fase martensítica (α''), junto a precipitados da fase ω , junto a fase α' em discordâncias e preferencialmente em contornos de grão. A presença da fase α'' no difratograma da Figura 24 (a) foi descartada, pois não observa-se picos entre 40 e 45 graus característicos dessa fase.

A Figura 24 (b) mostra o difratograma de raios-X e o resultado da análise para a liga Ti-6Al-4V comercial. Através do resultado é possível observar a presença da fase α e β , com predominância da fase α que possui uma orientação cristalográfica preferencial na direção $\langle 101 \rangle$. Conforme pode-se observar nas imagens MEV e pelos difratogramas, as amostras de Ti-6Al-4V produzidas por LENS possuem uma microestrutura diferente da liga Ti-6Al-4V comercial. Tal resultado é justificado pelo elevado gradiente de temperatura durante o processo LENS.

A microestrutura do material produzido por LENS é classificado como uma estrutura específica do processo. Segundo Thijs et al. (2010), devido ao gradiente elevado de temperatura durante o processo, a microestrutura da liga formada do pó de Ti-6Al-4V é martensítica, sendo classificada como acicular, conforme verificado nas Figuras 20 e 21.

4.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

4.4.1 Dureza

Neste trabalho, para a obtenção do valor de dureza da liga Ti-6Al-4V foram utilizadas duas técnicas, a microdureza Vickers e a indentação instrumentada.

As curvas típicas $P \times h$ da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial (carga máxima de 500 mN e velocidade de carregamento de 70 mN/s) são mostradas na Figura 25. Como pode ser observado pela imagem, quando há um carregamento máximo (P_{max}), a penetração aumenta até um máximo (h_{max}). No decorrer do ensaio, a medida que a carga máxima é retirada, o material apresenta recuperação elástica e uma curva de descarregamento é registrada. A dureza e o módulo de elasticidade podem ser obtidos do carregamento máximo (P_{max}) e do descarregamento inicial conforme o método sugerido por Oliver e

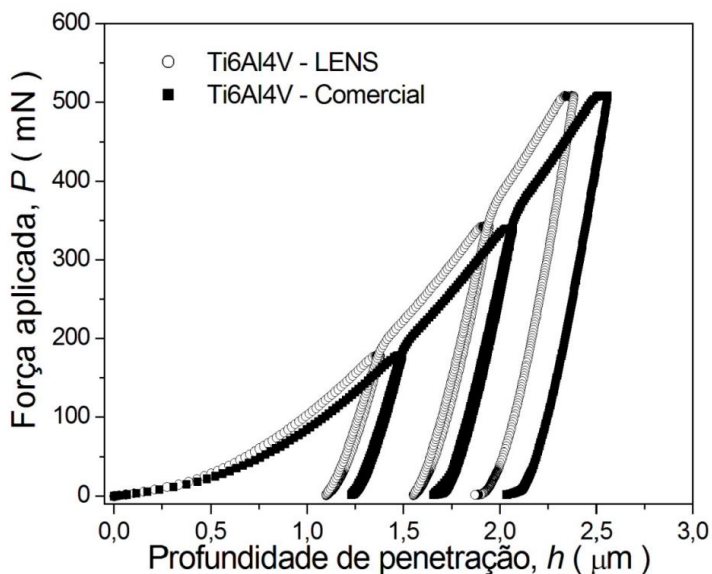
Pharr (OLIVER; PHARR, 1992, 2004), em que P , S , h_c , H , A_c , E_r podem ser calculados conforme o apêndice A.

Com o método de dureza por indentação instrumentada, os valores obtidos para a dureza são influenciados não apenas pela deformação plástica, mas também pelo deslocamento da ponta devido às fraturas decorrentes do processo de indentação.

Pelo método de Oliver-Fharr (OLIVER; PHARR, 1992) a área de contato é proporcional a $1/A_c$. De acordo com Eloir (2014), a área de contato projetada é equivalente à área em contato com o material indentado. Além disso, para cada geometria da ponta do indentador é estabelecida uma área de contato na superfície em função da profundidade.

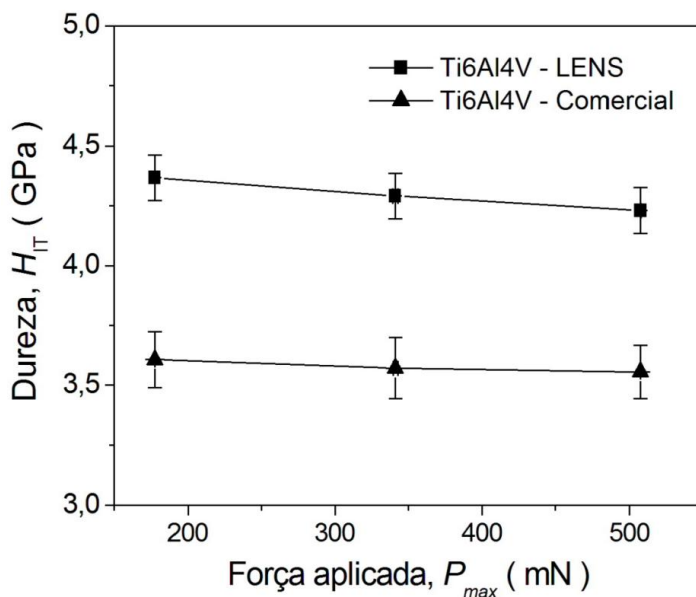
Vale ressaltar ainda que a dureza por indentação é fortemente influenciada pela formação de trincas, como também pela presença de poros, pois os mesmos causam um aumento na profundidade de contato sem aumento proporcional de carga normal.

Figura 25 – Curvas $P \times h$ da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial.



Fonte: Próprio autor (2016).

Figura 26 – Dureza H_{IT} das amostras de Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial como função da força aplicada.

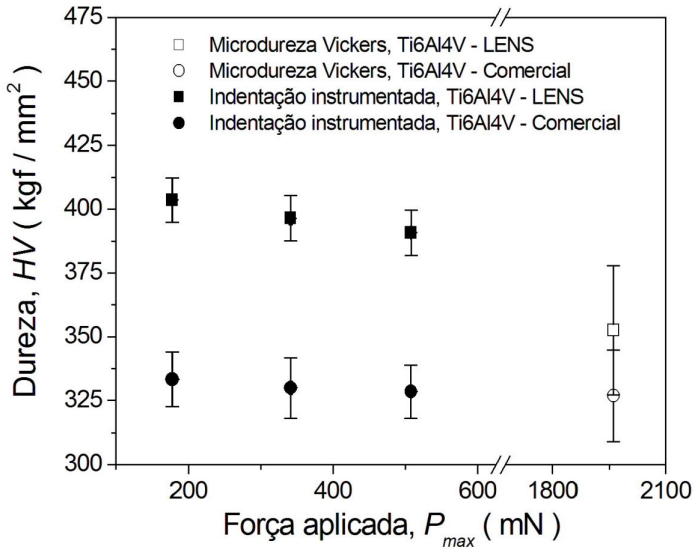


Fonte: Próprio autor (2016).

Na Figura 26, os valores de dureza são plotados em função da carga medidos nas amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial. Os resultados mostram um valor de dureza de $3,6 \pm 0,1$ GPa para a amostra da liga Ti-6Al-4V comercial e de $4,3 \pm 0,1$ GPa para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. O valor da dureza H_{IT} pela indentação instrumentada foi obtido pela média das médias dos valores de H_{IT} para os três valores de força aplicada, bem como o desvio padrão, obtido pela média dos desvios padrões. As amostras produzidas por LENS também apresentam um leve decréscimo de dureza em função da força aplicada.

O ensaio de microdureza Vickers para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial tem por objetivo verificar a homogeneidade do material, pois resultados com grande dispersão indicam que o material não está homogêneo, o que pode indicar a formação de segregação ou fases com propriedades mecânicas diferentes. Especialmente para a amostra produzida por LENS, os resultados foram medidos sobre todo

Figura 27 – Dureza HV das amostras de Ti-6Al-4V produzidas por LENS e comercial como função da força aplicada pelo ensaio de dureza Vickers e indentação instrumentada.



Fonte: Próprio autor (2016).

o sentido de construção da amostra para verificar a possível influência das camadas e do substrato.

Os valores obtidos a partir do ensaio de microdureza (Figura 27) revelam um aumento dos valores de dureza para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. Este aumento, assim como mencionado para o caso da dureza por indentação instrumentada, está relacionado a diferença microestrutural da liga Ti-6Al-4V comercial para o pó utilizado por manufatura aditiva por LENS. Na mesma imagem pode-se comparar as medidas de dureza por indentação instrumentada utilizando o indentador Berkovich transformados para HV com o objetivo de comparar as medidas de dureza Vickers e por indentação instrumentada. Como pode ser observado na Figura 27, os valores de dureza para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial decrescem com a força aplicada.

Os resultados de microdureza Vickers (ponta Vickers), para a força aplicada de 200 g para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS foi de $352,5 \pm 25,3$ HV e para a amostra comercial $326,9 \pm 17,8$ HV. O cálculo do valor de dureza HV pela microdureza Vickers foi obtido pela média e desvio padrão amostrais dos valores de HV para um conjunto de 32 (LENS) e 13 (comercial) medições. Para a indentação instrumentada (Ponta Berkovich e transformada para HV), para a força aplicada de 178 mN, 341 mN e 508 mN obteve-se um valor de dureza de $396,9 \pm 8,8$ HV para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e dureza de $330,6 \pm 10,9$ HV para a liga comercial.

O valor do desvio padrão deve-se a heterogeneidade da microestrutura ($\alpha + \beta$) da liga Ti-6Al-4V comercial e microestrutura α para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. Além disso, a microestrutura da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS apresenta fase martensítica, que de acordo com Lutjering (2007) pode existir de duas formas hexagonal compacta α' e ortorrômbica α'' . Ainda de acordo com Hao et al (2006), a fase martensítica α'' geralmente leva a uma diminuição de dureza nas ligas (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007; HAO et al., 2006).

A Figura 28 mostra a impressão causada pela indentação durante o ensaio de indentação instrumentada e microdureza Vickers. Pelas imagens pode-se perceber que ocorreu deformação plástica. A área de impressão residual deixada pelos indentadores Berkovich e Vickers para a amostra produzida por LENS possui uma área menor quando comparada com a comercial.

A Tabela 5 mostra uma comparação entre os valores de dureza encontrados na literatura para a liga Ti-6Al-4V produzida por outras técnicas de manufatura aditiva e convencional.

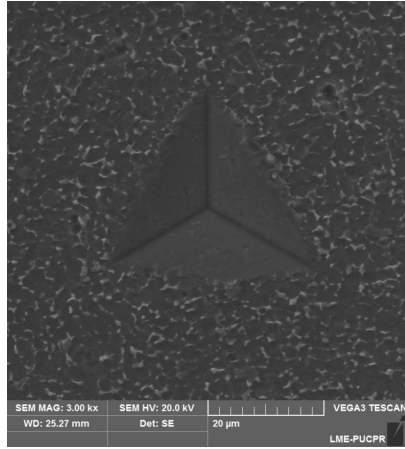
De maneira geral o valor de dureza encontrado para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial encontram-se na faixa de dureza especificada para esta liga de acordo com Veiga (2012). Dos valores reportados na literatura, apenas um valor de dureza de uma amostra produzida por SLM está acima da faixa de 300-400 HV de dureza. (VEIGA; DAVIM; LOUREIRO, 2012).

Figura 28 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura das indentações produzidas no ensaio de dureza por indentação instrumentada (Berkovich) e pelo ensaio de dureza Vickers para as amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial. Sendo (a) e (b) para a indentação instrumentada e (c) e (d) para a dureza Vickers.

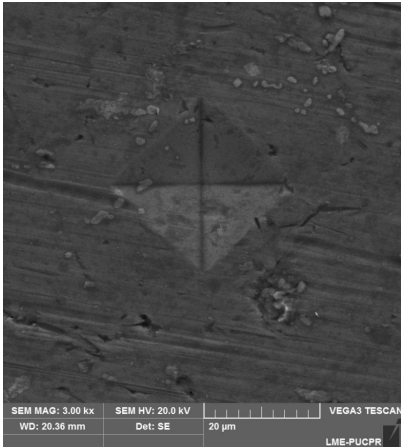
(a)



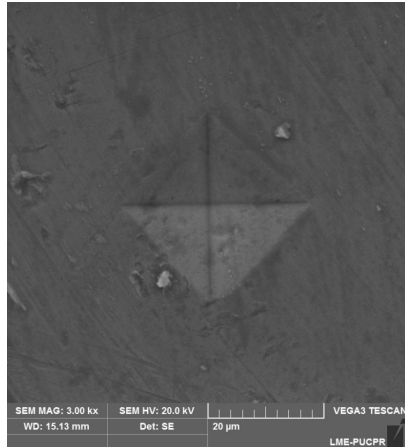
(b)



(c)



(d)



Fonte: Próprio Autor (2016).

Tabela 5 – Comparação entre a dureza da liga Ti-6Al-4V obtida por outros autores e técnicas de fabricação

Processo	Condição	Orientação da amostra	Dureza (HV)	Referência
EBM	Conforme construído	xy	372 ± 7, 2	(HRABE; QUINN, 2013)
EBM	Conforme construído	z	367 ± 8, 3	(HRABE; QUINN, 2013)
EBM	Conforme construído	z	380	(MURR et al., 2009)
EBM	Conforme construído	z	369 ± 2	(KOIKE et al., 2011)
SLM			360	(KASPEROVICH; HAUSMANN, 2015)
SLM	HIP		351	(KASPEROVICH; HAUSMANN, 2015)
SLM	Tratamento térmico		321	(KASPEROVICH; HAUSMANN, 2015)
Convencional	Tratamento térmico		362	(FAN et al., 2016)
DLF		N/A	340	(WANG; FELICELLI, 2006)
SLM			409	(ZHANG; ATTAR, 2016)
Convencional			362, 2 ± 5, 4	(ZHANG; ATTAR, 2016)
Convencional	Recozido		346	(ZHANG; ATTAR, 2016)
Convencional	Sem tratamento		340 ± 6, 20	(ROCHA et al., 2006)
Convencional	Tratamento térmico		351, 94 ± 7, 85	(ROCHA et al., 2006)
Convencional	Recozimento e envelhecimento		369, 08 ± 10, 37	(ROCHA et al., 2006)
LMD			360 ± 10	(YU et al., 2012)
Convencional	Sem tratamento		327 ± 17, 84	Próprio autor, 2016
LENS	Sem tratamento		352 ± 24, 94	Próprio autor, 2016

Fonte: Próprio Autor (2016).

4.4.2 Limite de resistência a flexão

Os resultados dos ensaios de flexão por 3 pontos estão registrados na Figura 29. Para a liga Ti-6Al-4V comercial observa-se que as mesmas foram fletidas, porém não ocorreu fratura ao término do ensaio. Por outro lado, a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS terminou com a fratura das amostras ensaiadas.

Esses resultados estão de acordo com o esperado, pois a liga Ti-6Al-4V comercial, por apresentar uma microestrutura $\alpha+\beta$ possui uma maior ductilidade. Esse comportamento pode ser observado na Figura 29, onde as amostras apresentam um comportamento elástico bem definido seguido de um comportamento plástico. Obtendo-se valores de limite de resistência a flexão σ_{max} de $2,32\pm 0,03$ GPa para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e $2,20\pm 0,09$ GPa para a liga Ti-6Al-4V comercial. O cálculo do valor do limite de resistência à flexão (tensão máxima) pelo ensaio mecânico de flexão (equação 3.3) da seção 3.5.2 foi obtido pela média dos valores de tensão máxima para os quatro corpos de prova ensaiados, bem como o desvio padrão, obtido pela média dos desvios padrões. Cabe ressaltar ainda que o ensaio foi executado com velocidade de 5mm/min e os corpos de prova retangulares com dimensões de 10 x 55 x 5 mm.

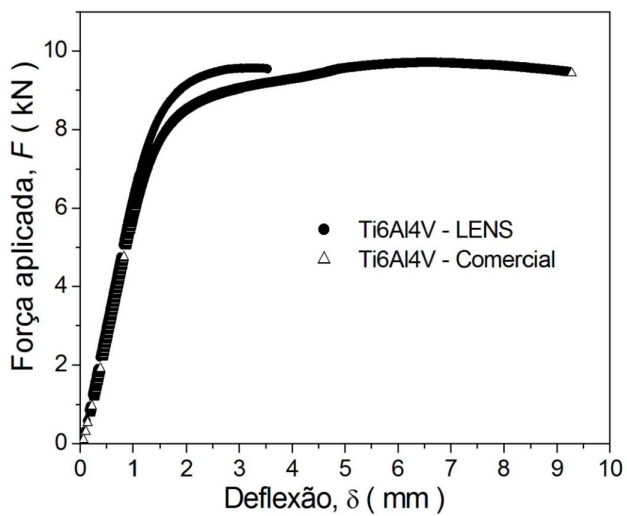
Para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS, Figura 29 observa-se que ambas as amostras apresentam comportamento elasto-plástico, porém as amostras produzidas por LENS fraturaram e a amostra da liga Ti-6Al-4V comercial dobrou.

As Figuras 30 e 31 evidenciam o comportamento sob tensão de flexão da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial. Como resultado do ensaio de flexão obteve-se para a liga produzida por LENS uma fratura com característica frágil, como mostra a Figura 30 (b).

Por outro lado, a liga Ti-6Al-4V comercial não apresentou fratura, como mostra a Figura 31. Porém acredita-se que pelo aspecto irregular da superfície em decorrência da deformação plástica, a mesma é caracterizada por ser dúctil. Como pode ser visto na Figura 31 (b) a superfície deformada apresentou microcavidades que correspondem a micro-vazios formados e separados durante o processo de fratura.

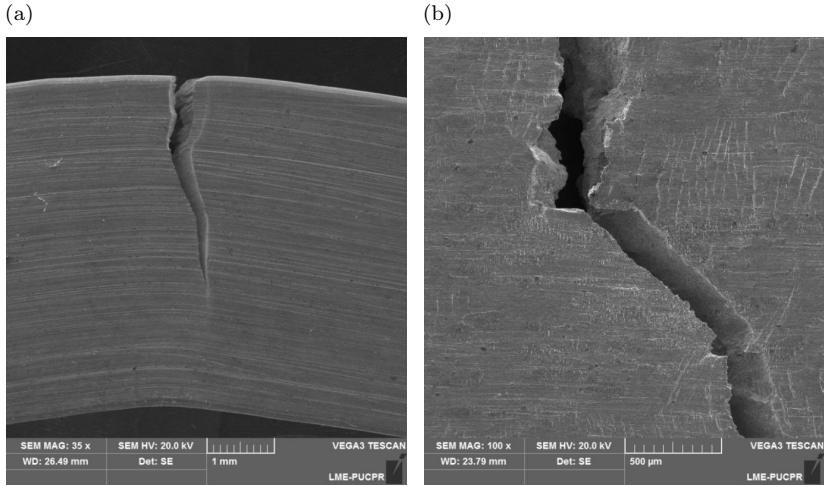
Os valores do limite de resistência a flexão da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial foi comparada com os trabalhos de Silva (2010) e Cardoso (2007). Ambos os trabalhos realizaram o ensaio de flexão em peças brutas e soldadas para aplicações odontológicas. Silva (2010) obteve, com célula de carga de 500 N e velocidade de 0,5 mm/min, uma média de tensão de flexão de 2,5 GPa em corpos de

Figura 29 – Curvas força x deflexão para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial.



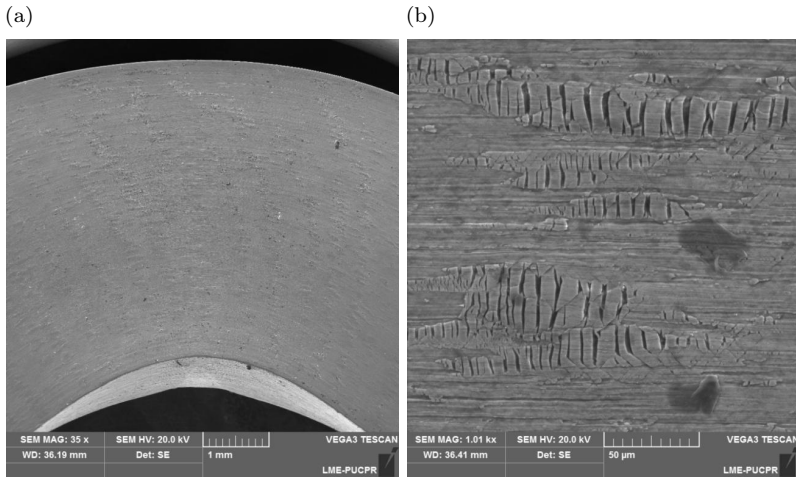
Fonte: Próprio autor (2016).

Figura 30 – Imagem de MEV para o ensaio de flexão da amostra da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. Imagens do corpo de prova (a) lateral e (b) topo.



Fonte: Próprio autor (2016).

Figura 31 – Imagem de MEV para a liga Ti-6Al-4V comercial. Imagens do corpo de prova (a) lateral e (b) topo.



Fonte: Próprio autor (2016).

prova cilíndricos com diâmetro de 3,8 mm. O ensaio foi caracterizado no sentido de descida, com velocidade de retorno de 500 mm/min e limite de carga máxima de 4500 N e colapso a 20%. Já Cardoso (2007) obteve uma média de 1,3 GPa de tensão de flexão também em corpos de prova cilíndricos.

O valor obtido por Cardoso (2007) é inferior ao obtido neste trabalho para a mesma liga, porém em contra partida, Silva (2010) obteve resultados muito semelhantes com os obtidos neste trabalho. Cabe ressaltar ainda que apesar da diferença de geometria dos corpos de prova, a ordem de grandeza dos valores é a mesma.

4.4.3 Módulo de elasticidade

O módulo de elasticidade ou módulo de Young, definido como sendo a medida de rigidez do material, é uma propriedade elástica importante em projetos de engenharia, uma vez que estão ligados à descrição de várias outras propriedades físicas da liga, como por exemplo, calor específico e velocidade do som, que podem ser derivados da constante elástica (FAN, 1993).

Enquanto o módulo de elasticidade da maioria dos materiais pode ser considerado constante, ou seja, tratamentos térmicos e variações de composição não possuem efeitos no comportamento do módulo de elasticidade, o mesmo não acontece para a liga Ti-6Al-4V. Para esta liga, devido a transformação de fase na fase β , a variação do módulo de elasticidade também é causado por textura, concentração de oxigênio e fases precipitadas por certos tratamentos térmicos. De acordo com Lee (1991), muitos pesquisadores mediram o módulo de elasticidade do Ti- α como função da concentração dos elementos de liga e de soluções intersticiais. No geral, foi encontrado que elementos intersticiais e substitucionais α -estabilizadores aumentam o módulo, enquanto que β -estabilizadores diminuem o módulo de elasticidade (LEE; PETERS; WELSCH, 1991).

Em uma liga multifásica, como é o caso da Ti-6Al-4V, o valor do módulo de elasticidade é determinado pelo módulo específico da fase e pela suas frações de volume, sendo que a fração de volume e composição dos constituintes das fases depende a priori de tratamentos termo-mecânicos. A literatura lista o valor do módulo de elasticidade para esta liga variando de 100-130 GPa.

Segundo Fan (1993), o módulo de elasticidade para a liga Ti-6Al-4V apresenta um mínimo em torno de 800 °C, que corresponde a

temperatura de transição da fase β retida em α' ou α'' , encontrando para o módulo de elasticidade o valor de 82 GPa para fase β , 117 GPa para a fase α e 113 GPa para as fases α' e α'' (FAN, 1993).

Neste trabalho o módulo de elasticidade para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial foi medido por diferentes técnicas: medida de deformação em ensaio de flexão, por excitação por impulso e pela medida da rigidez elástica em um ensaio de indentação instrumentada. Os valores do módulo de elasticidade obtidos por indentação instrumentada são obtidos a partir da curva de carregamento e descarregamento, como mostra a Figura 25. Neste ensaio foram encontrados valores de módulo de elasticidade de $126,2 \pm 2,3$ GPa para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e $115,1 \pm 2,6$ GPa para liga Ti-6Al-4V comercial.

Os valores do módulo de elasticidade obtidos para a liga Ti-6Al-4V comercial e produzida por LENS pela técnica de excitação por impulso foram obtidos conforme mostra o Apêndice B. Os resultados são valores das equações B.1, B.2, B.3 e B.4 usando coeficiente de Poisson de 0,34. A Figura 32 apresenta as frequências naturais para as amostras retangulares da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial.

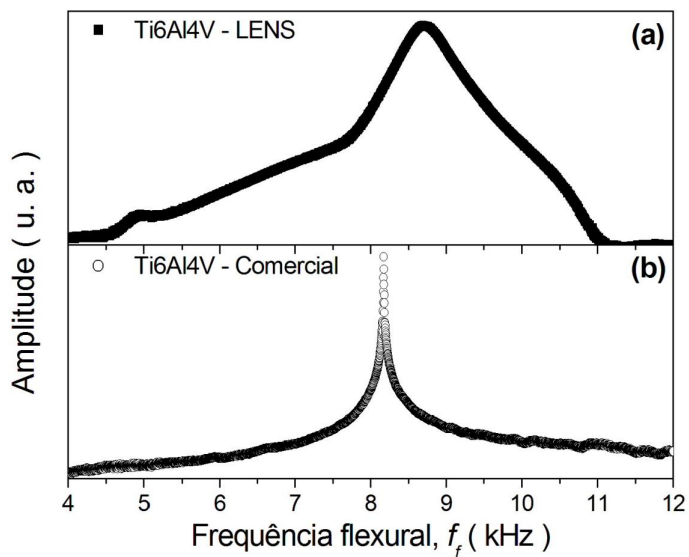
Neste ensaio, corpos de prova com formato retangular e cilíndrico foram ensaiados. O objetivo dessa variação no formato do corpo de prova foi verificar a anisotropia das amostras produzidas por LENS, pois a anisotropia é um fenômeno inerente ao processo de manufatura aditiva. O corpo de prova cilíndrico recebeu o impulso na direção perpendicular ao sentido de crescimento das camadas e a amostra retangular paralelo ao sentido de crescimento das camadas pelo processo LENS.

Para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS o resultado do módulo de elasticidade para o corpo de prova cilíndrico foi de $116,8 \pm 5,8$ GPa e para o retangular $113,5 \pm 5,7$ GPa. A pequena variação do módulo entre o corpo de prova cilíndrico e retangular demonstra que o resultado não foi afetado pelo fenômeno de anisotropia.

Da mesma maneira, para a liga Ti-6Al-4V comercial o resultado do módulo para o corpo de prova cilíndrico é de $105 \pm 5,3$ GPa e o retangular $102,3 \pm 5,1$ GPa. O módulo de elasticidade obtido por essa técnica para as amostras produzidas por LENS apresenta elevada concordância com valor do módulo de elasticidade para a liga Ti-6Al-4V (116 GPa) (LÜTJERING; WILLIAMS, 2007).

Os valores do módulo de elasticidade determinado pela técnica de indentação instrumentada apresentam resultados em torno de 7% superiores aos encontrados pela técnica de excitação por impulso. Pela

Figura 32 – Função resposta representativa da frequência para uma das quatro amostras de forma retangular da liga Ti-6Al-4V produzida por (a) LENS e (b) comercial.



Fonte: Próprio autor (2016).

técnica de indentação instrumentada observa-se que o valor encontrado está muito próxima do valor do módulo de elasticidade de 116 GPa para essa liga.

Entretanto, os valores encontrados por essas técnicas se apresentam em concordância com o valor normativo. Esse fato é explicado pela maior precisão dessas técnicas em comparação com ensaios estáticos, uma vez que a região de contato para a obtenção dos valores do módulo de elasticidade é muito menor do que para os ensaios estáticos.

Os módulos de elasticidade derivados do ensaio de flexão para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial são, respectivamente, $79,6 \pm 2,7$ GPa e $70,4 \pm 3,3$ GPa. O valor do módulo foi determinado na região elástica linear do ensaio de flexão. Esses valores são inferiores aos obtidos pelos ensaios de indentação instrumentada e excitação por impulso.

O módulo de elasticidade obtido por testes de tensão são geralmente considerados menos confiáveis do que os métodos dinâmicos, como o da excitação por impulso, devido a elevados erros experimentais (módulos elásticos dos acessórios de medida e rigidez do equipamento). Porém, os resultados obtidos concordam com os valores encontrados por Baufeld (2009) de 70 GPa pelo ensaio de tração e 117 ± 1 GPa pela técnica de excitação por impulso para a liga Ti-6Al-4V produzida por SMD.

Cabe ressaltar ainda que a diferença entre os valores de módulo de elasticidade entre a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial é devido a diferença da microestrutura. As Tabelas 6 e 7 sumarizam alguns valores encontrados para o módulo de elasticidade da liga Ti-6Al-4V obtidas por diferentes processos de manufatura aditiva encontrados na literatura.

Por fim, devido a pouca quantidade de amostras, o módulo de elasticidade, determinado pelo ensaio mecânico vibro acústico com a técnica de excitação por impulso para a geometria cilíndrica do corpo de prova, foi estimado para um único corpo de prova, mas, no entanto, os resultados estão compatíveis com a geometria retangular, o que demonstra que o sentido de deposição das camadas pelo processo LENS não influencia nos valores obtidos. Para a geometria retangular o valor apresentado corresponde a média obtida para 4 corpos de prova.

Tabela 6 – Comparação entre valores do módulo de elasticidade obtidos por diferentes processos de fabricação (Parte 1)

Processo	Condição	Orientação da amostra	E(GPa)	Referência
EBM	Como produzido	XY	$104 \pm 2, 3$	(RAFI et al., 2012)
EBM	Como produzido	Z	$101 \pm 2, 5$	(RAFI et al., 2012)
EBM	Como produzido	NA	118 ± 5	(FACCHINI et al., 2009)
EBM	HIP	NA	117 ± 4	(FACCHINI et al., 2009)
EBM	Como produzido	Z	93 ± 2	(KOIKE et al., 2011)
EBM	Como produzido	NA	114 ± 6	(LEWANDOWSKI; SEIFI, 2016)
EBM	Como produzido	Z	$109 \pm 2, 1$	(GONG et al., 2015)
EBM	Como produzido	NA	128	(LARSSON; LINDHE; HARRYSSON, 2003)
EOS	Como produzido	XZY	$91, 8 \pm 0, 5$	(REKEDAL; LJU, 2015)
EOS	Alívio de tensão	XZY	$98, 2 \pm 1, 2$	(REKEDAL; LJU, 2015)
EOS	HIP	XZY	$106, 8 \pm 1, 3$	(REKEDAL; LJU, 2015)
SLM	Como produzido	NA	110	(KASPEROVICH; HAUSMANN, 2015)
SLM	HIP	NA	115,4	(KASPEROVICH; HAUSMANN, 2015)
SLM	Tratamento térmico	NA	117,4	(KASPEROVICH; HAUSMANN, 2015)
Impressora 3D	Como produzido	XZ	115 ± 6	(SIMONELLI; TSE; TUCK, 2014a)
Impressora 3D	Como produzido	ZX	119 ± 7	(SIMONELLI; TSE; TUCK, 2014a)
Impressora 3D	Como produzido	XY	113 ± 5	(SIMONELLI; TSE; TUCK, 2014a)
Impressora 3D	Alívio de tensão	XZ	113 ± 9	(SIMONELLI; TSE; TUCK, 2014a)
Impressora 3D	Alívio de tensão	ZX	117 ± 6	(SIMONELLI; TSE; TUCK, 2014a)
Impressora 3D	Alívio de tensão	XY	112 ± 6	(SIMONELLI; TSE; TUCK, 2014a)

Fonte: Próprio autor (2016).

Tabela 6 – Comparação entre valores do módulo de elasticidade obtidos por diferentes processos de fabricação (Parte 2)

Processo	Condição	Orientação da amostra	E (GPa)	Referência
SLM	Como produzido	ZX	119 ± 7	(SIMONELLI; TSE; TUCK, 2014b)
SLM	Alívio de tensão		117 ± 6	(SIMONELLI; TSE; TUCK, 2014b)
SLM	Como produzido	XY	109, 2 ± 3, 1	(VRANCKEN et al., 2012)
EOS	Como produzido	ZX	111	(GONG et al., 2015)
SLM	Como produzido	XY	105 ± 5	(VILARO; COLIN; BARTOUT, 2011)
SLM	Como produzido	ZX	102 ± 7	(VILARO; COLIN; BARTOUT, 2011)
SLM	Tratamento térmico	XY	103 ± 11	(VILARO; COLIN; BARTOUT, 2011)
SLM	Tratamento térmico	ZX	98 ± 3	(VILARO; COLIN; BARTOUT, 2011)
SLM	Como produzido	NA	94	(VANDENBROUCKE; KRUTH, 2007)
DLF	Como produzido	X	118 ± 2, 3	(HOLLANDER et al., 2006)
LENS	Alívio de tensão	X	116	(LEWANDOWSKI; SEIFI, 2016)
LENS OPTOMEC	Alívio de tensãoD	Y	116	(LEWANDOWSKI; SEIFI, 2016)
LENS OPTOMEC	Alívio de tensão	Z	112	(LEWANDOWSKI; SEIFI, 2016)
LENS OPTOMEC	HIP	X	118	(LEWANDOWSKI; SEIFI, 2016)
LENS OPTOMEC	HIP	Y	118	(LEWANDOWSKI; SEIFI, 2016)
LENS OPTOMEC	HIP	Z	114	(LEWANDOWSKI; SEIFI, 2016)
LENS	Como produzido	Z	119	(STERLING et al., 2016)
LENS	recozido	Z	112	(STERLING et al., 2016)
LENS	Tratamento termico	Z	118	(STERLING et al., 2016)
convencional	Tratamento térmico		111	(FAN et al., 2016)

Os erros associados nesta comparação, entre a influência de geometria e sentido de deposição de camadas, foi assumido ser no máximo de 5%, sendo este superior aos encontrados experimentalmente para as diferentes técnicas para a determinação dos módulos de elasticidade. Para o mesmo material, verifica-se que o sentido de deposição nas camadas, bem como a geometria do corpo de prova para este caso, não influenciaram os valores do módulo de elasticidade.

4.4.4 Coeficiente de atrito e taxa de desgaste específico

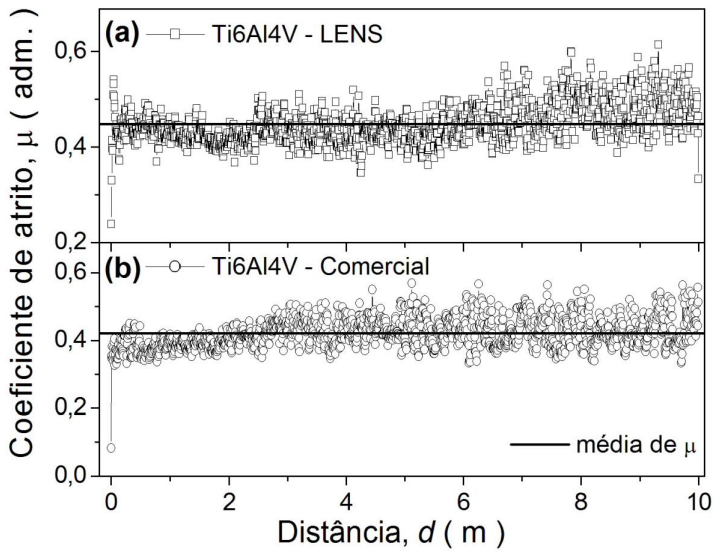
O titânio e suas ligas, apesar de apresentar excelentes propriedades mecânicas para diferentes aplicações, não possui um bom desempenho em relação ao desgaste. Em particular esse desempenho é agravado em superfícies como joelho e componentes de cabeça modulares. Entretanto, a adição de alumínio e vanádio ao titânio melhora a resistência ao desgaste ao custo até certo ponto da biocompatibilidade, devido a potencial toxicidade dos elementos adicionados.

O teste de desgaste foi realizado nas amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial com carga normal de 3 N e comprimento total da trilha de 10 m. A Figura 33 apresenta a imagem do coeficiente de atrito por distância das amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial. Os valores obtidos de coeficiente de atrito μ (adimensional) e taxa de desgaste W ($\times 10^{-4}$ mm³/N.m) da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS são, respectivamente, $0,44 \pm 0,04$ e $3,4 \pm 0,5$. Para a liga Ti-6Al-4V comercial foi obtido para o coeficiente de atrito μ $0,43 \pm 0,04$ e taxa de desgaste W de $4,8 \pm 1,9$ ($\times 10^{-4}$ mm³/N.m). Como pode ser observado, o coeficiente de desgaste para a amostra da liga Ti-6Al-4V obtida por LENS é 29% menor do que a taxa de desgaste obtida para a mesma obtida pelo método convencional.

O cálculo do valor de μ pelo ensaio tribológico foi obtido pela média das médias dos valores de μ para as três trilhas do ensaio, bem como o desvio padrão, obtido pela média dos desvios padrões. O cálculo do valor de W pelo ensaio mecânico tribológico foi obtido pela média e desvio padrão amostrais dos valores de W para um conjunto de 3 trilhas.

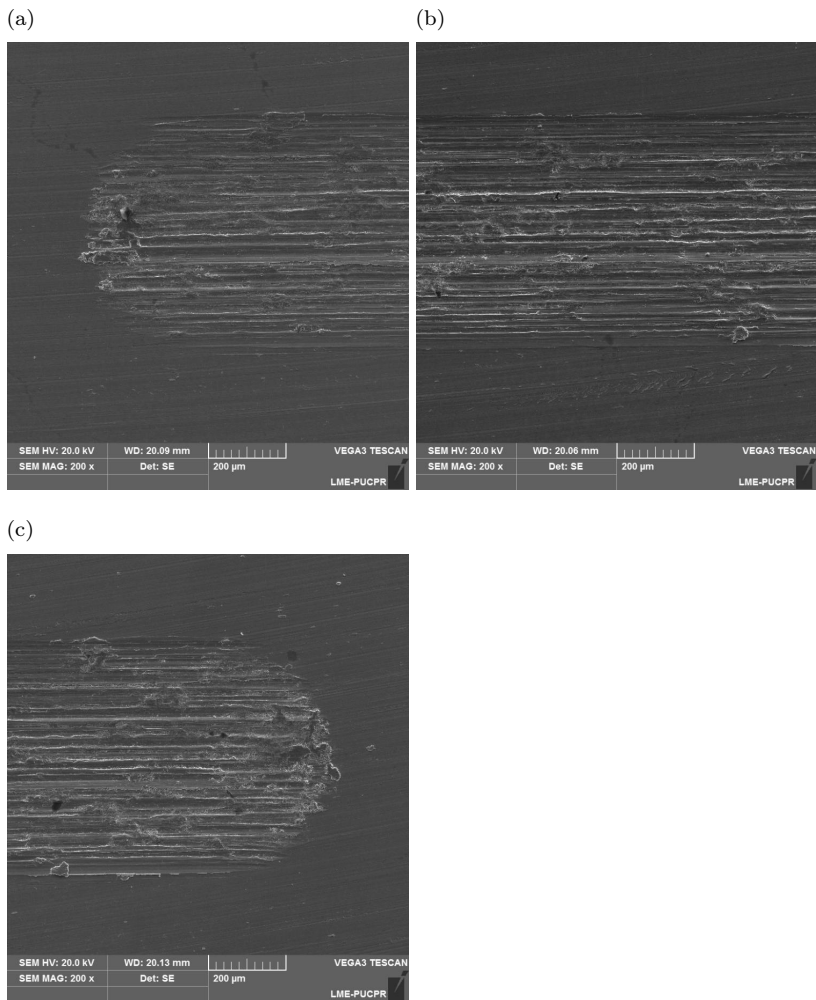
As trilhas produzidas nas amostras da liga Ti-6Al-4V comercial e LENS foram analisadas por MEV. As Figuras 34 e 35 apresentam micrografias das trilhas obtidas nos lados direito e esquerdo e parte central.

Figura 33 – Coeficiente de atrito para as amostras da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial.



Fonte: Próprio autor, 2016.

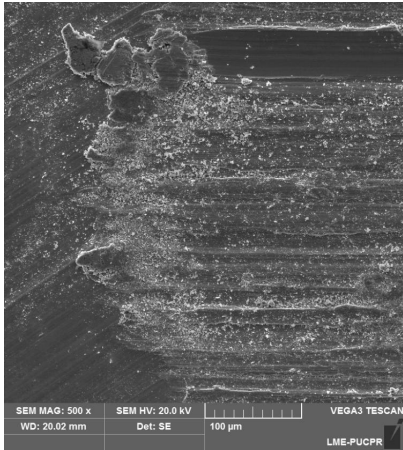
Figura 34 – Imagens de MEV da trilha da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS. (a) lado esquerdo (b) centro e (c) lado direito.



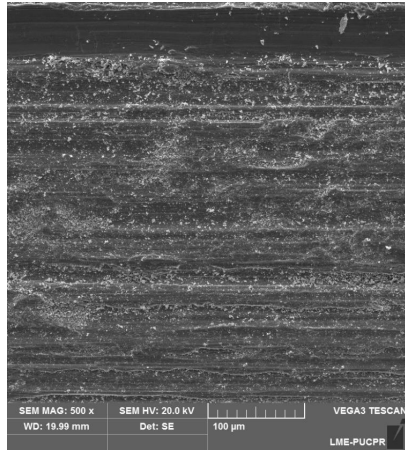
Fonte: Próprio autor (2016).

Figura 35 – Imagens de MEV da trilha da liga Ti-6Al-4V comercial. (a) lado esquerdo (b) centro e (c) lado direito.

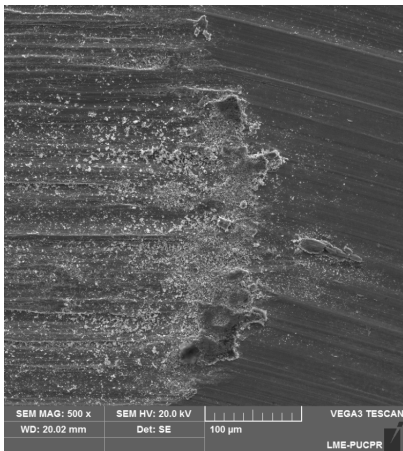
(a)



(b)



(c)



Fonte: Próprio autor (2016).

As imagens da Figura 34 apresentam ranhuras típicas do mecanismo de desgaste abrasivo. Já na Figura 35, as trilhas de desgaste apresentam uma maior liberação de fragmentos e desprendimento de material, em função da maior abrasão e deformação plástica.

Devido a baixa resistência ao desgaste da liga Ti-6Al-4V, a grande maioria dos trabalhos encontrados na literatura tem como foco estudar os aspectos tribológicos dessa liga com algum tipo de revestimento (DONG et al., 1997; BEMPORAD et al., 2008; MAHAMOOD et al., 2013). Porém, o foco do ensaio tribológico deste trabalho foi verificar se o processo de manufatura aditiva LENS produziria melhora significativa sobre a taxa de desgaste específico deste material em comparação com o comercial. A amostra de Ti-6Al-4V produzida por LENS apresenta uma taxa de desgaste menor devido a maior dureza comparado a amostra da mesma liga produzida pelo método convencional.

5 CONCLUSÕES

Para os resultados experimentais da liga Ti-6Al-4V sob as condições analisadas neste trabalho e através dos estudos da literatura foi possível chegar às seguintes conclusões:

- O pó utilizado mostra partículas esféricas e tamanho variando entre 45 e 150 μm conforme o fabricante e a medida de difração de raios-X mostra a presença da estrutura martensítica α' , originária do processo de atomização, devido ao resfriamento rápido.
- A preparação de amostras com diferentes parâmetros de processo mostrou que a variação de potência de 250 W produziu a amostra com menor porosidade. De acordo com os resultados obtidos da pré-fabricação das amostras foi possível confeccionar corpos de prova para a caracterização mecânica e microestrutural. Já os valores de densidade mostram que a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS possui uma densidade relativa de 98,6%, e a da liga Ti-6Al-4V comercial de 98,8%, que é muito próximo ao obtido pelo processo LENS.
- Com relação à caracterização microestrutural, a liga de Ti-6Al-4V produzida por LENS apresentou uma microestrutura de morfologia martensítica α' diferentemente da liga Ti-6Al-4V comercial, que possui uma microestrutura que contém fase β inserida na matriz α , o que pode ser comprovado pelos resultados de MEV e DRX. Isso acontece porque o processo LENS, devido as altas taxas de resfriamento envolvidas no processo, conduz a formação da martensita α' .
- A caracterização mecânica e tribológica permitiu obter valores de dureza, módulo de elasticidade, limite de resistência à flexão, coeficiente de atrito e taxa de desgaste específico que sumarizam em:
 - Com relação aos valores de dureza, a amostra da liga Ti-6Al-4V obtida por LENS teve um aumento nos valores de dureza Vickers ($352,5 \pm 25,3$ HV) e por indentação instrumentada $396,9 \pm 8$ em relação à liga Ti-6Al-4V comercial (dureza Vickers $326,9 \pm 17,8$ HV, e por indentação instrumentada o valor de $330,6 \pm 10,9$);

- Os valores do módulo de elasticidade sofreram redução comparativamente entre o processo convencional e LENS. Pela técnica de excitação por impulso obteve-se um valor de $116,8 \pm 5,8$ GPa (corpo de prova cilíndrico) e $113,5 \pm 2,9$ GPa (corpo de prova retangular) para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e $102,3 \pm 5,1$ GPa (corpo de prova retangular) e $105 \pm 5,3$ GPa (corpo de prova cilíndrico) para a liga Ti-6Al-4V comercial. A indentação instrumentada apresentou valor 9% maior comparado ao obtido pela técnica de excitação por impulso para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS comparado as duas geometrias de corpo de prova, sendo $126,2 \pm 2,3$ GPa para a liga produzida por LENS e $115,1 \pm 2,6$ GPa para a comercial. O módulo de elasticidade obtido pelo ensaio de flexão apresentou valores de $79,6 \pm 2,7$ GPa para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e $70,4 \pm 3,3$ GPa para a liga Ti-6Al-4V comercial.
- Os resultados do ensaio de flexão mostram que a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS apresenta uma ductilidade reduzida, uma vez que ocorreu o rompimento das amostras durante o teste de flexão com força máxima de 9563,44 N.
- Os resultados obtidos de ensaios tribológicos mostram que as taxas de desgaste específico para a liga Ti-6Al-4V produzida por LENS e comercial são respectivamente $3,4 \pm 0,5$ e $4,8 \pm 1,9$ W ($\times 10^{-4}$ mm³/N.m). Para o coeficiente de atrito foram encontrados valores de $0,44 \pm 0,04$ para amostra LENS e $0,43 \pm 0,04$ para a amostra comercial.

A análise geral de todas as propriedades mecânicas e microestruturais da liga Ti-6Al-4V produzida por LENS são bastante similares às amostras da liga Ti-6Al-4V comercial. Sendo assim, considerando todos os resultados coletados, pode-se afirmar que, as amostras da liga Ti-6Al-4V produzidas por LENS possuem propriedades mecânicas que permitem que a técnica seja uma alternativa ao método convencional.

REFERÊNCIAS

ABBASCHIAN, R.; REED-HILL, R. E. *Physical metallurgy principles*. [S.l.]: Cengage Learning, 2008.

AHMED, T.; RACK, H. Phase transformations during cooling in $\alpha + \beta$ titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 243, n. 1, p. 206–211, 1998.

AL-BERMANI, S. et al. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Metallurgical and materials transactions a*, Springer, v. 41, n. 13, p. 3422–3434, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM B265*: Standard specification for titanium and titanium alloy strip, sheet, and plate. [S.l.].

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM E1876-01*: Standard test method for dynamic young's modulus, shear modulus, and poisson's ratio by impulse excitation of vibration. [S.l.], 2001.

ATWOOD, C. et al. Sandia report sand99-0739. *Sandia National Laboratory, Albuquerque, NM*, p. 1–30, 1999.

BANDYOPADHYAY, A. et al. Influence of porosity on mechanical properties and in vivo response of Ti6Al4V implants. *Acta biomaterialia*, Elsevier, v. 6, n. 4, p. 1640–1648, 2010.

BANDYOPADHYAY, A. et al. Application of laser engineered net shaping (lens) to manufacture porous and functionally graded structures for load bearing implants. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, Springer, v. 20, p. 29–34, 2009.

BANERJEE, R. et al. Direct laser deposition of in situ Ti-6Al-4V-TiB composites. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 358, n. 1, p. 343–349, 2003.

BEMPORAD, E. et al. Production and characterization of duplex coatings (hvof and pvd) on Ti-6Al-4V substrate. *Thin Solid Films*, Elsevier, v. 515, n. 1, p. 186–194, 2006.

BEMPORAD, E. et al. Tribological studies on pvd/hvof duplex coatings on ti6al4v substrate. *Surface and Coatings Technology*, Elsevier, v. 203, n. 5, p. 566–571, 2008.

BLACKWELL, P.; WISBEY, A. Laser-aided manufacturing technologies; their application to the near-net shape forming of a high-strength titanium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 170, n. 1, p. 268–276, 2005.

COLLINGS, E. Applied superconductivity, metallurgy, and physics of titanium alloys: Vol. 1: Fundamentals. Plenum Press, New York, NY, 1986.

COLLINS, P. et al. Progress toward an integration of process–structure–property–performance models for “three-dimensional (3-d) printing” of titanium alloys. *JOM*, Springer, v. 66, n. 7, p. 1299–1309, 2014.

COOPER, K. P. Building components by laser-additive processing. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, Springer, v. 53, n. 9, p. 29–29, 2001.

CORMIER, D. et al. Characterization of thin walled Ti-6Al-4V components produced via electron beam melting. In: *Solid freeform fabrication symposium*. [S.l.: s.n.], 2004. p. 2–4.

CZICHOS, H.; SAITO, T.; SMITH, L. E. *Springer handbook of metrology and testing*. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2011.

DAS, S. et al. Producing metal parts with selective laser sintering/hot isostatic pressing. *JOM Journal of The Minerals, Metals and Materials Society*, Springer, v. 50, n. 12, p. 17–20, 1998.

DIMOV, S. S. et al. Rapid tooling applications of the selective laser sintering process. *Assembly Automation*, MCB UP Ltd, v. 21, n. 4, p. 296–302, 2001.

DONACHIE, M. J. *Titanium: a technical guide*. [S.l.]: ASM international, 2000.

DONG, H. et al. Surface engineering to improve tribological performance of Ti–6Al–4V. *Surface engineering*, Taylor & Francis, v. 13, n. 5, p. 402–406, 1997.

DUTTA, B.; FROES, F. H. *Additive Manufacturing of Titanium Alloys: State of the Art, Challenges and Opportunities*. [S.l.]: Butterworth-Heinemann, 2016.

EDWARDS, P.; RAMULU, M. Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 598, p. 327-337, 2014.

FACCHINI, L. et al. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V produced by electron beam melting of pre-alloyed powders. *Rapid Prototyping Journal*, Emerald Group Publishing Limited, v. 15, n. 3, p. 171-178, 2009.

FAN, Y. et al. Relationships among the microstructure, mechanical properties, and fatigue behavior in thin Ti6Al4V. *Advances in Materials Science and Engineering*, Hindawi Publishing Corporation, v. 2016, 2016.

FAN, Z. On the young's moduli of Ti-6Al-4V alloys. *Scripta metallurgica et materialia*, Elsevier, v. 29, n. 11, p. 1427-1432, 1993.

FRAZIER, W. E. Metal additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 23, n. 6, p. 1917-1928, 2014.

FROES, F.; DUTTA, B. The additive manufacturing (am) of titanium alloys. In: TRANS TECH PUBL. *Advanced Materials Research*. [S.l.], 2014. v. 1019, p. 19-25.

FROES, F. et al. Titanium in the family automobile: the cost challenge. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, Springer, v. 56, n. 2, p. 40-44, 2004.

GLAVICIC, M. G. et al. *The repair of single crystal nickel superalloy turbine blades using laser engineered net shape (lens) technology*. [S.l.], 2003.

GONG, H. et al. Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting. *Materials & Design*, Elsevier, v. 86, p. 545-554, 2015.

GRIFFITH, M. L. A process map for consistent build conditions in the solid freeform fabrication of thin-walled structures. 2001.

GRIFFITH, M. L. et al. Understanding the microstructure and properties of components fabricated by laser engineered net shaping (lens). In: CAMBRIDGE UNIV PRESS. *MRS proceedings*. [S.l.], 2000. v. 625, p. 9.

GRIFFITH, M. L.; ENSZ, M. T.; RECKAWAY, D. E. Femtosecond laser machining of steel. In: INTERNATIONAL SOCIETY FOR OPTICS AND PHOTONICS. *High-Power Lasers and Applications*. [S.l.], 2003. p. 118–122.

GRIFFITH, M. L. et al. Multi-material processing by lens. In: *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium*. [S.l.: s.n.], 1997. p. 387–393.

HAO, Y. et al. Effect of zr and sn on young's modulus and superelasticity of Ti–Nb-based alloys. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 441, n. 1, p. 112–118, 2006.

HERNÁNDEZ, D. G. Mechanical behaviour assessment of the Ti6Al4V alloy obtained by additive manufacturing towards aeronautical industry. 2014.

HOFMEISTER, W.; GRIFFITH, M. Solidification in direct metal deposition by lens processing. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, Springer, v. 53, n. 9, p. 30–34, 2001.

HOLLANDER, D. A. et al. Structural, mechanical and in vitro characterization of individually structured Ti–6Al–4V produced by direct laser forming. *Biomaterials*, Elsevier, v. 27, n. 7, p. 955–963, 2006.

HRABE, N.; QUINN, T. Effects of processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy (ti–6al–4v) fabricated using electron beam melting (ebm), part 2: Energy input, orientation, and location. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 573, p. 271–277, 2013.

JCPDS. *Joint committee of powder diffraction standards*. [S.l.], 1970.

KASPEROVICH, G.; HAUSMANN, J. Improvement of fatigue resistance and ductility of tial6v4 processed by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 220, p. 202–214, 2015.

- KEICHER, D. et al. *Towards a reliable laser spray powder deposition system through process characterization*. [S.l.], 1995.
- KEICHER, D. M.; SMUGERESKY, J. E. The laser forming of metallic components using particulate materials. *JOM*, Springer, v. 49, n. 5, p. 51–54, 1997.
- KHANNA, N.; DAVIM, J. Design-of-experiments application in machining titanium alloys for aerospace structural components. *Measurement*, Elsevier, v. 61, p. 280–290, 2015.
- KLOCKE, F.; CELIKER, T.; SONG, Y.-A. Rapid metal tooling. *Rapid Prototyping Journal*, MCB UP Ltd, v. 1, n. 3, p. 32–42, 1995.
- KNOWLES, C.; BECKER, T.; TAIT, R. Residual stress measurements and structural integrity implications for selective laser melted Ti-6Al-4V. *South African Journal of Industrial Engineering*, The Southern African Institute for Industrial Engineering, v. 23, n. 3, p. 119–129, 2012.
- KOIKE, M. et al. Evaluation of titanium alloy fabricated using electron beam melting system for dental applications. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 211, n. 8, p. 1400–1408, 2011.
- KRISHNA, B. V.; BOSE, S.; BANDYOPADHYAY, A. Low stiffness porous ti structures for load-bearing implants. *Acta biomaterialia*, Elsevier, v. 3, n. 6, p. 997–1006, 2007.
- KRUTH, J.-P.; LEU, M.-C.; NAKAGAWA, T. Progress in additive manufacturing and rapid prototyping. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, Elsevier, v. 47, n. 2, p. 525–540, 1998.
- KUMMAILIL, J. et al. Effect of select lensTM processing parameters on the deposition of Ti-6Al-4V. *Journal of manufacturing processes*, Elsevier, v. 7, n. 1, p. 42–50, 2005.
- LARSSON, M.; LINDHE, U.; HARRYSSON, O. Rapid manufacturing with electron beam melting (ebm)—a manufacturing revolution? In: *Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, TX, August*. [S.l.: s.n.], 2003. p. 4–6.
- LEE, Y.; PETERS, M.; WELSCH, G. Elastic moduli and tensile and physical properties of heat-treated and quenched powder metallurgical ti-6al-4v alloy. *Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and*

materials science, Metallurgical Society of AIME, v. 22, n. 3, p. 709–714, 1991.

LEUDERS, S. et al. On the mechanical behaviour of titanium alloy tial6v4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*, Elsevier, v. 48, p. 300–307, 2013.

LEWANDOWSKI, J. J.; SEIFI, M. Metal additive manufacturing: a review of mechanical properties. *Annual Review of Materials Research*, Annual Reviews, v. 46, p. 151–186, 2016.

LEYENS, C.; PETERS, M. *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications*. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2003.

LI, L. Repair of directionally solidified superalloy gtd-111 by laser-engineered net shaping. *Journal of materials science*, Springer, v. 41, n. 23, p. 7886–7893, 2006.

LIU, W.; DUPONT, J. Fabrication of functionally graded tic/ti composites by laser engineered net shaping. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 48, n. 9, p. 1337–1342, 2003.

LÜTJERING, G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha + \beta$) titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 243, n. 1, p. 32–45, 1998.

LÜTJERING, G.; WILLIAMS, J. C. *Titanium*. [S.l.]: Springer, 2007.

MAHAMOOD, R. M. et al. Scanning velocity influence on microstructure, microhardness and wear resistance performance of laser deposited Ti6Al4V/TiC composite. *Materials & Design*, Elsevier, v. 50, p. 656–666, 2013.

MERTENS, A. et al. Mechanical properties of alloy Ti–6Al–4V and of stainless steel 316l processed by selective laser melting: Influence of out-of-equilibrium microstructures. *Powder Metallurgy*, Taylor & Francis, v. 57, n. 3, p. 184–189, 2014.

MOLINARI, A. et al. Dry sliding wear mechanisms of the Ti6Al4V alloy. *Wear*, Elsevier, v. 208, n. 1, p. 105–112, 1997.

MURR, L. et al. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti–6Al–4V biomedical prototypes compared to wrought Ti–6Al–4V. *Materials characterization*, Elsevier, v. 60, n. 2, p. 96–105, 2009.

MURR, L. E. et al. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies. *Journal of Materials Science & Technology*, Elsevier, v. 28, n. 1, p. 1–14, 2012.

NAG, S. *Influence of beta instabilities on the early stages of nucleation and growth of alpha in beta titanium alloys*. Tese (Doutorado) — The Ohio State University, 2008.

OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of materials research*, Cambridge Univ Press, v. 7, n. 06, p. 1564–1583, 1992.

OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of materials research*, Cambridge Univ Press, v. 19, n. 01, p. 3–20, 2004.

OPTOMECH. <https://www.optomech.com/>. 2016.

RAFI, H. K. et al. Mechanical property evaluation of Ti-6Al-4V parts made using electron beam melting. In: *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium*. [S.l.: s.n.], 2012. p. 526–535.

REKEDAL, K.; LIU, D. Fatigue life of selective laser melted and hot isostatically pressed Ti-6Al-4V absent of surface machining. In: *56th AIAA/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference*. [S.l.: s.n.], 2015. p. 0894.

ROCHA, S. S. d. et al. Vickers hardness of cast commercially pure titanium and Ti-6Al-4V alloy submitted to heat treatments. *Brazilian dental journal*, SciELO Brasil, v. 17, n. 2, p. 126–129, 2006.

ROY, M. et al. Laser processing of bioactive tricalcium phosphate coating on titanium for load-bearing implants. *Acta Biomaterialia*, Elsevier, v. 4, n. 2, p. 324–333, 2008.

SCHWENDNER, K. I. et al. Direct laser deposition of alloys from elemental powder blends. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 45, n. 10, p. 1123–1129, 2001.

SEMETAY, C. *Laser Engineered Net Shaping (LENS) modeling using welding simulation concepts*. [S.l.]: Lehigh University, 2007.

SHAH, F. A. et al. Commercially pure titanium (cp-ti) versus titanium alloy (ti6al4v) materials as bone anchored implants—is one truly better than the other? *Materials Science and Engineering: C*, Elsevier, v. 62, p. 960–966, 2016.

SIMONELLI, M.; TSE, Y. Y.; TUCK, C. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of slm Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 616, p. 1–11, 2014.

SIMONELLI, M.; TSE, Y. Y.; TUCK, C. The formation of $\alpha + \beta$ microstructure in as-fabricated selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Research*, Cambridge Univ Press, v. 29, n. 17, p. 2028–2035, 2014.

STERLING, A. J. et al. Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 655, p. 100–112, 2016.

STRÁSKÝ, J. et al. The effect of microstructure on fatigue performance of Ti-6Al-4V alloy after edm surface treatment for application in orthopaedics. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*, Elsevier, v. 4, n. 8, p. 1955–1962, 2011.

SUÁREZ, A. et al. Modeling of phase transformations of ti6al4v during laser metal deposition. *Physics Procedia*, Elsevier, v. 12, p. 666–673, 2011.

THIJS, L. et al. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 58, n. 9, p. 3303–3312, 2010.

UNOCIC, R.; DUPONT, J. Process efficiency measurements in the laser engineered net shaping process. *Metallurgical and materials transactions B*, Springer, v. 35, n. 1, p. 143–152, 2004.

VAITHILINGAM, J. et al. Surface chemistry of Ti6Al4V components fabricated using selective laser melting for biomedical applications. *Materials Science and Engineering: C*, Elsevier, v. 67, p. 294–303, 2016.

VANDENBROUCKE, B.; KRUTH, J.-P. Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts. *Rapid Prototyping Journal*, Emerald Group Publishing Limited, v. 13, n. 4, p. 196–203, 2007.

VEIGA, C.; DAVIM, J.; LOUREIRO, A. Properties and applications of titanium alloys: a brief review. *Rev. Adv. Mater. Sci.*, v. 32, n. 2, p. 133–148, 2012.

VILARO, T.; COLIN, C.; BARTOUT, J.-D. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 42, n. 10, p. 3190–3199, 2011.

VLACK, L. H. V. Materials science for engineers. Addison-Wesley Publishing Co.; Reading, Massachusetts, 1970.

VRANCKEN, B. et al. Heat treatment of Ti6Al4V produced by selective laser melting: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 541, p. 177–185, 2012.

WANG, L.; FELICELLI, S. Analysis of thermal phenomena in lensTM deposition. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 435, p. 625–631, 2006.

WANG, L. et al. Optimization of the lens[®] process for steady molten pool size. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 474, n. 1, p. 148–156, 2008.

WIEDING, J. et al. Biomechanical stability of novel mechanically adapted open-porous titanium scaffolds in metatarsal bone defects of sheep. *Biomaterials*, Elsevier, v. 46, p. 35–47, 2015.

WILLIAMS, J. C.; STARKE, E. A. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 51, n. 19, p. 5775–5799, 2003.

YU, J. et al. Material properties of Ti6Al4V parts produced by laser metal deposition. *Physics Procedia*, Elsevier, v. 39, p. 416–424, 2012.

ZENG, L.; BIELER, T. Effects of working, heat treatment, and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of α , α , α and β phases in ti-6al-4v wire. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 392, n. 1, p. 403–414, 2005.

ZHAI, Y.; GALARRAGA, H.; LADOS, D. A. Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in Ti-6Al-4V fabricated by additive manufacturing: Lens and ebm. *Engineering failure analysis*, Elsevier, v. 69, p. 3–14, 2016.

ZHANG, L.-C.; ATTAR, H. Selective laser melting of titanium alloys and titanium matrix composites for biomedical applications: a review. *Advanced Engineering Materials*, Wiley Online Library, v. 18, n. 4, p. 463–475, 2016.

ZHAO, X. et al. Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti–6Al–4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting. *Materials & Design*, Elsevier, v. 95, p. 21–31, 2016.

ZHOU, M.; XI, J.; YAN, J. Modeling and processing of functionally graded materials for rapid prototyping. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 146, n. 3, p. 396–402, 2004.

APÊNDICE A – Indentação instrumentada

A.1 EQUIPAMENTO DE INDENTAÇÃO INSTRUMENTADA

A Figura 36 ilustra esquematicamente um aparelho de indentação instrumentada. O aparelho consiste em três partes: um atuador de força para aplicar a carga, sensor de indentador para medir a profundidade de penetração e o penetrador propriamente dito. Os penetradores geralmente são feitos de diamante com várias geometrias, sendo o indentador Berkovich o mais comum, que possui a mesma razão área de contato por profundidade de contato comumente usado na dureza Vickers.

O indentador do tipo esférico possui a vantagem na obtenção de constantes elásticas, uma vez que o contato inicial do indentador com o sólido é elástico, porém esse é um indentador muito difícil de ser fabricado, razão pela qual o indentador Berkovich é o indentador escolhido para a maioria dos testes em pequena escala.

A.2 DETERMINAÇÃO DO MÓDULO DE ELASTICIDADE E DUREZA

A Figura 37 representa esquematicamente a carga de indentação P em função do deslocamento h .

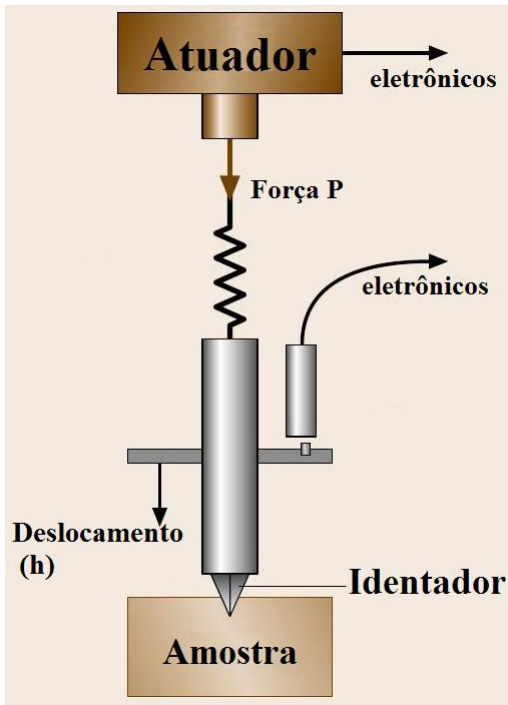
O início do carregamento é principalmente devido à deformação elástica na vizinhança da deformação. A medida que a penetração aumenta, também aumenta a contribuição plástica para a deformação. Uma estimativa do módulo de elasticidade é obtida a partir da inclinação da curva de descarregamento S , no ponto de carga máxima usando a seguinte equação, que é fundamentada na teoria de contato elástico (CZICHOS; SAITO; SMITH, 2011).

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2\beta} \frac{S}{\sqrt{A}} \quad (\text{A.1})$$

Onde A é a área de contato, β é uma constante que depende da geometria do penetrador e E_r é o módulo de elasticidade reduzido, o qual é utilizado por considerar o fato de a deformação ocorrer tanto no material quanto no penetrador.

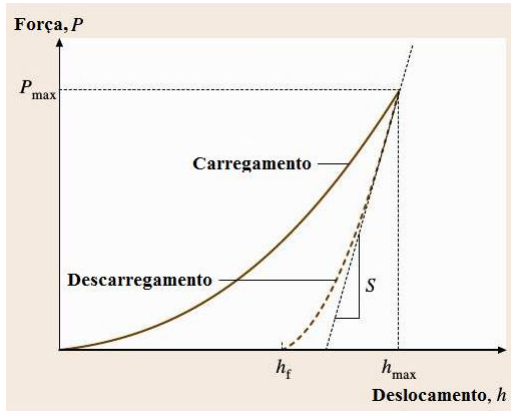
Para calcular o módulo de elasticidade do material é necessário fazer uma estimativa da razão de Poisson do material. Essa estimativa resulta em um erro de apenas 5% na determinação de E . O valor de β para o indentador Berkovich e canto de cubo é 1,034 (CZICHOS; SAITO;

Figura 36 – Ilustração esquemática de um instrumento de indentação.



Fonte: Adaptado de Czichos (2011).

Figura 37 – Ilustração da curva de carregamento e descarregamento em um ciclo de carga.



Fonte: Adaptado de Czichos (2011).

SMITH, 2011).

A inclinação da curva de descarga S é conhecida como a rigidez de contato e pode ser obtida usando uma relação de potência da carga P com a profundidade de penetração h desenvolvida por Oliver e Pharr através da expressão (OLIVER; PHARR, 2004):

$$P = BA(h - h_f)^m \quad (\text{A.2})$$

Em que B e m são parâmetros de ajuste empíricos e h_f é o deslocamento final após a descarga completa. A rigidez elástica de contato é determinada pela diferenciação P em relação a h (Equação A.2) resultando em:

$$S = Bm(h_{max} - h_f)^{m-1} \quad (\text{A.3})$$

Essa equação nem sempre fornece uma descrição adequada da curva de descarregamento. Nesse caso, uma adequação é aplicada apenas para os dados superiores a 25% a 50%. Por tanto, o que é necessário para caracterizar o módulo de elasticidade é a área de contato A e a carga máxima P_{max} . Para um penetrador do tipo Berkovich, os dois estão relacionados pela seguinte equação

$$A = 24,5h_c^2. \quad (\text{A.4})$$

em que o parâmetro h_c é dado por:

$$h_c = h - \epsilon \frac{P}{S} \quad (\text{A.5})$$

O parâmetro ϵ é uma constante que depende da geometria do indentedor. Seu valor pode ser obtido através de análises elásticas ou elástica-plásticas do processo de indentação. Para o indentedor Berkovich, o parâmetro ϵ tem um valor de cerca de 0,75 .

Logo, o módulo de elasticidade do material é determinado pela expressão:

$$E = \frac{1 - \nu^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}} \quad (\text{A.6})$$

em que ν é o coeficiente de Poisson do material, ν_i o coeficiente de Poisson do indentedor e E_i o módulo de elasticidade do indentedor.

APÊNDICE B - Ensaio pela técnica de excitação por impulso

O módulo de elasticidade é calculado a partir da frequência vibracional fundamental f_f , da massa da amostra m , largura b , comprimento L e espessura t , e um fator de correção T_1 . O fator de correção é um termo algébrico complexo que depende da razão de Poisson (μ), da espessura e do comprimento do corpo de prova. As equações a seguir foram utilizadas para o cálculo do módulo de elasticidade para as amostras retangular e cilíndrica, respectivamente:

$$E = 0,9465 \left(\frac{mf_f^2}{b} \right) \left(\frac{L^3}{t^3} \right) T_1 \quad (\text{B.1})$$

$$\begin{aligned} T_1 = & 1 + 6,585 (1 + 0,0752\mu + 0,8109\mu^2) \left(\frac{t}{L} \right)^2 \\ & - 0,868 \left(\frac{t}{L} \right)^4 \\ & - \left[\frac{8,340 (1 + 0,2023\mu + 2,173\mu^2) \left(\frac{t}{L} \right)^4}{1,000 + 6,338 (1 + 0,1408\mu + 1,536\mu^2) \left(\frac{t}{L} \right)^2} \right] \end{aligned} \quad (\text{B.2})$$

$$E = 1,6067 \left(\frac{L^3}{D^4} \right) (mf_f^2) T_1 \quad (\text{B.3})$$

$$\begin{aligned} T_1 = & 1 + 4,939 (1 + 0,0752\mu + 0,8109\mu^2) \left(\frac{D}{L} \right)^2 \\ & - 0,4883 \left(\frac{D}{L} \right)^4 \\ & - \left[\frac{4,691 (1 + 0,2023\mu + 2,173\mu^2) \left(\frac{D}{L} \right)^4}{1,000 + 4,754 (1 + 0,1408\mu + 1,536\mu^2) \left(\frac{D}{L} \right)^2} \right] \end{aligned} \quad (\text{B.4})$$