

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

CARLOS EDUARDO SILVA BRITTO

**INFLUÊNCIA DA ORIENTAÇÃO DE PROTOTIPAGEM NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA Ti-6Al-4V PRODUZIDA POR
SINTERIZAÇÃO DIRETA DE METAL POR LASER (DMLS)**

Ilha Solteira
2015

CARLOS EDUARDO SILVA BRITTO

**INFLUÊNCIA DA ORIENTAÇÃO DE PROTOTIPAGEM NO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DA LIGA Ti-6Al-4V PRODUZIDA POR SINTERIZAÇÃO DIRETA
DE METAIS POR LASER (DMLS)**

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

Ruís Camargo Tokimatsu
Orientador

Ilha Solteira
2015

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

B862i Britto, Carlos Eduardo Silva.
Influência da orientação de prototipagem no comportamento mecânico da liga Ti-6Al-4V produzida por sinterização direta de metal por laser (DMLS) / Carlos Eduardo Silva Britto. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2015
87 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2015

Orientador: Ruis Camargo Tokimatsu
Inclui bibliografia

1. Biomateriais. 2. Liga Ti-6Al-4V. 3. Manufatura aditiva. 4. Sinterização direta de metal por laser.

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO: Influência da orientação de prototipagem no comportamento mecânico da liga Ti-6Al-4V produzida por sinterização de metais por laser (DMLS)

AUTOR: CARLOS EDUARDO SILVA BRITTO

ORIENTADOR: Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica ,
Área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO, pela Comissão Examinadora:


Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. JUNO GALLEGO

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Profa. Dra. MARIA APARECIDA LAROSA

Departamento de Engenharia de Materiais / Universidade Estadual de Campinas

Data da realização: 26 de agosto de 2015.

DEDICO

A minha noiva Ellen Dayane, a minha mãe Fátima, ao meu pai Silvio e aos meus irmãos Lara Roberta e Pedro Henrique.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me protegido e me guiado em todas as minhas escolhas até o presente momento.

Aos meus pais Silvio Bernardo de Britto e Fátima Aparecida da Silva, aos meus irmãos Lara Roberta Silva Britto e Pedro Henrique Silva Britto e a minha noiva Ellen Dayane do Castro Santos pela paciência e pelo apoio durante a realização deste trabalho.

Aos meus amigos que me ajudaram e conviveram comigo desde o início da minha caminhada e não se distanciaram ou faltaram comigo: Edson Roberto, Thalles Denner, Rodrigo Borges, Diogo Fernandes, Paulo Henrique, Anderson Inácio, Fábio Kroll, Newton Salvador, Igor Kiyomura, Arthur Vieira, Daniel Lucas e Leandro Dronale.

Aos meus amigos de república, que me proporcionaram dias de alegria e companheirismo nos últimos meses de trabalho: Luiz Alberto Stussi, Guilherme Egito e Leonardo Manetti.

Ao orientador Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu pela oportunidade do trabalho, pela confiança, pelo conhecimento e conselhos.

Aos professores do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia (UNESP/FEIS) pelo conhecimento transmitido durante a realização das disciplinas do mestrado.

À pesquisadora Maria Aparecida Larosa, pela amizade, por auxiliar o desenvolvimento deste trabalho, por sua disponibilidade e prontidão em me receber na UNICAMP.

À Prof^ª. Dra. Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia por abrir suas portas e permitir que realizasse esta pesquisa, além do conhecimento e orientação sobre prototipagem rápida

Ao Instituto Nacional de Ciência e Tecnologia BIOFABRIS, por aceitar a proposta do trabalho e ceder espaço para a produção dos corpos de prova utilizados durante a pesquisa.

Aos técnicos da Universidade Estadual de Campinas da Faculdade de Engenharia Mecânica Eduardo José Bernardes, João Eduardo Polis e José Luis Lisboa pelas orientações na preparação dos corpos de prova e na caracterização.

Ao aluno de doutorado Guilherme Arthur Longhitano por ceder algumas ilustrações neste trabalho e pela ajuda na retirada dos corpos de prova.

Ao Prof. Juno Gallego pelos conselhos e pelo apoio durante os ensaios microestruturais no MEV, pela sabedoria e serenidade ao qual avaliou o presente trabalho e por aceitar o convite em participar da banca avaliadora.

“Talvez não tenha conseguido fazer o melhor, mas lutei para que o melhor fosse feito. Não sou o que deveria ser, mas graças a Deus, não sou o que era antes”. (Marthin Luther King)

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo realizar uma análise das propriedades mecânicas e microestruturais de componentes da liga Ti-6Al-4V produzidos pelo processo de Sinterização Direta de Metal por Laser (DMLS) que se baseia na deposição de camadas de um pó metálico que posteriormente são fundidas através de um feixe de laser de alta potência. Sendo assim, foram produzidos componentes em três orientações diferentes (A, B e C) com o propósito de verificar a influência das camadas sobre as propriedades mecânicas e nos micromecanismos de fratura, através dos ensaios de tração, fadiga e tenacidade à fratura e microscopia eletrônica de varredura (MEV). As amostras também foram submetidas a um tratamento térmico para alívio de tensões residuais provenientes do processo de fabricação e posteriormente analisadas através de microscopia óptica e difração de raios-X, para averiguar se houve mudanças em sua microestrutura ou decomposição de fase em relação a uma amostra sem tratamento térmico na condição “como produzida”. As orientações de construção B e C apresentaram melhores valores em todos os ensaios mecânicos quando comparados à orientação A, evidenciando assim que houve perda de resistência mecânica, exceto no ensaio de microdureza, onde os valores médios não tiveram grandes variações com a orientação de manufatura. A amostra “como produzida” apresentou maiores valores de dureza quando comparada às amostras com tratamento de alívio de tensões residuais, fato este que ocorreu devido à precipitação da fase β e crescimento da fase α no material, que inicialmente apresentava uma estrutura composta por martensita hexagonal (α').

Palavras-chave: Biomateriais. Liga Ti-6Al-4V. Manufatura aditiva. Sinterização direta de metal por laser.

ABSTRACT

This work has as objective to realize analysis of the mechanical and microstructural properties of Ti-6Al-4V alloy components produced by the Direct Metal Laser Sintering (DMLS) process that is based on the deposition of a metal powder layers and posteriorly fused by a high power laser beam. Therefore, components were produced in three different orientations (A, B and C) in order to verify the influence of the layers deposition on the mechanical properties and fracture micromechanisms, through the tensile tests, fatigue and tenacity of fracture and scanning electron microscopy (SEM). The samples were also subjected to a heat treatment to relieve residual stresses resulting from the manufacturing process and after analyzed through a optical microscopy and X-ray diffraction, to ascertain if there were changes in the microstructure or phase decomposition in relation to a sample without a heat treatment and at "as manufactured" condition. The construction orientation B and C have had better values in all mechanical tests when compared to the orientation A, revealing that had a loss of mechanical strength, except in the microhardness test, where the average values did not have large variations in the orientation of manufacturing. The sample "as manufactured" presented higher hardness values when compared to samples with treatment to relieve the residual stress, and this fact occurred due the precipitation of the β phase and the growth of the α phase in the material, which initially had a structure consisting of martensite hexagonal (α').

Keywords: Biomaterial. Direct Metals Laser Sintering (DMLS). Additive manufacturing. Ti-6Al-4V alloy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	- Influência dos elementos de liga nos diagramas de fase em ligas de titânio.....	22
Figura 2	- Composições, propriedades mecânicas e aplicações para várias ligas comuns de titânio.....	25
Figura 3	- Diagrama de fase pseudo-binária da liga Ti-6Al-4V. Microestrutura martensítica após resfriamento lento (50° C/h) e resfriamento rápido em água (1050 °C, 800 °C e a 650 °C.....	27
Figura 4	- Principais etapas do processo de manufatura aditiva.....	30
Figura 5	- Princípio do processo de estereolitografia.....	32
Figura 6	- Princípio do processo FDM.....	31
Figura 7	- Estratégias de preenchimento das camadas do processo FDM – (a) preenchimento tipo raster; (b) preenchimento tipo contour; (c) preenchimento raster e contour e (d) alternância da direção do raster.....	32
Figura 8	- Princípio do processo 3D Printer.....	33
Figura 9	- Princípio do processo SLS.....	34
Figura 10	- Princípio do processo DMLS.....	36
Figura 11	- Estratégias de construção no processo DMLS: (a) ziguezague (sem mudança entre camadas); (b) unidirecional (sem mudança entre camadas); e (c) ziguezague (girando em 90° a cada camada).....	36
Figura 12	- Processo de fabricação de implantes por prototipagem.....	37
Figura 13	- Equipamento de manufatura aditiva EOSINT M270.....	39
Figura 14	- Plataforma de construção.....	41
Figura 15	- Ilustração da orientação de construção dos CP's via DMLS.....	41
Figura 16	- Forno de alto vácuo.....	42
Figura 17	- Dimensões dos corpos de prova de tração (em milímetros).....	43
Figura 18	- Dimensões dos corpos de prova de tenacidade à fratura (em milímetros).....	43
Figura 19	- Fresa F1 CNC EMCO.....	44
Figura 20	- Retifica plana universal MELO P25.....	44
Figura 21	- (a) Representação esquemática da utilização do gabarito para auxiliar no posicionamento do knife edges. (b) Dimensões da knife edges em milímetros. (c) Dimensões do gabarito em	

	milímetros.....	45
Figura 22	- Dimensões do corpo de prova de fadiga (em milímetros).....	46
Figura 23	- Ensaio de fadiga por flexão em três pontos.....	46
Figura 24	- Máquinas utilizadas para obtenção dos resultados do ensaio de tração. (a) –WDW-100B da Time Group e (b) -810-FlexTest 40 da MTS.....	48
Figura 25	- Dispositivo para ensaio de flexão de três pontos.....	49
Figura 26	- Extensômetro MTS Model 632.03C – 20.....	50
Figura 27	- Equipamento Stereo Discovery V8 (Zeiss).....	50
Figura 28	- Ensaio de tenacidade a fratura.....	51
Figura 29	- Microdurômetro Shimadzu (HMV-12).....	52
Figura 30	- Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO LS 15.....	53
Figura 31	- Microscópio Óptico DM IL LED da Leica.....	53
Figura 32	- Microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V produzida por DMLS sem tratamento térmico. Corte paralelo à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b), e corte perpendicular à PC com aumento de 100x (c) e 200x (d).....	56
Figura 33	- Microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V produzida por DMLS com tratamento de alívio de tensões (sentido A). Corte paralelo à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b), e corte perpendicular à PC com aumento de 100x (c) e 200x (d).....	57
Figura 34	- Microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V produzida por DMLS com tratamento de alívio de tensões (sentido B). Corte paralelo à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b), e corte perpendicular à PC com aumento de 100x (c) e 200x (d).....	58
Figura 35	- Microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V produzida por DMLS com tratamento de alívio de tensões (sentido C). Corte paralelo à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b), e corte perpendicular à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b).....	59
Figura 36	- Difrátogramas da amostra como produzida e com tratamento térmico (650 °C – 3 horas).....	60
Figura 37	- Fase martensítica hexagonal α' presente na liga Ti-6Al-4V – (a) Como produzida e (b) com tratamento térmico.....	60
Figura 38	- Fractografias dos corpos de prova de Ti-6Al-4V produzida por DMLS, na orientação de prototipagem A. (a) – Área da região fraturada; (b) – Região A da área fraturada; (c) – Fratura por microcavidades na Região A; (d) – Região B da área fraturada e (e) – Fratura por microcavidades na Região B.....	63
Figura 39	- Fractografias dos corpos de prova de Ti-6Al-4V produzida por DMLS, na orientação de prototipagem B. (a) – Área da região fraturada; (b) – Região A da área fraturada; (c) – Fratura por microcavidades na Região A; (d) – Região B da área fraturada e	

	(e) – Fratura por microcavidades na Região B.....	64
Figura 40	- Fractografias dos corpos de prova de Ti-6Al-4V produzida por DMLS, na orientação de prototipagem C. (a) – Área da região fraturada; (b) – Região A da área fraturada; (c) – Fratura por microcavidades na Região A; (d) – Região B da área fraturada e (e) – Fratura por microcavidades na Região B.....	65
Figura 41	- Curva σ x N da liga Ti-6Al-4V para orientações de prototipagem diferentes.....	67
Figura 42	- Superfície de fratura do corpo de prova produzido por DMLS na orientação A. (A) – zona de fadiga; (B) – zona de fratura	68
Figura 43	- Superfície de fratura do corpo de prova na orientação B. (A) – zona de fadiga; (B) – zona de fratura	69
Figura 44	- Superfície de fratura do corpo de prova na orientação C. (A) – zona de fadiga; (B) – zona de fratura	69
Figura 45	- Fractografia da superfície da zona de fratura final (B). (a) – orientação de construção A; (b) – orientação de construção B; (c) – orientação de construção C.....	70
Figura 46	- Fractografia da superfície da zona de fadiga (A). (a) – orientação de construção A; (b) – orientação de construção B; (c) – orientação de construção C.....	71
Figura 47	- Fractografia do corpo de prova de tenacidade à fratura – construção A.....	74
Figura 48	- Fractografia do corpo de prova de tenacidade à fratura – construção B.....	74
Figura 49	- Fractografia do corpo de prova de tenacidade à fratura – construção C.....	75
Figura 50	- (a) e (b) Região de propagação da pré-trinca por fadiga A e (c) e (d) região de fratura final B. Orientação de manufatura A.....	76
Figura 51	- (a) e (b) Região de propagação da pré-trinca por fadiga A e (c) e (d) região de fratura final B. Orientação de manufatura B.....	77
Figura 52	- (a) e (b) Região de propagação da pré-trinca por fadiga A e (c) e (d) região de fratura final B. Orientação de manufatura C.....	78
Figura 53	- Gráfico dos valores médios de microdureza Vickers das amostras da liga Ti-6Al-4V produzidas por DMLS.....	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	- Propriedades mecânicas das ligas de titânio α , β e $\alpha+\beta$	24
Tabela 2	- Composição química da liga Ti-6Al-4V para fabricação de implantes (ASTM F136).....	26
Tabela 3	- Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V para fabricação de implantes (ASTM F136).....	26
Tabela 4	- Composição química da liga Ti-6Al-4V – Ti64 EOS Titanium...	40
Tabela 5	- Parâmetros de processamento da técnica DMLS.....	40
Tabela 6	- Resultados dos ensaios de tração.....	61
Tabela 7	- Resultados dos ensaios de fadiga da liga Ti-6Al-4V.....	66
Tabela 8	- Parâmetros do ensaio de pré-trinca por fadiga.....	72
Tabela 9	- Valores de K_{IC} para cada orientação de construção das camadas (A, B e C).....	73
Tabela 10	- Resultados de microdureza Vickers para as amostras do estudo de tratamento térmico e sentidos de construção das camadas da liga Ti-6Al-4V/DMLS.....	79

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1	- Tensão máxima.....	49
Equação 2	- Fator de intensificação de tensão crítico em modo I de abertura de trinca.....	51
Equação 3	- Fator de correção geométrico.....	52

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	17
1.1	OBJETIVO PRINCIPAL.....	19
1.2	OBJETIVOS SECUNDÁRIOS.....	19
2	BIOMATERIAIS METÁLICOS.....	20
2.1	TITÂNIO E SUAS LIGAS.....	21
2.2	LIGA TI-6AL-4V.....	25
3	MANUFATURA ADITIVA.....	28
4	DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL.....	39
4.1	CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	39
4.1.1	Tratamento térmico.....	41
4.1.2	Corpos de prova para ensaios mecânicos.....	42
4.1.3	Preparação das amostras para caracterização microestrutural e análise da superfície de fratura.....	46
4.2	ENSAIOS MECÂNICOS.....	47
4.2.1	Ensaio de Tração.....	47
4.2.2	Ensaio de Fadiga.....	48
4.2.3	Pré-trinca por fadiga.....	49
4.2.4	Ensaio de tenacidade à fratura.....	51
4.2.5	Ensaio de microdureza Vickers.....	52
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E FRACTOGRAFIA.....	53
4.4	ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	54
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	55
5.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	55
5.2	DIFRAÇÃO DE RAIO-X.....	59
5.3	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	61
5.4	ENSAIO DE FADIGA.....	66
5.5	PRÉ-TRINCA POR FADIGA.....	71
5.6	ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA.....	73
5.7	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	78
6	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS....	80
6.1	CONCLUSÕES.....	80
6.2	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	81
	REFERÊNCIAS.....	82
	ANEXO A – Ficha JCPDS 44 – 1294 Ti, Titanium.....	85
	ANEXO B – Ficha JCPDS 44 – 1288 Ti, Titanium.....	88

1 INTRODUÇÃO

A evolução tecnológica no desenvolvimento de implantes e biomodelos tem sido de grande importância para o tratamento de milhares de pacientes acometidos de alguma anormalidade congênita ou adquirida, permitindo ao receptor o retorno às atividades sociais e melhoria na qualidade de vida.

Uma das tecnologias que propulsionaram o avanço na fabricação de implantes foi a manufatura aditiva (MA), que permite a criação de biomodelos e implantes com geometrias complexas, de forma personalizada através de imagens obtidas do paciente por exames de tomografia computadorizada (TC) e ressonância magnética (RM), o que o difere dos demais processos de fabricação.

Graças a esta tecnologia os procedimentos pré-operatórios atingiram outro patamar. A equipe médica pode analisar com calma as características do sítio cirúrgico e determinar uma rotina de trabalho mais efetiva, compreendendo melhor o procedimento e favorecendo conforto ao paciente, diminuindo riscos pós-operatórios.

A manufatura aditiva permite a fabricação do implante através do processamento de imagens médicas, criando assim biomodelos virtuais que serão posteriormente encaminhados ao equipamento para a confecção do biomodelos ou prótese. Porém, para o sucesso de um implante permanente ou temporário, a característica mecânica e química do material utilizado para a fabricação do modelo físico é de grande importância, dependendo de sua aplicação.

Os materiais utilizados na fabricação de implantes são chamados de biomateriais e tem como objetivo substituir e atender a função ao qual foi destinado, ou seja, ser biocompatível e biofuncional.

Dentre os diversos biomateriais metálicos existentes, um dos mais utilizados é o titânio e suas ligas, que além de ter boa relação resistência/peso, oferece boa resistência mecânica e à corrosão eletroquímica, o que faz ser o biomaterial mais utilizado em áreas onde há solicitação mecânica mais intensa, como por exemplo, em implantes buco maxilo faciais.

Por fim, com a união entre a tecnologia de fabricação e a seleção dos materiais é possível aumentar a produtividade e a qualidade na fabricação de próteses e implantes.

Entre as técnicas de manufatura aditiva existentes e os diversos tipos de biomateriais já conhecidos, a manufatura de implantes utilizando a liga Ti-6Al-4V através do processo de Sinterização Direta de Metal por Laser (DMLS) é uma das consolidadas e utilizadas para o desenvolvimento de implantes que exigem alta resistência mecânica. Uma das características mais influenciáveis na técnica DMLS é a orientação da deposição das camadas do pó metálico. Dependendo da orientação de construção, estes dispositivos podem apresentar características mecânicas diferentes quando solicitados em diversas direções, causando um efeito anisotrópico.

Sendo assim, o estudo da influência da orientação de construção é de grande importância para promover melhores propriedades mecânicas ao implante, com a finalidade de aumentar o tempo de uso dos mesmos, garantindo ao receptor uma melhor qualidade de vida.

1.1 OBJETIVO PRINCIPAL

- 1- Avaliar a influência da orientação de construção nas características mecânicas de componentes produzidos por sinterização direta de metal por laser (DMLS), através de ensaios mecânicos de tração, fadiga e tenacidade à fratura.

1.2 OBJETIVOS SECUNDÁRIOS

- 1- Determinar o tipo de micromecanismo de fratura presentes nas amostras obtidas nos ensaios;
- 2- Avaliar a influência do tratamento térmico para alívio de tensões residuais sobre a microestrutura;

2 BIOMATERIAIS METÁLICOS

Os biomateriais são materiais (sintéticos ou naturais) utilizados para substituir/complementar de forma temporária ou definitiva, estruturas ósseas ou tecidos obstruídos, decorrente de anormalidades congênitas ou adquiridas, sem que haja rejeição do organismo (OLIVEIRA et al., 2010; ROCHA, 2013; TURRER, FERREIRA, 2008).

A aplicação dos biomateriais é bem ampla, indo desde a reposição de um aparte ou membro lesado (articulações, implantes dentários ou ortopédicos) até o auxílio em diagnósticos e a correção de anomalias. Porém, para a seleção destes biomateriais para as diversas aplicações existentes, propriedades mecânicas e químicas devem ser levadas em consideração, como por exemplo, a resistência mecânica, o módulo de elasticidade e bioatividade.

Os biomateriais são classificados em quatro grupos: metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos. Dentre os grupos citados, os biomateriais metálicos são utilizados para a fabricação de implantes tanto permanentes, como próteses de quadril, quanto para fixação de fraturas como é o caso dos parafusos de compressão.

Os implantes que são fabricados com biomateriais metálicos tem como objetivos substituir estruturas ósseas ou fixá-las e, com isso, estes implantes quando não dimensionados de maneira adequada sofrem com falhas mecânicas provenientes das altas cargas cíclicas e desgaste, agravados ainda pela presença de fluídos corpóreos que podem fragilizar o material em termos de corrosão (PEREIRA et al., 2006).

Os biomateriais metálicos devem possuir as seguintes características: excelente resistência mecânica e resistência à fadiga, baixo módulo de elasticidade, baixa densidade e boa resistência ao desgaste (RODRIGUES, 2013; SINHORETI et al., 2013).

A resistência à corrosão também é um fator importante na definição de um material metálico como biomaterial. Se o mesmo não responder bem a presença dos fluídos corpóreos e suas instabilidades (infecções), o processo de degradação do material será exponencialmente afetado, fazendo com que haja liberação de íons que interagem com os tecidos e, dependendo do tipo de material ou até mesmo da condição alérgica do receptor, podem gerar complicações irreversíveis (MORAIS et al., 2007).

Os metais mais utilizados como biomateriais são os aços inoxidáveis (316 L – ASTM F138) que apresentam boa relação resistência mecânica/corrosão, o titânio puro (ASTM F67) e as ligas de titânio, como por exemplo a Ti-6AL-4V (ASTM F136) que são empregados principalmente onde o peso é um fator determinante, além de apresentarem ótima resistência mecânica, baixa densidade e ótima resistência à corrosão. Ligas à base de cobalto como o Co-Cr-Mo (ASTM F75 e F799) e a Co-Cr-Ni-Mo (ASTM F562) que são ligas que já apresentam ótimas características mecânicas e que podem ser melhoradas com tratamentos térmicos adequados e também as ligas de memória de forma, como por exemplo a Ni-Ti (PEREIRA et al., 2006).

2.1 TITÂNIO E SUAS LIGAS

Conhecido por sua alta resistência mecânica, baixa densidade e condutibilidade térmica e elétrica e ductilidade, o titânio foi um dos materiais mais utilizados na fabricação de peças aeroespaciais na década de 50, entretanto a utilização deste elemento metálico não se resumiu somente a esta aplicação.

A partir de pesquisas, descobriu-se outra característica marcante deste material: a resistência à corrosão. Com uma ótima resposta quando aplicado a ambientes hostis, na presença de oxidantes ricos em cloretos, o material começou a ser utilizado também na fabricação de próteses e implantes, passando a ser considerado um material biocompatível. A ótima resistência à corrosão que o titânio proporciona, se deve à formação de um filme de óxido sobre sua superfície, que abre ao material, protegendo seu interior do meio corrosivo (KHALIL, 2009).

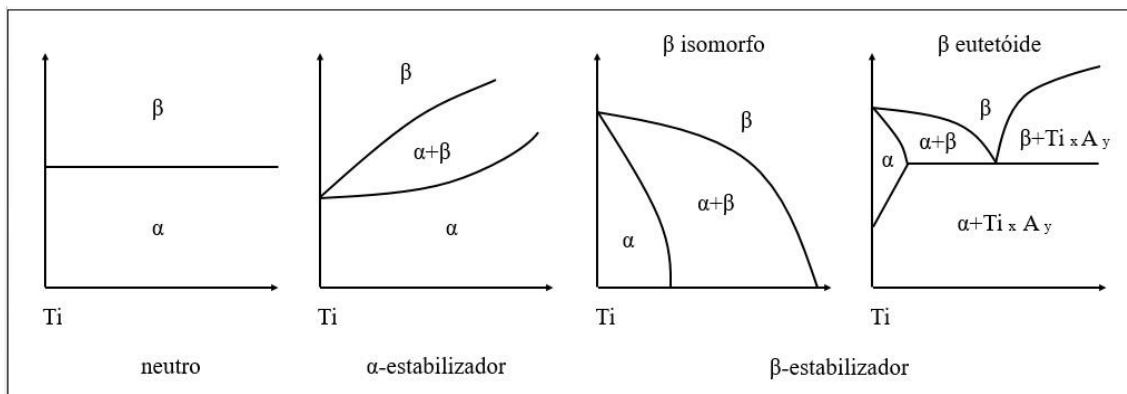
O titânio comercialmente puro (Ti CP) apresenta duas fases alotrópicas, uma possuindo uma estrutura hexagonal compacta (HC) à temperatura ambiente, denominada como fase alfa (α) que permanece estável até atingir a temperatura de 882 °C; a partir de temperaturas mais elevadas a estrutura cristalina se transforma, formando uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) denominada fase beta (β), estável até temperaturas próximas a 1668 °C (temperatura de fusão do material).

A estrutura cristalina pode ser alterada através da adição de elementos de ligas e tratamentos térmicos. Adicionando elementos de liga ao titânio, permite-se a presença de mais de uma fase em determinada temperatura, o que ocorre nas ligas $\alpha + \beta$. Isso é

possível graças a elementos estabilizadores que são denominados da seguinte maneira (Figura 1):

- α -estabilizadores: são elementos que aumentam a temperatura de transformação alotrópica (ex.: alumínio, gálio e germano, carbono, oxigênio e nitrogênio);
- β -estabilizadores: são elementos que diminuem a temperatura da transformação alotrópica. Estes elementos são divididos em dois grupos: os β -isomorfos (molibdênio, vanádio, tântalo e nióbio) e os β -eutetóides (ferro, manganês, cromo, cobalto, níquel, cobre e hidrogênio) e;
- neutros (zircônio e estanho).

Figura 1 – Influência dos elementos de liga nos diagramas de fase em ligas de titânio.



Fonte: Leyens e Peters (2003).

As ligas de titânio podem ser classificadas como: α (alfa), quase- α , β (beta), quase- β e a $\alpha + \beta$ (alfa + beta).

Ligas α :

As ligas alfa (α) são compostas pelo titânio comercialmente puro e elementos α -estabilizadores, podendo apresentar teores de até 5% (massa) da fase β . A liga mais comum dessa classificação é a Ti-5Al-2,5Sn. Estas ligas apresentam elevada resistência à fluência, alto módulo de elasticidade, boa tenacidade à fratura e baixa forjabilidade (LOPES, 2009; LUTJERING, 2007).

Devido à inexistência de fases metaestáveis, o efeito de tratamentos térmicos seguidos de resfriamento rápido não afetará sua microestrutura e propriedades

mecânicas. Estas ligas possuem excelente resistência à corrosão quando comparada às outras ligas, porém o seu uso como biomaterial não é viável devido à baixa resistência mecânica em temperatura ambiente (LIMA, 2004; LEYENS; PETERS, 2005).

Ligas quase- α :

As ligas que possuem elementos α -estabilizadores e contém pequenos teores de elementos estabilizadores da fase β (5 a 10% peso), fazendo com que a faixa de transição, fazendo com que a faixa de transição $\alpha+\beta$ aumente consideravelmente de tal forma que permite que a fase β fique retida mesmo em temperatura ambiente, sendo possível a transformação de fase β em α' , provenientes de altas taxas de resfriamento dentro do campo $\alpha+\beta$ (MELLO, 2004; PETERS et al., 2005; LUTJERING, 2007).

Ligas beta (β):

Nas ligas do tipo beta β o comportamento quando submetidas a tratamentos térmicos difere das ligas alfa, sendo bastante sensíveis às variações de temperatura. Quando solicitadas a trabalhos em baixas temperaturas, perde-se muito da resistência mecânica, fragilizando bastante o material, também não sendo indicadas em altas temperaturas devido à baixa resistência à fluência. Alguns exemplos destas ligas são as Ti-30Mo e Ti-40Mo (LEYENS; PETERS, 2003).

Ligas quase- β :

As ligas quase- β são ligas que se localizam próximas ao campo $\alpha+\beta$ com teores de elementos betagênicos que permitem que a linha de transformação martensíticas fique abaixo da temperatura ambiente. Estas ligas apresentam elevada resistência mecânica, em contrapartida possuem baixa resistência à corrosão e baixa soldabilidade (MELLO, 2004).

Ligas alfa + beta ($\alpha+\beta$):

Nestas ligas, existem elementos α e β -estabilizadores que permitem um equilíbrio de propriedades mecânicas, dependendo de suas quantidades percentuais e do tipo de tratamento térmico aplicado. Estas ligas apresentam alta resistência mecânica, boa soldabilidade e são endurecíveis por tratamento térmico.

Estas ligas presentes nas ligas de titânio podem sofrer transformações no estado sólido quando submetidas a tratamentos térmicos por difusão atômica ou aplicação de tensões mecânicas através de deslocamento de planos atômicos (LOPES, 2013).

As propriedades mecânicas estão diretamente relacionadas com as fases presentes nas ligas de titânio (Tabela 1), tanto no fator qualitativo quanto quantitativo, sendo também dependente do tratamento térmico aplicado durante o processo de fabricação.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas das ligas de titânio α , β e $\alpha+\beta$.

Propriedades	α	$\alpha+\beta$	β
Densidade	+	+	-
Resistência Mecânica	-	+	++
Ductilidade	-/+	+	+/-
Tenacidade à Fratura	+	-/+	+/-
Resistência à Fluência	+	+/-	-
Resistência à Corrosão	++	+	+/-
Resistência à oxidação	++	+/-	-
Soldabilidade	+	+/-	-
Conformação a frio	--	-	-/+

Fonte: Leyens e Peters (2003).

O titânio comercialmente puro possui baixa massa específica ($4,5 \text{ g/cm}^3$) e módulo de elasticidade de 107 GPa, já nas ligas com a presença de elementos estabilizadores, as características mecânicas mudam drasticamente. No caso das ligas,

apesar de apresentarem uma pequena concentração de elementos alfa e beta, a resistência à tração, limite de escoamento e ductilidade apresentam valores melhores quando comparadas ao titânio comercialmente puro, como demonstra a Figura 2 (CALLISTER; RETHWOSCH, 2013).

Figura 2 – Composições, propriedades mecânicas e aplicações para várias ligas comuns de titânio.

Tipo da Liga	Nome Comum (Número UNS)	Composição (%p)	Condição	Propriedades Mecânicas Médias			Aplicações Típicas
				Limite de Resistência à Tração [MPa (ksi)]	Limite de Escoamento [MPa (ksi)]	Ductilidade [%AL em 50 mm (2 in)]	
Comercialmente puro	Não ligada (R50250)	99,5 Ti	Recozida	240 (35)	170 (25)	24	Protetores de motores a jato, carcaças e fuselagens de aviões, equipamentos resistentes à corrosão para as indústrias naval e de processamento químico
α	Ti-5Al-2,5Sn (R54520)	5 Al, 2,5 Sn, restante Ti	Recozida	826 (120)	784 (114)	16	Carcaças e anéis de motores de turbina a gás; equipamentos para processamento químico que exigem resistência até temperaturas de 480°C (900°F)
Quase α	Ti-8Al-1Mo-1V (R54810)	8 Al, 1 Mo, 1 V restante Ti	Recozida (duplex)	950 (138)	890 (129)	15	Peças forjadas para componentes de motores a jato (discos, placas e conectores de compressores)
α - β	Ti-6Al-4V (R56400)	6 Al, 4 V restante Ti	Recozida	947 (137)	877 (127)	14	Implantes e próteses de alta resistência, equipamentos para processamento químico, componentes estruturais de fuselagens de aviões
α - β	Ti-6Al-6V-2Sn (R56620)	6 Al, 2 Sn, 6 V, 0,75 Cu restante Ti	Recozida	1050 (153)	985 (143)	14	Aplicações nas fuselagens das carcaças de motores de foguetes e nas estruturas de fuselagens de alta resistência para aviões
β	Ti-10V-2Fe-3Al	10 V, 2 Fe, 3 Al, restante Ti	Solubilização + envelhecimento	1223 (178)	1150 (167)	10	Melhor combinação de alta resistência e tenacidade dentre todas as ligas de titânio comerciais; usada para aplicações que exigem uniformidade das propriedades de tração na superfície e no centro do material; componentes de alta resistência das fuselagens de aviões

Fonte: Callister e Rethwosch (2013).

2.2 - LIGA TI-6AL-4V

A liga Ti-6Al-4V é uma das ligas mais utilizadas para a fabricação de implantes que exigem boa relação resistência/peso e resistência à corrosão. A excelente propriedade mecânica desta liga se deve ao fato da existência de elementos α e β -estabilizadores, o alumínio (alfagênico) e vanádio (betagênico). A adição destes elementos no metal puro (aproximadamente 6% Al e 4% V) eleva a resistência

mecânica, limite de escoamento, dureza e alteram a microestrutura e o tipo de mecanismo de fratura (NIINOMI, 1988).

A liga Ti-6Al-4V possui característica microestrutural variada dependendo do processo de fabricação e de pós-processamentos, como por exemplo a utilização de tratamentos térmicos. No diagrama de fases pseudo-binárias da liga, mostrado na Figura 3, é possível observar a variação nas características microestruturais de acordo com a variação de temperatura e a taxa de resfriamento.

A composição química e as propriedades mecânicas exigidas para a utilização da liga na fabricação de implantes estão representadas na Tabela 2 e 3.

Tabela 2 – Composição química da liga Ti-6Al-4V para fabricação de implantes (ASTM F136).

Composição Nominal								
Liga	N (máx)	C (máx)	H (máx)	Fe (máx)	O (máx)	Al	V	Ti
Ti-6Al-4V	0,05%	0,08%	0,01%	0,25%	0,13%	5,5-6,5 %	3,5-4,5 %	Balanço

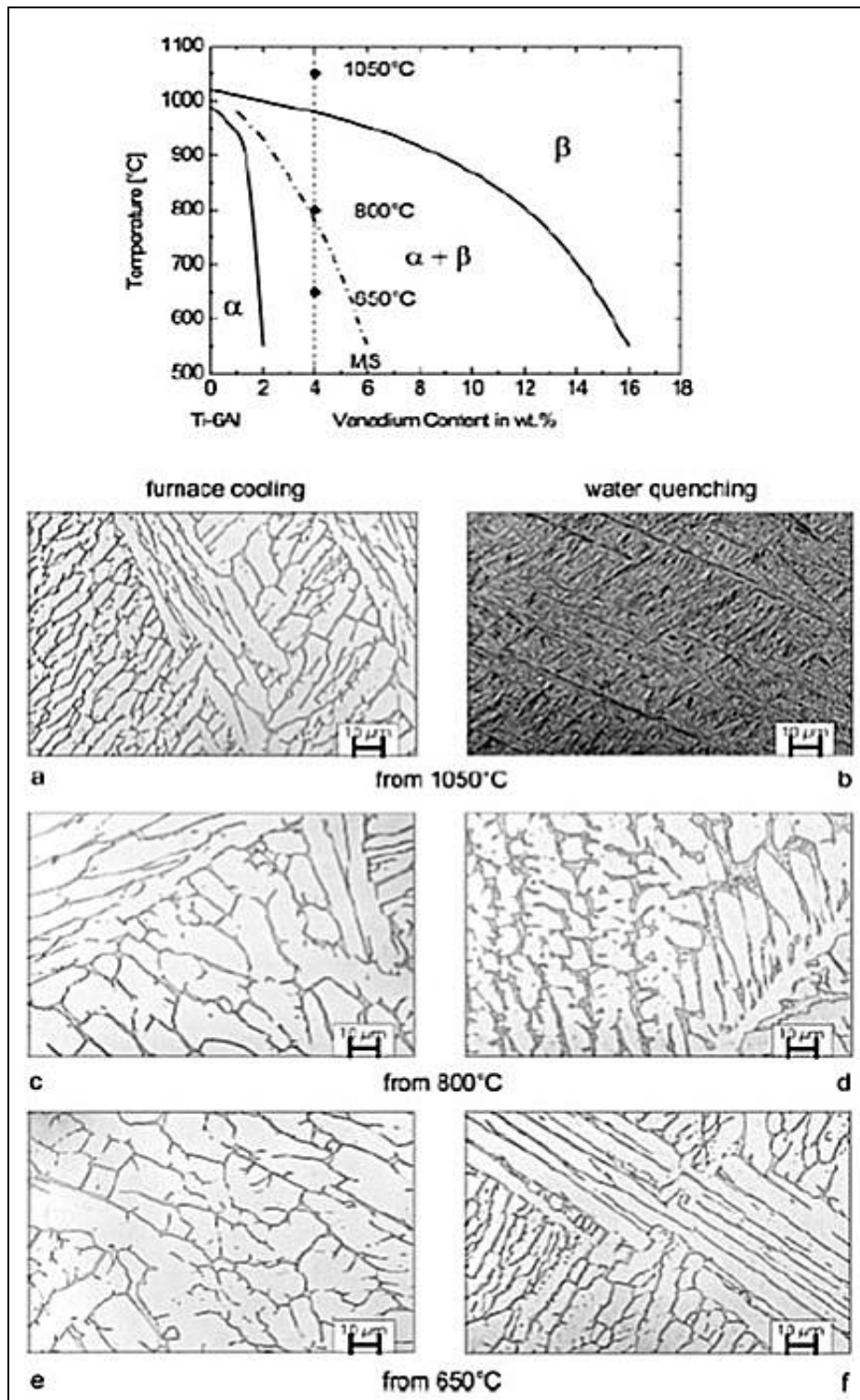
Fonte: American Society for Testing and Materilas- ASTM (2014).

Tabela 3 – Propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V para fabricação de implantes (ASTM F136).

Limite de Escoamento	795 MPa
Limite de Resistência	860 MPa
Elongação	10%

Fonte: American Society for Testing and Materilas- ASTM (2014).

Figura 3 – Diagrama de fase pseudo-binária da liga Ti-6Al-4V. Microestrutura martensítica após resfriamento lento (50° C/h) e resfriamento rápido em água (1050 °C, 800 °C e a 650 °C).



Fonte: Leyens; Peters (2003)

3 MANUFATURA ADITIVA

A manufatura aditiva (MA), também conhecida como prototipagem rápida (PR) é um processo de fabricação considerado um marco na evolução tecnológica de manufatura por camada, sendo criada na década de 80 com o objetivo de fabricar, de maneira rápida, protótipos que seriam utilizados para o processo de desenvolvimento de produtos, possibilitando realizar todas as análises necessárias para futuras correções antes da produção final.

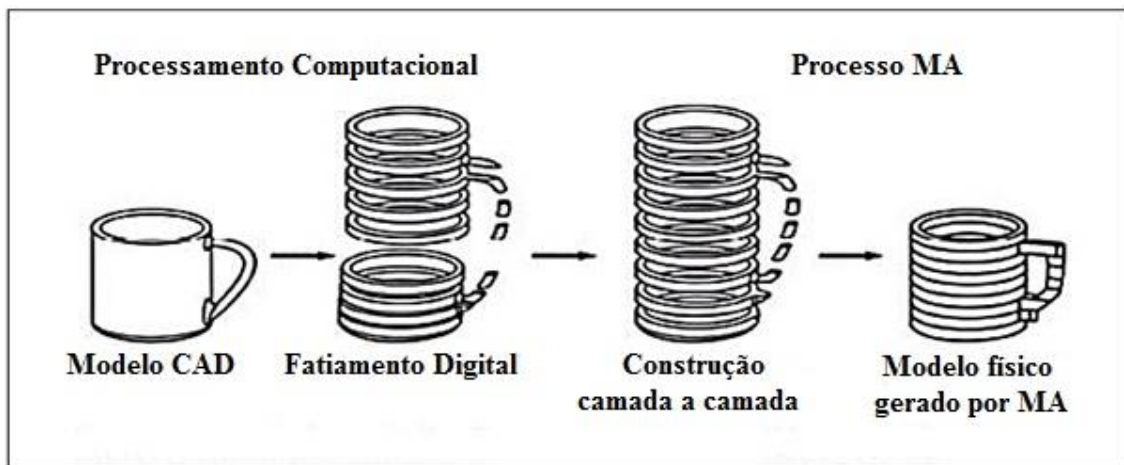
Com o passar do tempo, novas técnicas de MA foram desenvolvidas e consequentemente novas aplicações. Vários nomes surgiram desde então, porém manufatura aditiva é o termo original e o mais representativo dentre os que surgiram no mercado. São eles:

- Manufatura de bancada (*Desktop Manufacturing*);
- Manufatura acrescentando material (*Material Ingress Manufacturing*);
- Manufatura por camada (*Layer Manufacturing*);
- Fabricação de forma livre (*Solid Freeform Fabrication*);
- Impressão tridimensional (*3D Printer*).

O processo de fabricação de um protótipo depende de vários fatores, como por exemplo o tipo de peça a ser fabricada ou o tipo de técnica a ser utilizada para a obtenção do produto. Porém algumas etapas básicas se fazem presentes em todas as técnicas de manufatura aditiva existentes no mercado.

Segundo Volpato (2006) estas etapas se desenvolvem da seguinte maneira: cria-se o modelo virtual 3D do protótipo no CAD (*Computer Aided Design*) que será convertido a um arquivo com extensão STL (*Standard Triangulation Language*). Posteriormente o desenho é analisado por um software onde será realizado o fatiamento e criação das camadas a serem construídas e estratégias de deposição de material. Depois deste processo, o arquivo é enviado para a máquina de manufatura para a criação do protótipo (Figura 4). Após a fabricação, o modelo físico é retirado do suporte para a realização do acabamento.

Figura 4 – Principais etapas do processo de manufatura aditiva.



Fonte: Volpato (2006).

De acordo com Kai et al. citado por Volpato (2006), hoje no mercado, existem mais de 20 sistemas de prototipagem rápida que utilizam o mesmo princípio de manufatura por camadas, entretanto, dotados com diferentes características e particularidades em seus princípios de fabricação.

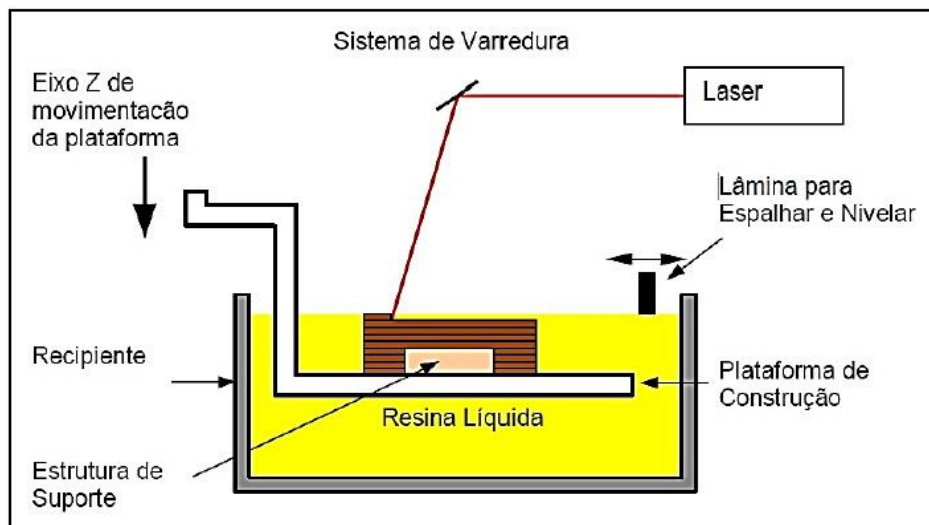
A seguir serão discutidos apenas as técnicas comercialmente utilizadas, bem como suas vantagens e desvantagens, segundo Volpato (2006):

Estereolitografia (SL)

O primeiro processo comercial de MA utiliza como material uma resina fotocurável que é colocada dentro de um recipiente onde encontra-se uma plataforma de construção, na qual o protótipo será fabricado. Para a cura desta resina, um feixe de laser (ultravioleta) é solicitado, fazendo a varredura e construindo camada por camada sobre um suporte, de acordo com o fatiamento 2D obtido do sistema CAD.

Após a cura da primeira camada nos planos x-y, a plataforma de construção se movimenta no eixo z para que a resina líquida se sobreponha e o processo de cura se repita até a conclusão da peça desejada (Figura 5). Após todo o processo ser concluído, a peça é retirada do recipiente e levada para um forno, onde será realizada a cura total da resina.

Figura 5 – Princípio do processo de estereolitografia.



Fonte: Volpato (2006).

Vantagens:

- Fácil assistência por ser a técnica mais utilizada comercialmente;
- Boa precisão dimensional;
- Excelente acabamento superficial e;
- Permite a fabricação de peças translúcidas.

Desvantagens:

- Pós-processamento para retirada dos suportes;
- Realização de pós-cura para eliminar riscos do processo de polimerização, assegurando assim a integridade do componente;
- Processo restrito apenas para resinas poliméricas e;
- A resina é tóxica.

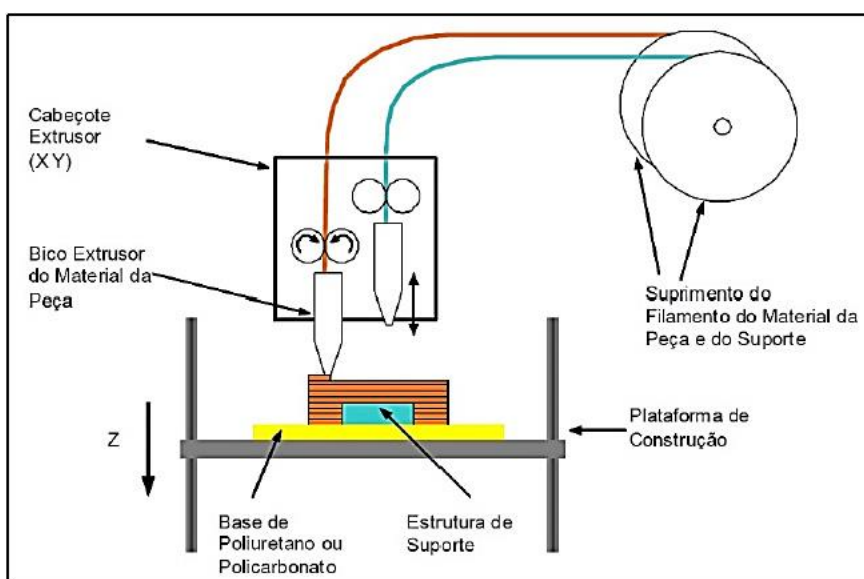
Moldagem por fusão e deposição (FDM)

Nesta técnica de manufatura aditiva, para a adição das camadas, são utilizados materiais extrudados, que ficam armazenados em bobinas distintas, uma para o material que dará forma à peça e outra para a criação de suportes que auxiliarão as partes não conectadas.

O material em ponto pastoso é movido por um cabeçote até o bico extrusor que possui movimentos nos planos x-y permitindo a criação das camadas planas sobre uma base com movimento no eixo z, que tem como função permitir a sobreposição das camadas. O material então é depositado novamente se solidificando e unindo a camada anterior (Figura 6). Materiais como PLA (ácido polilático), ABS (acrilonitrila butadieno estireno) e PETG (politereftalato de etileno glicol), podem ser utilizados nos processos de fabricação dos modelos físicos.

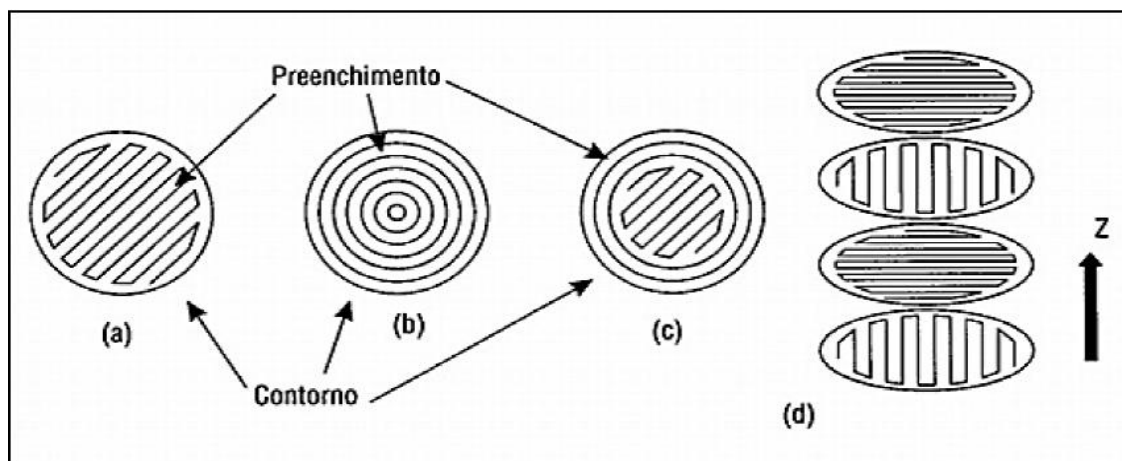
Segundo Volpato (2006), esta é uma técnica que permite realizar várias estratégias de deposição das camadas. Para aumentar a resistência mecânica das peças construídas neste processo, algumas estratégias como as do tipo *raster*, *contour* e a combinação das duas podem auxiliar. Outros parâmetros como espessura da camada, espessura do filamento, contorno e a fresta entre os filamentos que serão depositados também podem ser alterados (Figura 7).

Figura 6 – Princípio do processo FDM.



Fonte: Volpato (2006).

Figura 7 – Estratégias de preenchimento das camadas do processo FDM – (a) preenchimento tipo raster; (b) preenchimento tipo contour; (c) preenchimento raster e contour e (d) alternância da direção do raster.



Fonte: Volpato (2006).

Vantagens:

- Construção de peças para uso final;
- Proporciona maior resistência mecânica às suas peças do que algumas técnicas de PR;
- Ausência de laser e;
- Ausência de procedimentos como pós-cura.

Desvantagens:

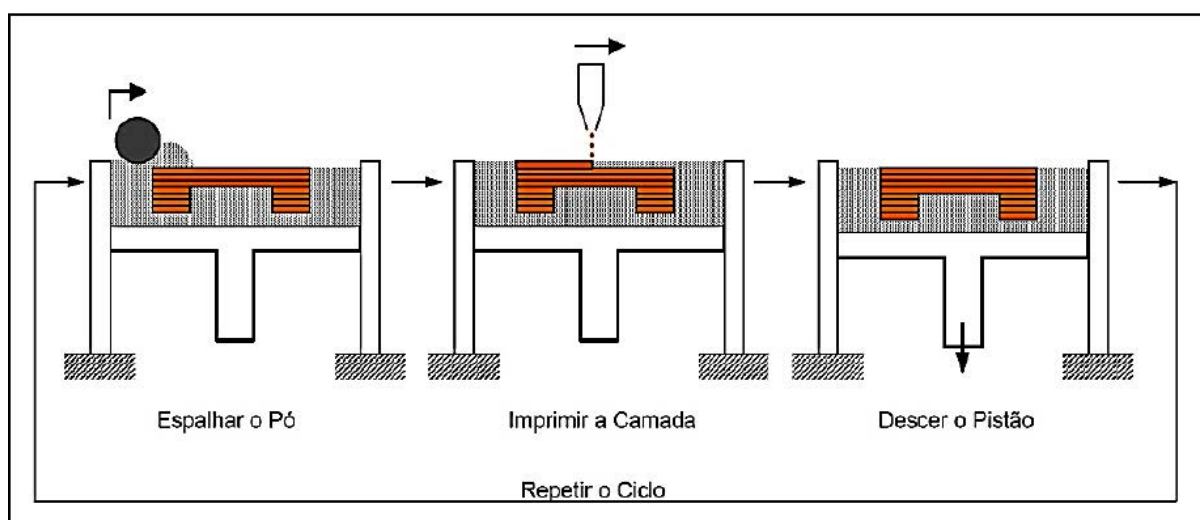
- Precisão dimensional de baixa qualidade quando comparado às outras técnicas;
- Necessidade de construção de suportes em locais não conectados;
- Pós-processamento para remoção dos suportes;
- Limitação dos materiais utilizados por esta técnica e;
- Velocidade de construção menor que das outras técnicas devido ao fluxo corrente de material nos cabeçotes.

Impressão tridimensional (3D Printer)

Nas técnicas que utilizam materiais em forma de pó, uma das mais utilizadas para materiais como gesso, cerâmica e polímero é a 3D Printer. Seu princípio de

funcionamento se baseia na deposição do material sobre um aglutinante que é inserido na câmara de construção através de um sistema de impressão tipo jato de tinta, que tem como finalidade a adesão do pó sobre a camada anterior (Figura 8). Um rolo passa sobre a plataforma de construção que possui movimento no eixo z, espalhando o pó. Depois que o pó é nivelado, o aglomerante então é injetado somente nas áreas correspondentes ao desenho das camadas 2D obtidas no processo de fatiamento (CAD).

Figura 8 – Princípio do processo 3D Printer.



Fonte: Volpato (2006).

Os protótipos construídos por esta tecnologia possuem um acabamento superficial inferior quando comparados aos outros, tendo uma superfície com elevada rugosidade, principalmente em modelos fabricados com pós de gesso. Entretanto nesta técnica não há necessidade da utilização de laser e de suportes já que o próprio material exerce esta função.

Vantagens:

- Não utiliza laser;
- Não há necessidade de utilização de suportes;
- Alta velocidade de produção;
- Aproveitamento de sobras de pó das fabricações anteriores e;
- Possibilidade de obter peças coloridas.

Desvantagens:

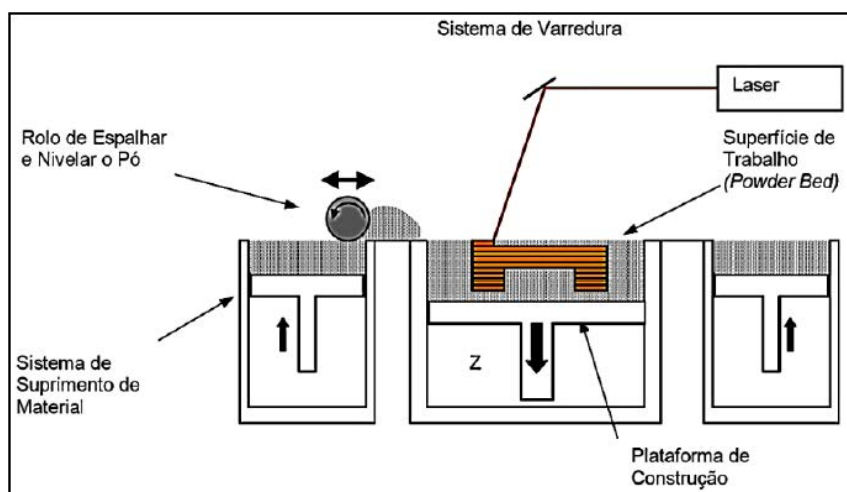
- Baixa resistência das peças devido ao processo de adição de camadas;
- Baixa qualidade superficial e;
- Restrição da utilização das peças produzidas.

Sinterização seletiva a laser (SLS)

O processo se inicia quando o rolo de alimentação é ativado, espalhando e nivelando o pó sobre a plataforma de construção. Posteriormente um laser CO₂ de média potência realiza a varredura sobre o pó de acordo com a geometria da camada 2D, aquecendo as partículas e realizando a sinterização do mesmo sobre um suporte ou na camada anterior. Após a solidificação da camada, a plataforma se movimenta para baixo (deslocamento correspondente a espessura da camada), ativando novamente o sistema de alimentação do material (Figura 9).

O pó fica armazenado em dois recipientes localizados nas laterais da câmara de construção. Segundo Volpato (2006), a câmara onde o material é produzido possui uma atmosfera inerte e controlada por nitrogênio, tendo em vista a eliminação de riscos de oxidação e possíveis explosões de partículas menores. A câmara também é preaquecida para eliminar riscos de tensões residuais durante a solidificação. Materiais como poliamida, elastômeros, cerâmica e metal com polímeros.

Figura 9 – Princípio do processo SLS.



Fonte: Volpato (2006).

Vantagens:

- Variabilidade de materiais para utilização;
- Sem presença de materiais tóxicos;
- Capacidade de fabricação de modelos físicos para uso final;
- A retirada do suporte depende da utilização do produto;
- Possibilita, em um mesmo lote, fabricação de vários componentes e;
- Necessidade de pós-cura somente nos processos que utilizam materiais poliméricos.

Desvantagens:

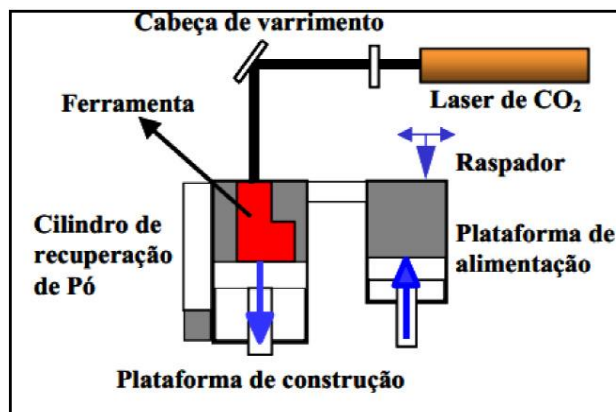
- Das tecnologias existentes, o que possui os equipamentos mais caros é o SLS;
- Alto consumo de energia para realizar o processo de sinterização das partículas e;
- Kai et al., citado por Volpato (2006), afirma que o tamanho das partículas do material utilizado tem influência no acabamento superficial das peças produzidas.

Sinterização direta de metal por laser (DMLS)

A técnica DMLS contém praticamente o mesmo mecanismo do processo SLS, porém o que difere as duas tecnologias é a potência do laser. No primeiro o laser trabalha em alta potência e no segundo com média potência. O laser de CO₂ incide sobre a plataforma de construção coberta por um pó metálico, realizando a varredura (x-y) conforme as dimensões do fatiamento 2D (Figura 10), fundindo as partículas sobre a camada ou suporte existente (ESPERTO; OSÓRIO, 2008; VOLPATO, 2006).

Após este processo, a plataforma de construção se desloca para baixo em uma distância correspondente a camada desejada, recomeçando assim o processo com a adição de uma nova camada do pó metálico. A câmara de construção possui atmosfera controlada (argônio ou nitrogênio) e é aquecida com o objetivo de aliviar possíveis tensões residuais que poderão aparecer no processo de solidificação (ESPERTO; OSÓRIO, 2008).

Figura 10 – Princípio do processo DMLS.

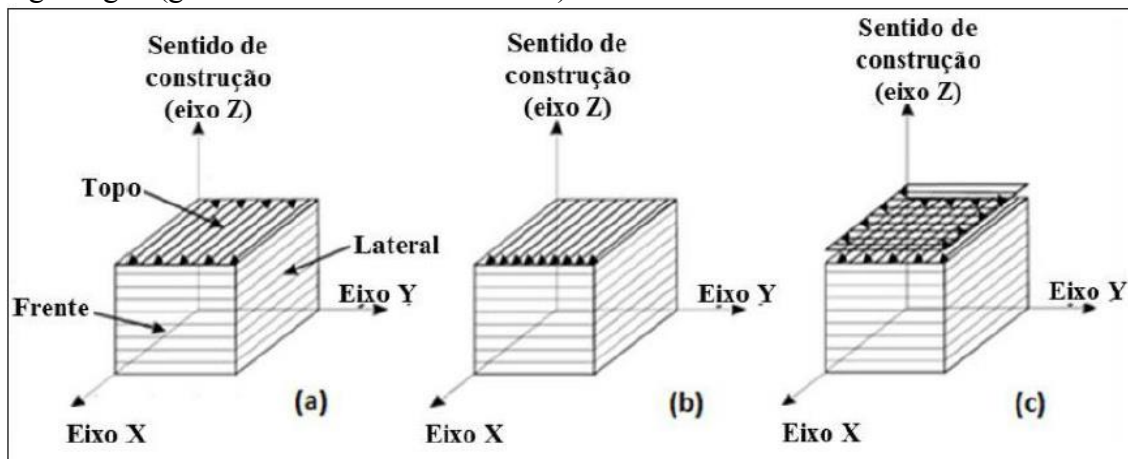


Fonte: Esperto e Osório (2008).

Segundo Esperto e Osório (2008), alguns parâmetros nesta técnica podem influenciar na sinterização do pó, são eles: potência do laser, velocidade de varredura do feixe de laser, a distância entre as linhas de construção e a estratégia de fabricação. Sobre o tempo de fabricação também há fatores influentes, como a dimensão da camada a ser sinterizada, velocidade de varredura do laser e o tipo de construção.

A estratégia de construção dos componentes fabricados por DMLS influencia na porosidade, no formato dos grãos e na resistência mecânica do componente. Na Figura 11 estão representados três tipos de estratégia de fabricação, sendo o primeiro em ziguezague, sem alteração entre as camadas, o unidirecional, sem mudança entre as camadas e por fim em ziguezague, girando em 90° a cada camada (THIJS et al., 2010).

Figura 11 – Estratégias de construção no processo DMLS: (a) ziguezague (sem mudança entre camadas); (b) unidirecional (sem mudança entre camadas); e (c) ziguezague (girando em 90° a cada camada).

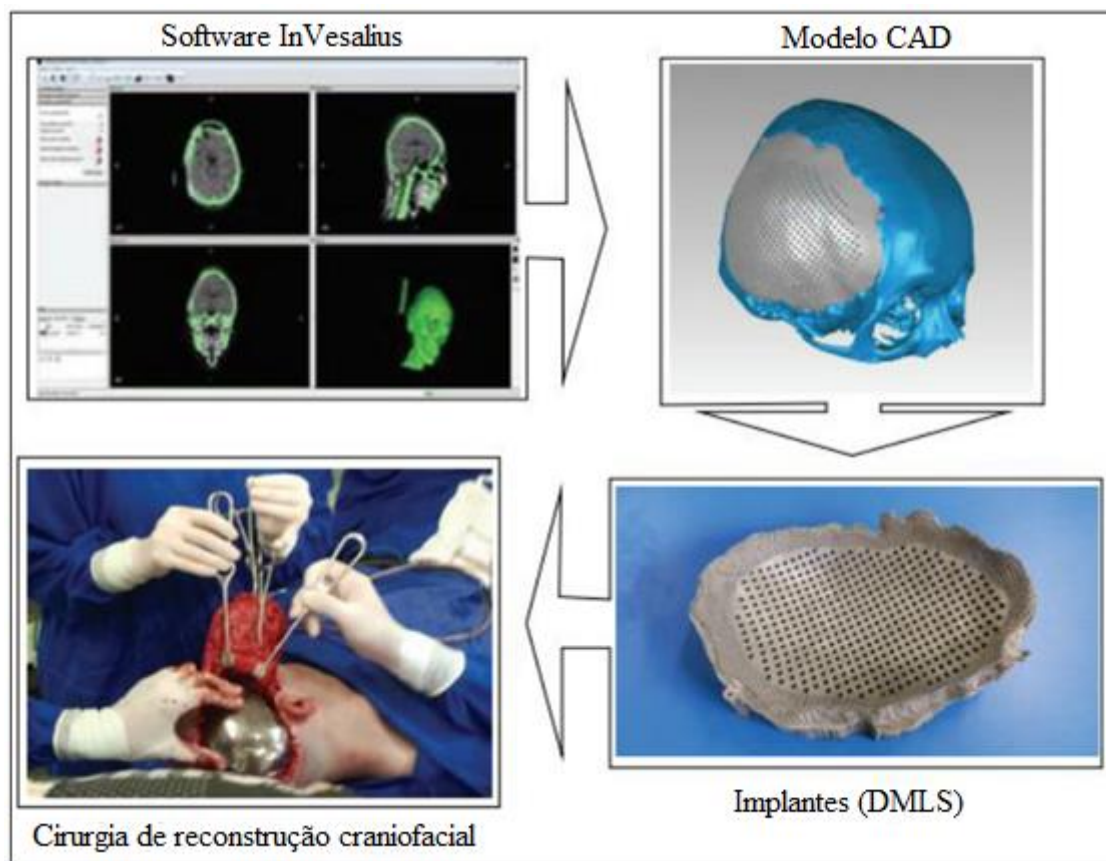


Fonte: Thijs et al. (2010).

A técnica de manufatura aditiva DMLS (sinterização direta de metal por laser), é uma das mais utilizadas na fabricação de biomodelos e próteses para utilização médica e odontológica. Essa tecnologia, unida com técnicas de obtenção de imagens médicas, permite a criação de modelos físicos com geometrias complexas, criando implantes personalizados de acordo com as dimensões do sítio cirúrgico, facilitando o trabalho da equipe médica, reduzindo o tempo de cirurgia e de custos pré e pós-operatórios.

Para a fabricação de um biomodelo ou implante/prótese final, algumas etapas devem ser seguidas (Figura 12) (GREGOLIN, 2013; MEURER et al. 2007; LAROSA et al. 2014):

Figura 12 – Processo de fabricação de implantes por prototipagem.



Fonte: Larosa et al. (2014).

- As imagens para fabricação do biomodelos são obtidas através de técnicas de aquisição de imagens, como a ressonância magnética e tomografia computadorizada, direta do paciente, que posteriormente serão arquivadas no

formato DICOM e enviadas ao software de tratamentos de imagens tridimensionais;

- b) As imagens 2D são enviadas a um software, onde serão processadas e transformadas em imagens 3D. Nesta etapa, a prótese é projetada de acordo com as dimensões reais da parte a ser implantada com o auxílio das imagens obtidas na tomografia. Após todos os ajustes serem feitos, a imagem da prótese ou do biomodelo é arquivada em extensão STL (*Standard Triangulation Language*) e encaminhada para a máquina de manufatura aditiva.
- c) Após a transformação das imagens médicas em imagens 3D, o projeto da prótese é encaminhado para a máquina, onde o operador irá programar e determinar as estratégias de construção e então iniciar o processo de manufatura por DMLS.
- d) A imagem 3D do sítio cirúrgico onde a prótese foi originada, poderá ser encaminhada até uma impressora 3D para sua impressão. Ter um biomodelo do sítio cirúrgico ajuda a equipe de engenharia e a equipe médica a realizar ajustes necessários, fazer a verificação da prótese final e elaborar o processo cirúrgico.

Vantagens:

- Não utiliza materiais tóxicos;
- Capacidade de fabricação de modelos físicos para uso final;
- A retirada do suporte depende da utilização do produto;
- Possibilita a fabricação de vários componentes e em diferentes estratégias de construção e;
- Excelente precisão dimensional.

Desvantagens:

- Alta consumo de energia para realizar o processo de sinterização das partículas e a alta potência do laser e;
- Reprogramação dos parâmetros da máquina de acordo com o pó metálico;

4 DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 CONFEÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova (CPs) foram produzidos pela técnica de Sinterização Direta de Metal por Laser (DMLS) no equipamento EOSINT M270 da EOS GmbH (Electro Optical Systems) pertencente ao Instituto Nacional de Ciência e Tecnologia em Biofabricação (INCT-BIOFABRIS), situado na Faculdade de Engenharia Química (FEQ) da Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP (Figura 13).

Figura 13 – Equipamento de manufatura aditiva EOSINT M270.



Fonte: Próprio autor.

A matéria-prima utilizada para a manufatura dos corpos de prova foi o pó pré-ligado EOS Titanium Ti64 da EOS GmbH cedido pelo INCT-BIOFABRIS. As propriedades físicas e químicas estão descritas na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química da liga Ti-6Al-4V – Ti64 EOS Titanium.

Composição do Material	Ti	Al	V	O	N	C	H	F
Equilíbrio		5.5 – 6.75%	3.5 – 4.5%	<2000 ppm	< 500 ppm	< 800 ppm	< 150 ppm	< 3000 ppm
Densidade Relativa	Aprox. 100%							
Densidade	4.41 g/cm ³							

Fonte: Próprio autor

Os parâmetros de processamento para a fabricação das amostras foram pré-definidos e podem ser observados na Tabela 5.

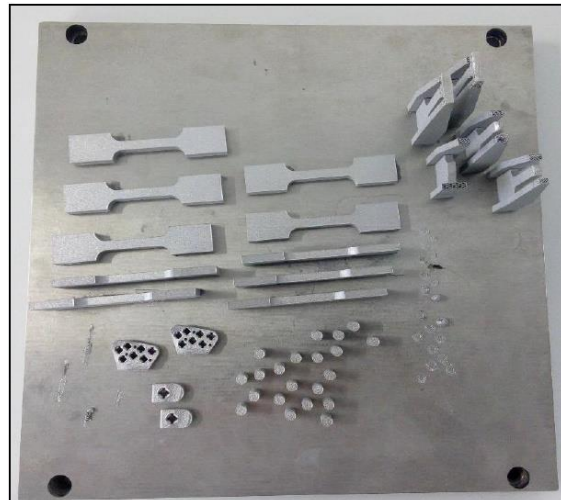
Tabela 5 – Parâmetros de processamento da técnica DMLS.

Potência do laser	170 W
Velocidade de varredura	1250 mm/s
Ângulo de varrimento	45° (ziguezague)
Distância entre linhas	100 µm
Espessura da camada	30 µm

Fonte: Próprio autor.

O processo de manufatura se inicia com a construção de suportes sobre a plataforma de construção. Estes suportes auxiliam na dissipação de calor, promovendo a solidificação da poça de fusão e na retirada dos corpos de prova. Durante o processo, o pó da liga Ti-6Al-4V é espalhado sobre a plataforma de construção, onde posteriormente um laser de fibra itérbio (Yb) incide sobre o pó, realizando a varredura de acordo com as dimensões das regiões onde haverá necessidade da construção do suporte. Posteriormente, inicia a construção das camadas dos corpos de prova, repetindo o ciclo até a construção final (Figura 14). A câmara de construção possui sua atmosfera controlada por argônio e encontra-se em temperatura ambiente.

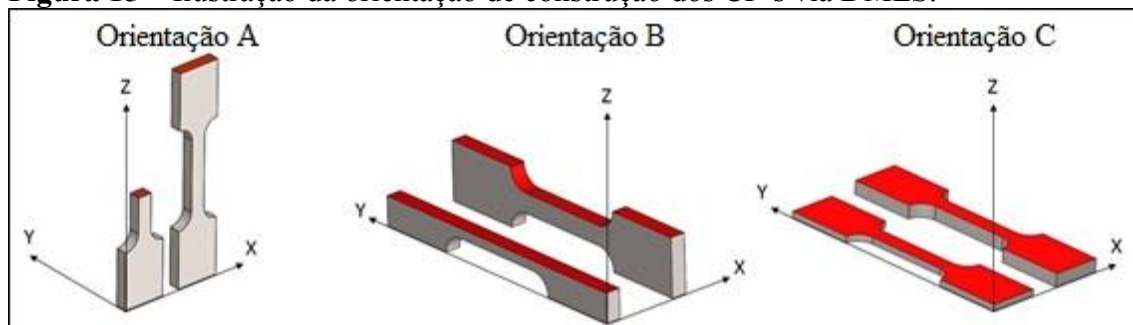
Figura 14 – Plataforma de construção.




Fonte: Próprio autor.

Os corpos de prova de tração, fadiga e tenacidade à fratura foram manufacturados em três orientações de deposição das camadas denominadas orientação de construção A, B e C conforme a Figura 15. Para cada ensaio, foram produzidos quinze corpos de prova (CP's), sendo cinco para cada orientação de construção.

Figura 15 – Ilustração da orientação de construção dos CP's via DMLS.



 Incidência do feixe de laser.
Fonte: Próprio autor.

4.1.1 Tratamento térmico

Para o tratamento térmico de alívio de tensões residuais, provenientes do processo de fabricação, as amostras foram expostas a temperatura de 650 °C por 3 horas a uma taxa de aquecimento de 10 °C/min e posteriormente foram resfriadas em forno, com uma taxa de resfriamento de aproximadamente 5 °C/min. O tratamento térmico foi realizado em um forno de alto vácuo (10^{-5} mbar), mostrado na Figura 16, pertencente ao

Grupo de Materiais do Laboratório Nacional de Luz Síncroton (LNLS) do Centro de Materiais de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM).

Figura 16 – Forno de alto vácuo.



Fonte: Cortesia do aluno de doutorado Guilherme A. Longhitano da Universidade de Campinas.

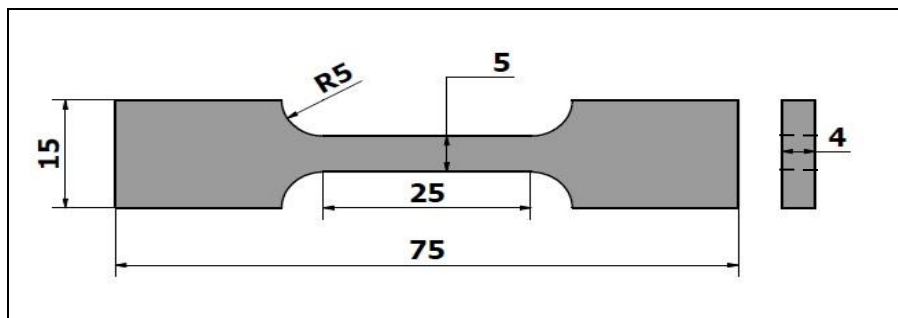
4.1.2 Corpos de prova para os ensaios mecânicos

a) Corpos de prova de tração

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram produzidos no formato e nas dimensões descritas na Figura 17.

Após a retirada da placa, em algumas regiões dos corpos de prova ainda haviam restos de suporte, as quais foram lixadas até a retirada completa, tomando cuidado para não reduzir as dimensões dos corpos de prova, principalmente no raio de concordância (R5) onde a concentração de suporte era maior, evitando também possíveis concentradores de tensões.

Figura 17 – Dimensões dos corpos de prova de tração (em milímetros).



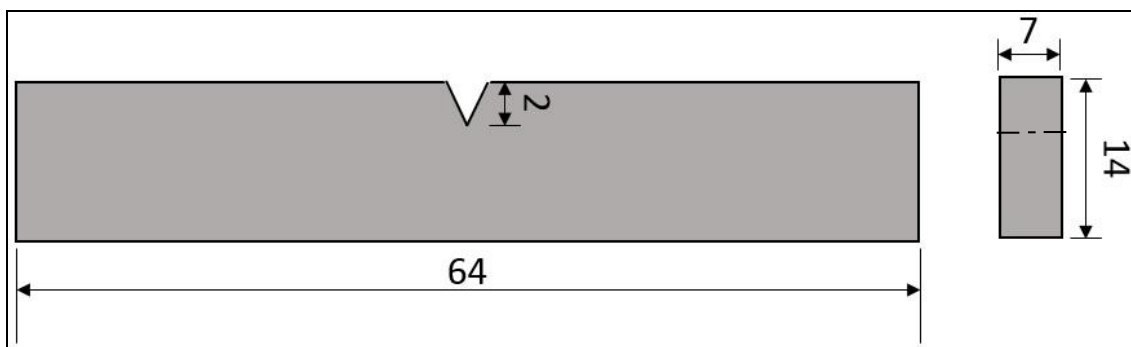
Fonte: Próprio autor.

b) Corpos de prova de tenacidade à fratura

As dimensões dos corpos de prova de tenacidade à fratura estão representadas na Figura 18.

Os entalhes foram produzidos por usinagem em uma fresa CNC Enco F1 do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) da FEIS/UNESP (Figura 19) com 2 mm de profundidade. Durante o torneamento, as amostras foram refrigeradas com óleo, para evitar que durante o processo houvesse alterações na microestrutura na região de usinagem.

Figura 18 – Dimensões dos corpos de prova de tenacidade à fratura (em milímetros).



Fonte: Próprio autor.

Figura 19 – Fresa F1 CNC EMCO.



Fonte: Próprio autor.

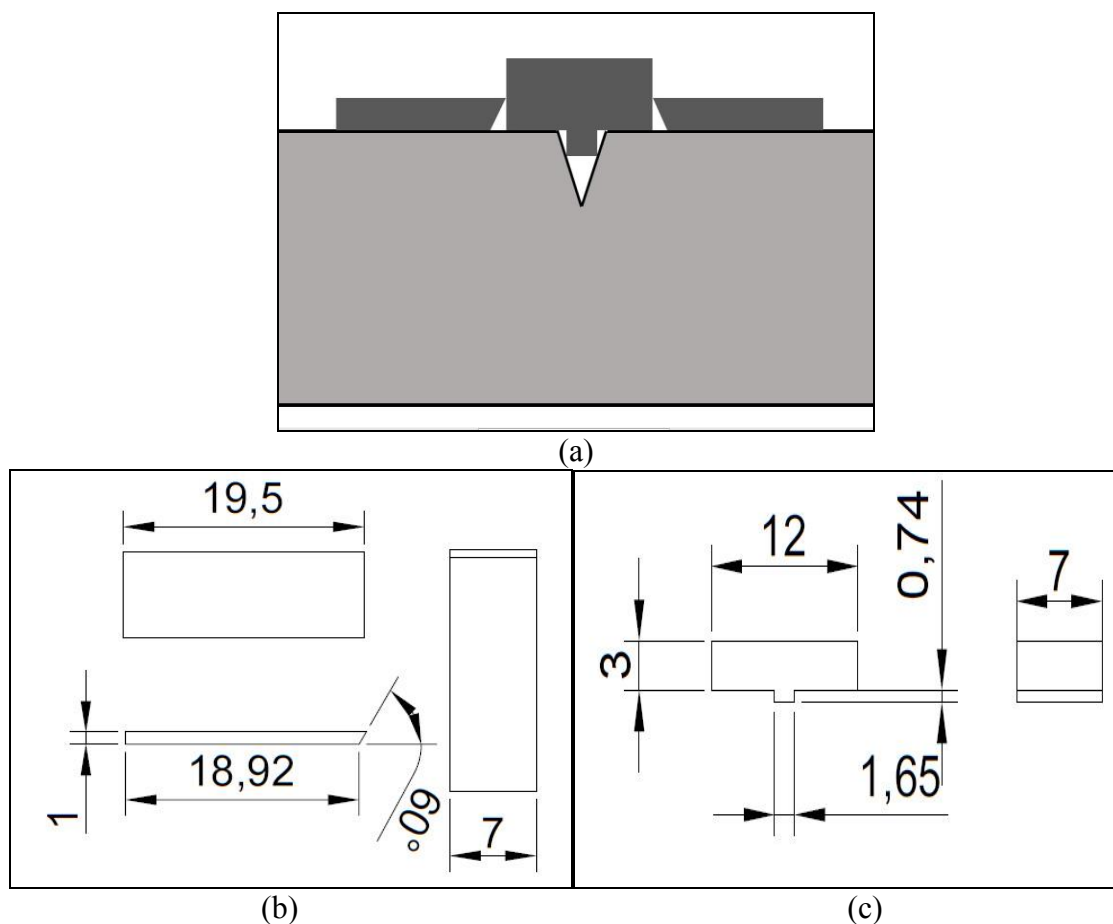
Os dispositivos (*knife edges*) para a fixação do *clip on gage* (extensômetro), foram confeccionados por usinagem, através de uma retifica plana universal MELLO P25, localizado no DEM da FEIS/UNESP (Figura 20). Para a fixação dos *knife edges* (suportes) nos corpos de prova, foi utilizado cola Araldite e o posicionamento dos mesmos foi orientado por um gabarito que se encaixava no entalhe. Para melhorar a aderência da cola, tanto a superfície dos CP's quando a dos dispositivos foram levemente lixadas e limpas com álcool. As dimensões e a colagem dos dispositivos são demonstradas na Figura 21.

Figura 20 – Retifica plana universal MELO P25.



Fonte: Próprio autor.

Figura 21 – (a) Representação esquemática da utilização do gabarito para auxiliar no posicionamento do *knife edges*. (b) Dimensões da *knife edges* em milímetros. (c) Dimensões do gabarito em milímetros.



Fonte: Próprio autor.

Durante o tempo de secagem dos dispositivos nos corpos de prova, para garantir a fixação dos *knife edges*, foram colocadas fitas adesivas para manter a pressão, impedindo que os dispositivos se deslocassem na superfície do CP. O tempo de secagem foi de 72 horas.

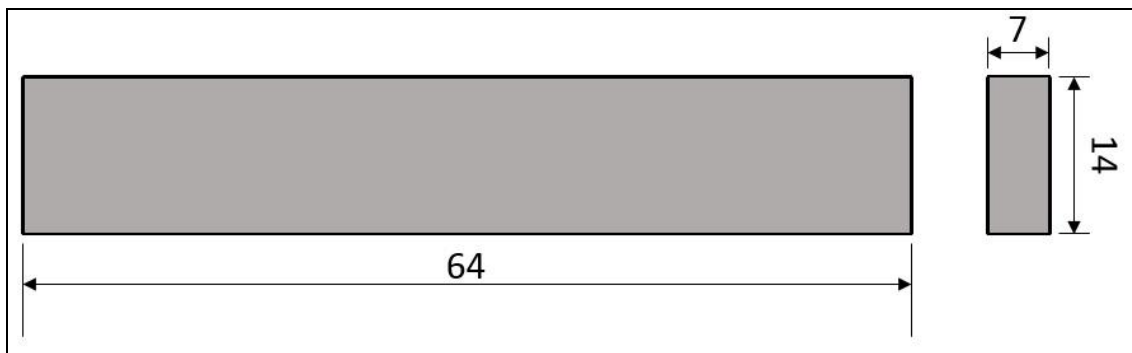
c) Corpos de prova de fadiga

As dimensões dos corpos de prova para ensaio de fadiga por flexão de três pontos estão descritas na Figura 22.

Antes da realização do ensaio de fadiga, os CPs passaram pelo processo de lixamento e polimento na superfície que sofrerão esforços de tração (Figura 23) com

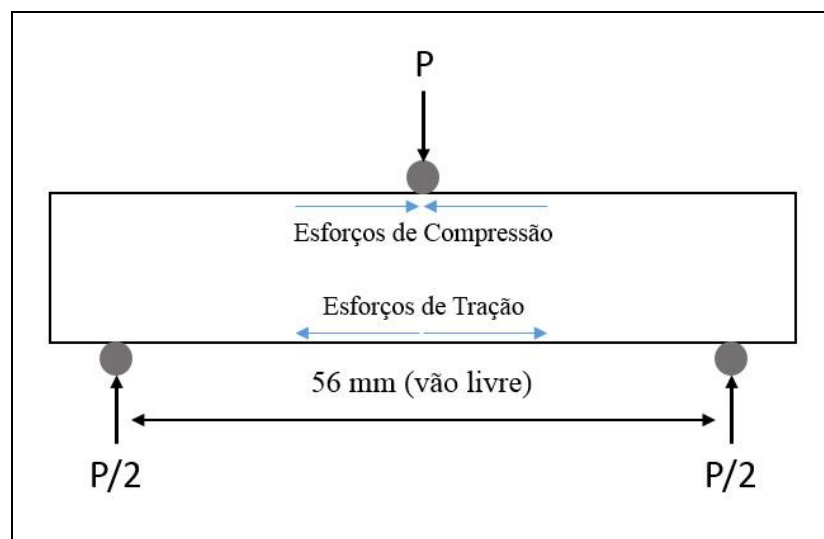
pasta de diamante, para eliminar qualquer concentrador de tensão que pudesse levar a uma fratura prematura.

Figura 22 – Dimensões do corpo de prova de fadiga (em milímetros).



Fonte: Próprio autor.

Figura 23 – Ensaio de fadiga por flexão em três pontos.



Fonte: Próprio autor

4.1.3 Preparação das amostras para caracterização microestrutural e análise da superfície de fratura

Para a caracterização microestrutural, ensaio de microdureza Vickers e análise da superfície de fratura, as amostras foram extraídas dos corpos de prova do ensaio de tração. No caso da caracterização microestrutural e dos ensaios de microdureza, as amostras com diferentes orientações de construção foram analisadas nos sentidos

perpendicular e paralelo à plataforma de construção. O mesmo procedimento foi realizado para uma amostra sem tratamento térmico.

O corte das amostras foi realizado no equipamento da Pantec, PANCUT 80 pertencente ao Laboratório de Preparação de Amostras do Departamento de Engenharia Mecânica-UNESP-FE/IS, utilizando como fluido refrigerante água e óleo.

O embutimento, lixamento, polimento, banho ultrassônico e o ataque químico foram realizados no Laboratório de Caracterização de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. As amostras foram embutidas em baquelite na embutidora PRE 30Mi da AROTEC. O lixamento foi realizado em uma politriz modelo AROPOL 2V da AROTEC, variando as lixas com granulometria de 220, 320, 400, 600, 800 e 1200, girando a amostra 90° para retirada das marcas provenientes das lixas anteriores. Antes do polimento, as amostras foram submetidas a um banho de ultrassom no equipamento modelo MaxiClean 750A, com álcool etílico durante cinco minutos.

Para o polimento foi utilizado o mesmo equipamento da etapa do lixamento, utilizando um pano para polimento de 1 µm. O polimento foi realizado em duas etapas, sendo a primeira com suspensão de diamante de 1 µm e a segunda com sílica coloidal de 0,04 µm. Antes do início de cada etapa, as amostras receberam banho de ultrassom com álcool etílico durante 5 minutos.

Para o ataque químico foi utilizado o reagente Kroll (5 ml de HNO₃, 10 ml de HF e 85 ml de H₂O). As amostras foram imersas no reagente por 20 segundos e posteriormente lavadas com água corrente e álcool etílico e secas com ar quente.

4.2 ENSAIOS MECÂNICOS

4.2.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração teve como objetivo obter os resultados de limite de escoamento, resistência à tração e alongamento. Devido às dimensões dos corpos de prova deste ensaio, não foi possível a utilização de extensômetro, sendo assim, as amostras foram marcadas tendo comprimento útil de 25 mm e as medidas do alongamento foram feitas através do software de tratamento de imagens *ImageJ*®.

Três corpos de prova, um de cada orientação de construção, foram ensaiados na máquina para ensaios mecânicos WDW-100B da Time Group INC, com capacidade de 100 kN , alocada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira (FE/IS) Universidade Paulista “Júlio de Mesquita Filho” (UNESP) (Figura 24a). Os demais CP’s foram submetidos ao ensaio de tração na máquina Servo-Hidráulico para ensaios mecânicos, 810-FlexTest 40 da MTS, com capacidade de 100 kN, localizada no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Faculdade de Engenharia – UNICAMP (Figura 24b).

Figura 24 – Máquinas utilizadas para obtenção dos resultados do ensaio de tração. (a) - WDW-100B da Time Group e (b) -810-FlexTest 40 da MTS.



(a)

(b)

Fonte: Próprio autor.

4.2.2 Ensaio de fadiga

O ensaio de fadiga foi realizado no equipamento 810-FlexTest 40 da MTS, utilizando um dispositivo de ensaio de flexão de três pontos (Figura 25).

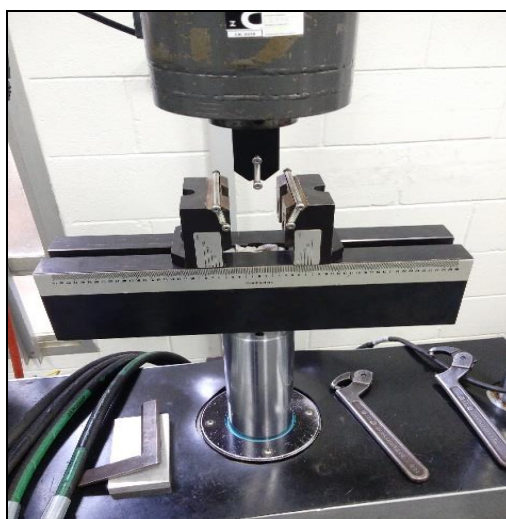
No total foram ensaiados quatro corpos de prova para cada tipo de orientação de prototipagem, variando a força aplicada em 12 kN, 17 kN, 20 kN e 25 kN com o

intuito de elaborar a curva tensão/número de ciclos (σ -N). A Equação 1 foi utilizada para o cálculo das tensões máximas, onde P é a carga máxima, b é a espessura e h é a altura do corpo de prova. Os parâmetros para o ensaio foram:

- a) Espaço do vão livre: 56 mm;
- b) Frequência: 25 Hz;
- c) Razão de carga do ciclo de carregamento: 0,1.

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{81 \times P}{b \times h^2} \quad (\text{Equação 1})$$

Figura 25 – Dispositivo para ensaio de flexão de três pontos.



Fonte: Próprio autor.

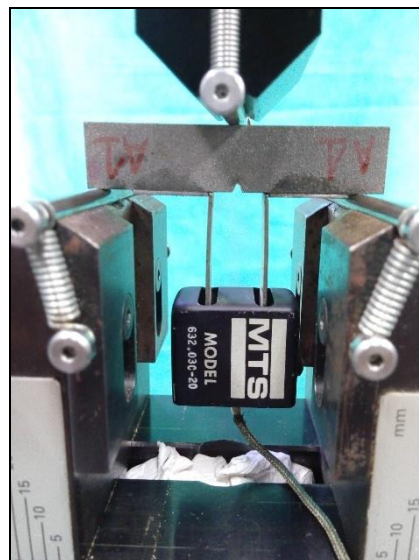
4.2.3 Pré-trinca por fadiga

Antes da realização do ensaio de tenacidade à fratura, foi gerado nos corpos de prova uma pré-trinca por fadiga na raiz do entalhe no equipamento 810-FlexTest 40 da MTS, através de um dispositivo de flexão de três pontos. Para controlar a propagação da trinca, foi utilizado o extensômetro MTS Model 632.03C – 20 (Figura 26) para acompanhar a abertura do entalhe e o deslocamento de abertura da ponta da pré-trinca por fadiga (CTOD – *crack tip opening displacement*). Os parâmetros para a realização da pré-trinca foram:

- a) Vão livre: 56 mm;
- b) Frequência: 25 Hz;
- c) Razão da carga: 0,1;
- d) Velocidade do ensaio: 1 mm/min.

O comprimento da trinca (a), utilizado nas equações para calcular os parâmetros, foram obtidos após a realização do ensaio de tenacidade à fratura no equipamento Stereo Discovery V8 da Zeiss (Figura 27).

Figura 26 – Extensômetro MTS Model 632.03C – 20.



Fonte: Próprio autor.

Figura 27 - Equipamento Stereo Discovery V8 (Zeiss).

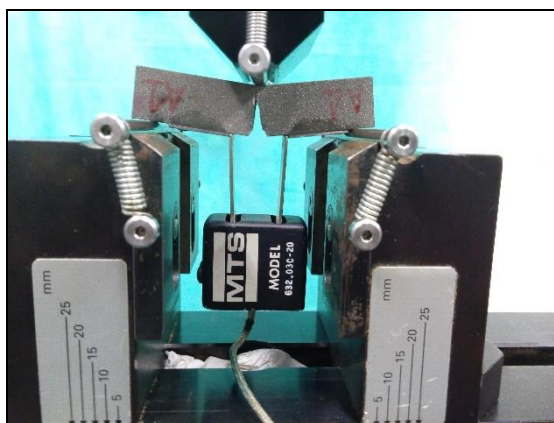


Fonte: Próprio autor.

4.2.4 Ensaio de tenacidade à fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados na máquina 810-FlexTest 40 da MTS, utilizando um dispositivo de ensaio de flexão por três pontos. Foram realizados cinco ensaios para cada orientação de manufatura. Durante a realização do ensaio, o deslocamento da abertura da trinca foi acompanhado através de um extensômetro MTS Model 632.03C – 20, fixado nos dispositivos de suporte (Figura 28).

Figura 28 – Ensaio de tenacidade a fratura.



Fonte: Próprio autor.

Através dos resultados de tensão aplicada e deslocamento da trinca, o parâmetro a ser obtido é o K_{IC} (fator de intensificação de tensões crítico, em modo I de abertura de trinca), que foi calculado com base na Equação 2 de acordo com a norma ASTM E-399.

$$K_{IC} = \frac{PQS}{\sqrt{B B_N} W^{3/2}} \quad (\text{Equação 2})$$

onde:

K_{IC} - fator de intensificação de tensões crítico;

P – carga aplicada para o início da fratura;

B – espessura do corpo de prova;

B_N – altura do final da trinca até o final do corpo de prova;

S – espaçamentos entre os pontos de aplicação de carga;

W – altura do corpo de prova;

a – tamanho da trinca;

f(a/w) – fator de correção geométrico.

A norma ASTM E-399 estabelece, para o caso de corpos de prova de flexão de três pontos com $S = 4W$ o valor do fator de correção geométrico é dado pela Equação 3.

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 3 \sqrt{\frac{a}{W}} \cdot \frac{1.99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left[2.15 - 3.93 \frac{a}{W} + 2.7 \left(\frac{a}{W}\right)^2\right]}{2 \left(1 + 2\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (\text{Equação 3})$$

4.2.5 Ensaio de microdureza Vickers

Para a realização dos ensaios de microdureza Vickers, foi utilizado um microdurômetro digital “Micro Hardness Tester” (HMV-12) da marca Shimadzu, pertencente ao LABIOMEQ/DEM/FEM/UNICAMP (Figura 29). Foram feitas 15 medidas em cada amostra, aplicando uma carga de 0,5 kgf (4,903 N) durante 15 segundos com um penetrador do tipo pirâmide de diamante.

Figura 29 – Microdurômetro Shimadzu (HMV-12).



Fonte: Próprio autor.

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E FRACTOGRAFIA

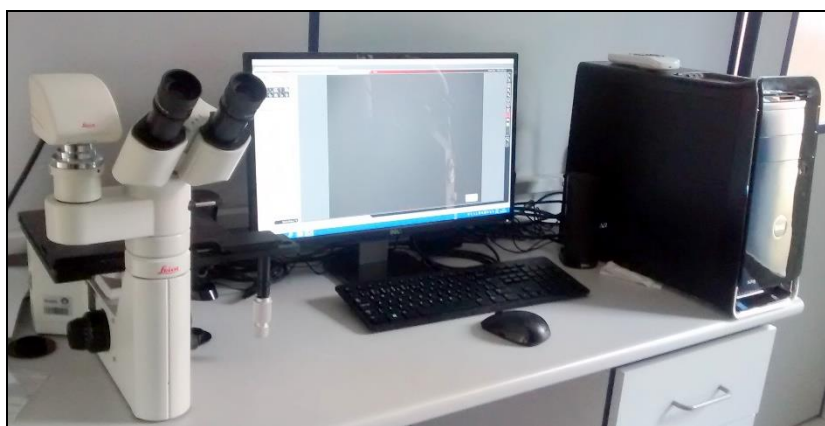
Para a obtenção das fractografias e análise da morfologia do pó, as amostras foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando o microscópio Zeiss EVO LS 15 localizado no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – FEIS/UNESP (Figura 30) e o Stereo Discovery V8 da Zeiss (Figura 28). As micrografias por microscopia óptica (MO) foram realizadas no Laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais do DEMM/FEM/UNICAMP utilizando um microscópio óptico DM IL LED da Leica (Figura 31).

Figura 30 – Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO LS 15.



Fonte: Próprio autor.

Figura 31 – Microscópio Óptico DM IL LED da Leica.



Fonte: Próprio autor.

4.4 ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A análise por difração de raios-X teve como objetivo identificar transformações de fases decorrentes do tratamento térmico de alívio de tensões residuais. A difração realizada no difratômetro Geigerflex X'Pert PRO da PANalytical, pertencente ao Laboratório de Recursos Analíticos e Calibração (LRAC) da Faculdade de Engenharia Química - UNICAMP. A tensão aplicada para realização do ensaio foi de 30 kV, com corrente de 15 mA e o ângulo de varredura variou de 20° a 100°, a uma velocidade de 0,016°/s utilizando como fonte de radiação CuK α ($\lambda=1,54060$ Å). As fichas utilizadas para a identificação das fases foram a 044-1294 e 044-1288 (ANEXOS A e B).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

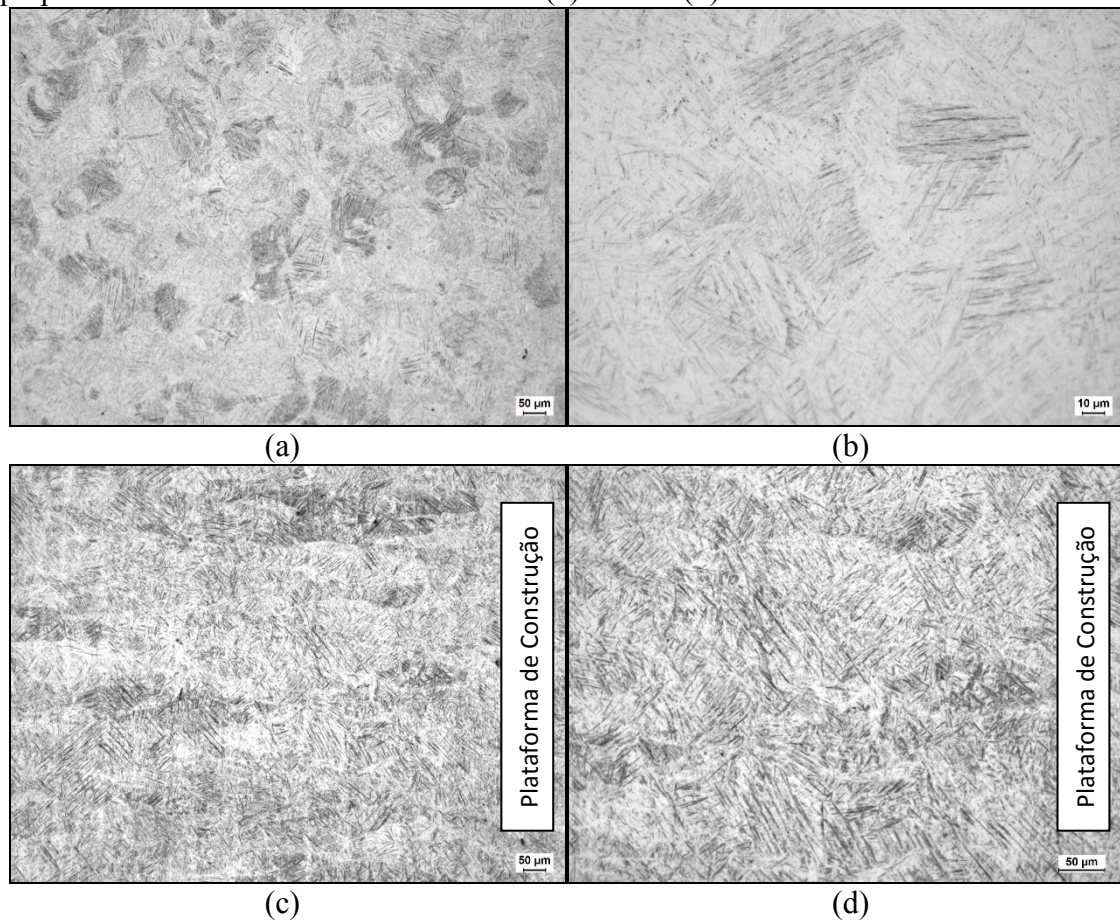
5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As amostras tratadas termicamente (650 °C por 3 horas) e a como produzida foram analisadas por microscopia óptica, com aumentos de 100x e 200x, através do corte paralelo e perpendicular à plataforma de construção (PC), com o objetivo de analisar possíveis alterações na microestrutura devido ao tratamento térmico.

As Figuras 32, 33, 34 e 35 demonstram as micrografias da amostra como produzida e das amostras com tratamento térmico, onde é possível visualizar uma microestrutura com colônias martensíticas refinadas e equiaxiais (Figuras 32a, 32b, 33a, 33b, 34a, 34b, 35a e 35b), orientadas em direção a plataforma de construção (Figuras 32c, 32d, 33c, 33d, 34c, 34d, 35c e 35d). Essa característica provida do processo de fabricação, se deve ao fato de que, quando o laser incide sobre o pó metálico espalhado sobre a plataforma de construção, cria-se uma poça de fusão que é rapidamente solidificada fazendo com que essas colônias martensíticas criem este tipo de morfologia no sentido onde há maior dissipação de calor, saindo da última camada construída, até ao substrato e, por fim à plataforma de construção.

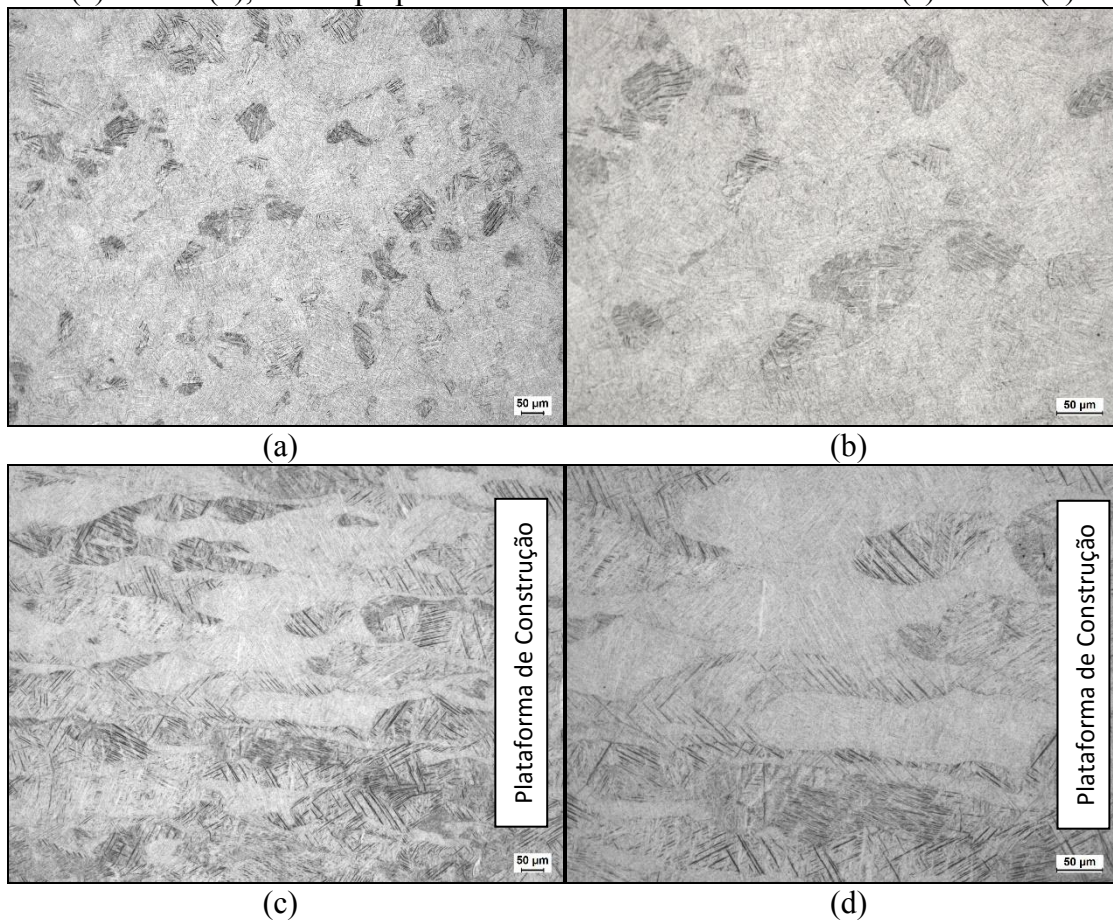
Em todas as micrografias, tanto a amostra como produzida, quanto as amostras no estado de tratamento térmico apresentam uma estrutura martensítica hexagonal em forma de agulhas denominada fase α' , não tendo alteração em sua morfologia.

Figura 32 – Microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V produzida por DMLS sem tratamento térmico. Corte paralelo à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b), e corte perpendicular à PC com aumento de 100x (c) e 200x (d).



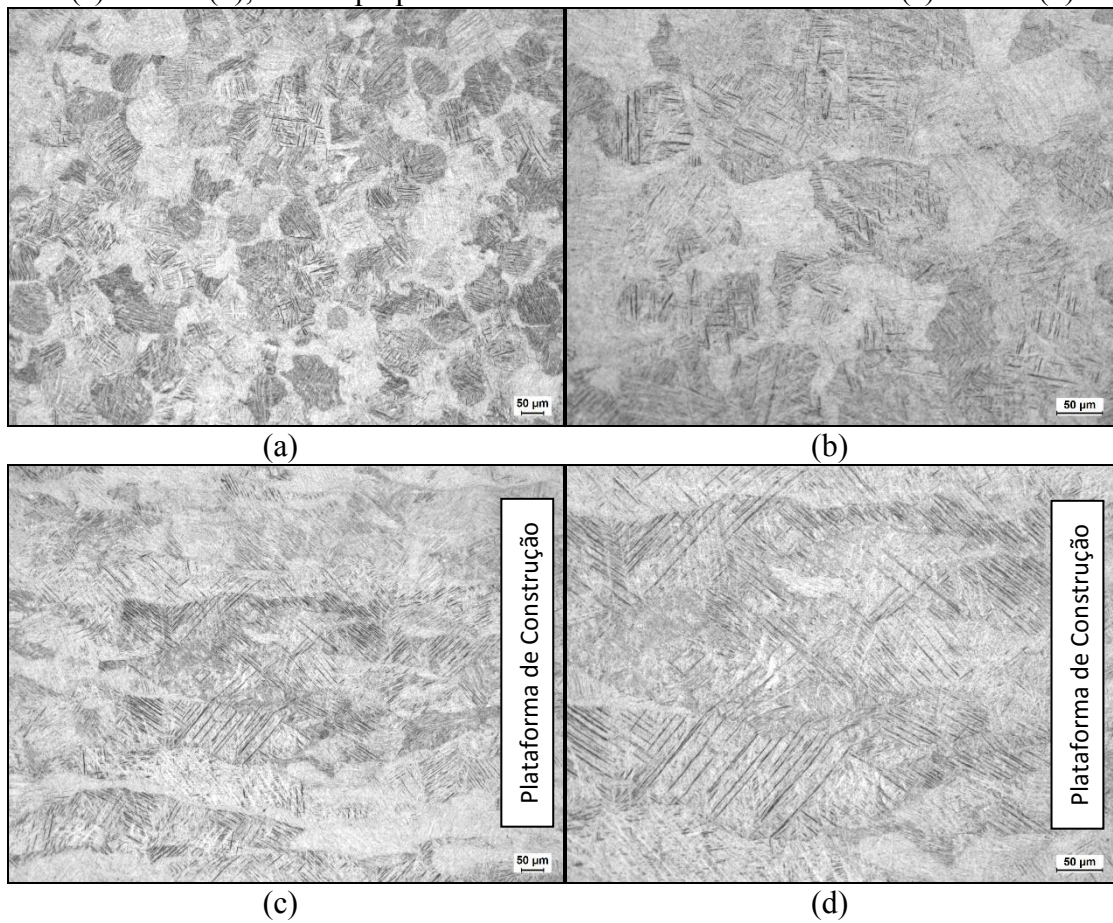
Fonte: Próprio autor.

Figura 33 – Microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V produzida por DMLS com tratamento de alívio de tensões (orientação A). Corte paralelo à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b), e corte perpendicular à PC com aumento de 100x (c) e 200x (d).



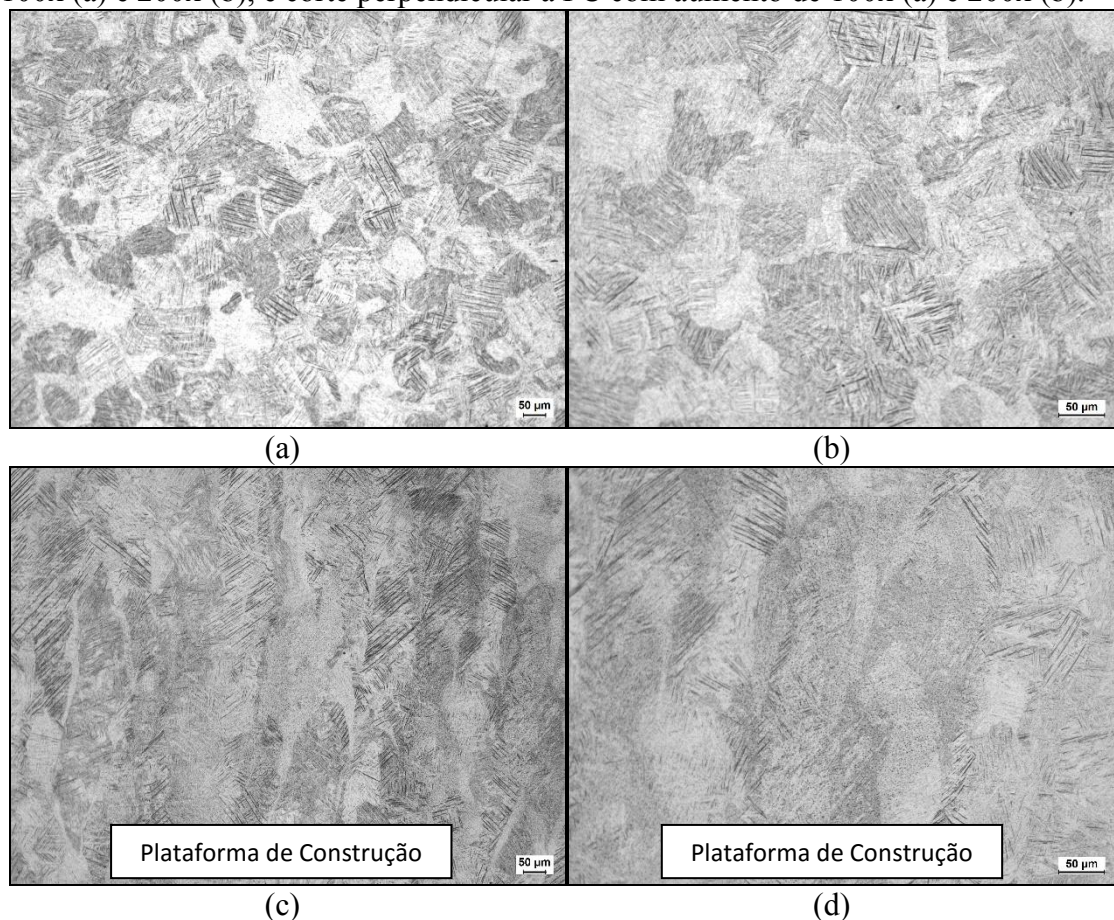
Fonte: Próprio autor.

Figura 34 – Microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V produzida por DMLS com tratamento de alívio de tensões (orientação B). Corte paralelo à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b), e corte perpendicular à PC com aumento de 100x (c) e 200x (d).



Fonte: Próprio autor.

Figura 35 – Microestrutura da amostra de Ti-6Al-4V produzida por DMLS com tratamento de alívio de tensões (orientação C). Corte paralelo à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b), e corte perpendicular à PC com aumento de 100x (a) e 200x (b).



Fonte: Próprio autor.

5.2 – DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Para analisar o efeito do tratamento térmico sobre as amostras produzidas, foi realizado o ensaio para identificação das fases presentes por difração de raios-X (Figura 36). Analisando os picos de difração para a amostra como produzida, nota-se a presença de uma única fase martensítica α' . A amostra submetida ao tratamento térmico apresentou picos da fase α/α' e um de fase β sugerindo que a temperatura aliada a baixa taxa de resfriamento proporcionaram energia suficiente para que houvesse precipitação da fase β . Segundo Lopes (2011) quando as ligas α' são submetidas a tratamentos térmicos isotérmicos, a fase martensítica se decompõe, produzindo as fases α e β por difusão atômica, onde os átomos se deslocam livremente pela rede cristalina, enriquecendo uma região de fase β e, como consequência, deixando outra região rica em

α , porém não houve alteração de sua morfologia conforme mostra as análises dos corpos de prova como manufaturada (Figura 37a) e com tratamento térmico (Figura 37b). A fase α e α' se diferenciam apenas pelo tipo de mecanismo de formação, sendo a primeira por difusão atômica e a segunda por cisalhamento de planos atômicos, ambas pertencendo ao mesmo grupo espacial $P6_3/mmc$ (LOPES, 2009).

Figura 36 - Difratogramas da amostra como produzida e com tratamento térmico (650 °C – 3 horas).

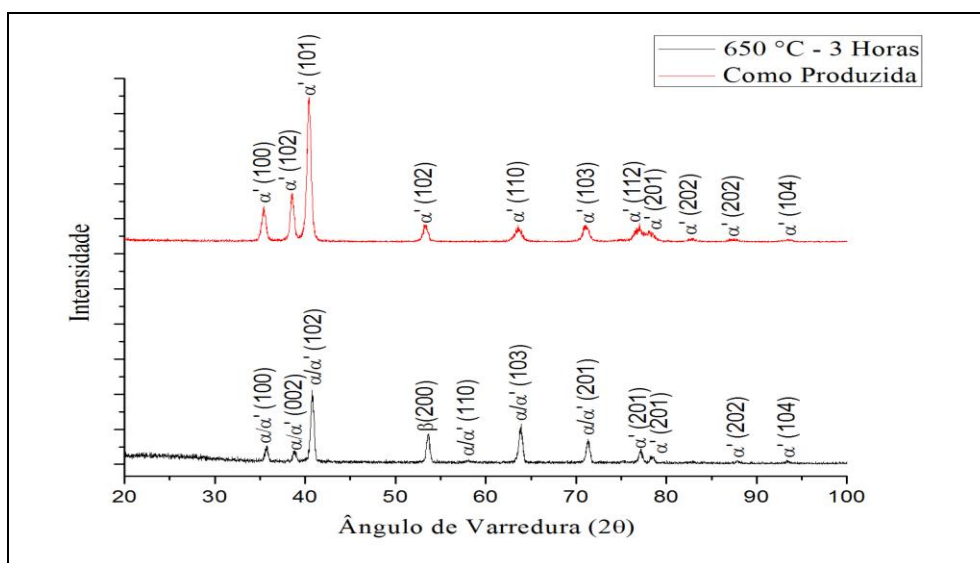
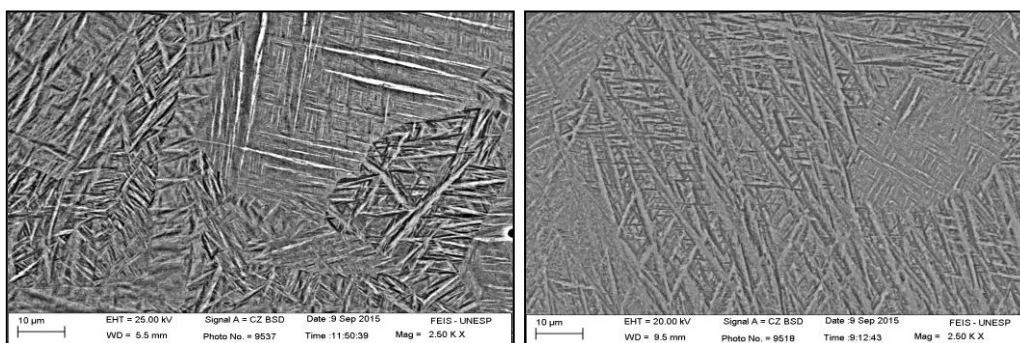


Figura 37 – Fase martensítica hexagonal α' presente na liga Ti-6Al-4V - (a) Como produzida e (b) com tratamento térmico.



(a)

(b)

5.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Na Tabela 6, verifica-se os valores obtidos através do ensaio de tração dos corpos de prova da liga Ti-6Al-4V. As amostras 5A e 5C apresentaram defeitos superficiais que poderiam influenciar na obtenção dos resultados, sendo assim, foram excluídas.

Tabela 6 – Resultados dos ensaios de tração.

Orientação de Prototipagem	CP	Limite de Resistência à Tração (Mpa)	Limite de Escoamento (Mpa)	Alongamento (%)
A	1A	633	618	1,0
	2A	667	640	2,8
	3A	856	810	2,0
	4A	1106	1060	2,3
	5A	-	-	-
	<u>Média</u>	<u>816 ± 188</u>	<u>782 ± 177</u>	<u>2,0 ± 0,7</u>
B	1B	1286	1214	3,6
	2B	1129	1096	1,8
	3B	1119	1082	1,8
	4B	1104	1051	7,4
	5B	1082	1010	5,0
	<u>Média</u>	<u>1144 ± 73</u>	<u>1090 ± 73</u>	<u>3,9 ± 2,1</u>
C	1C	1268	1231	8,2
	2C	1088	954	4,7
	3C	1079	975	7,3
	4C	1106	898	3,9
	5C	-	-	-
	<u>Média</u>	<u>1170 ± 98</u>	<u>1014 ± 128</u>	<u>6,0 ± 1,8</u>

Fonte: Próprio autor.

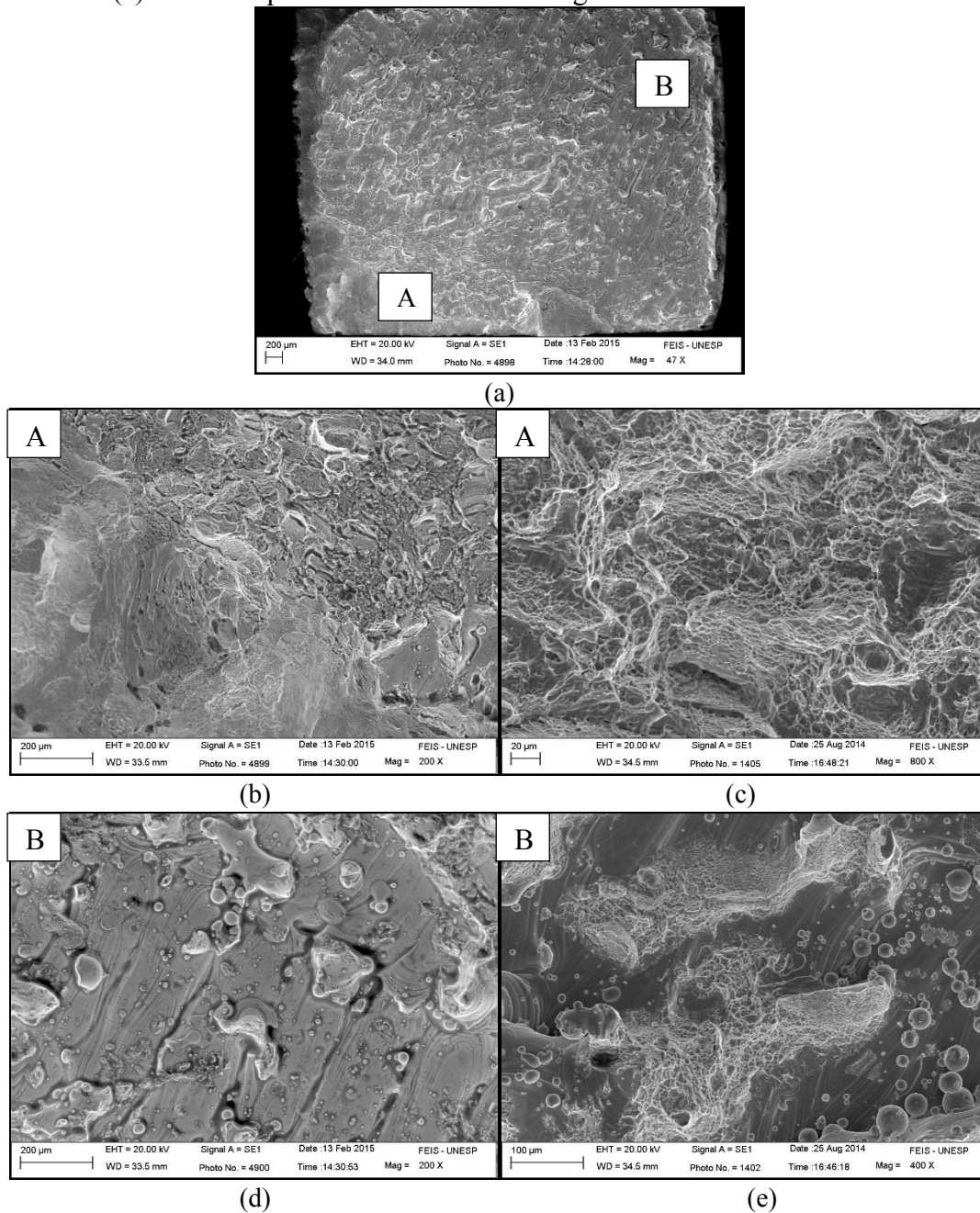
As amostras manufaturadas na orientação de construção A, 1A e 2A, apresentaram valores de limite de resistência à tração e limite de escoamento muito abaixo da média quando relacionado às demais orientações. Pelas fractografias da amostra 1A (Figuras 38d e 38e), pode-se observar que em uma grande parte da região fraturada, é identificado partículas do pó da liga metálica e regiões onde houve falta de fusão do material, o que pode ter propiciado a perda de resistência mecânica (o mesmo

ocorreu na amostra 2A), interferindo assim na análise da influência da orientação de prototipagem pelo ensaio de tração. Nas regiões onde não apresentaram falta de fusão, o micromecanismo de fratura é por microcavidades.

As orientações B e C apresentaram valores de resistência à tração e limite de escoamento muito próximos, indicando que não houve perda nas características mecânicas entre essas duas orientações de construção. O micromecanismo de fratura pode ser observado nas fractografias das amostras 1B (Figura 39) e 1C (Figura 40), também sendo caracterizado por microcavidades.

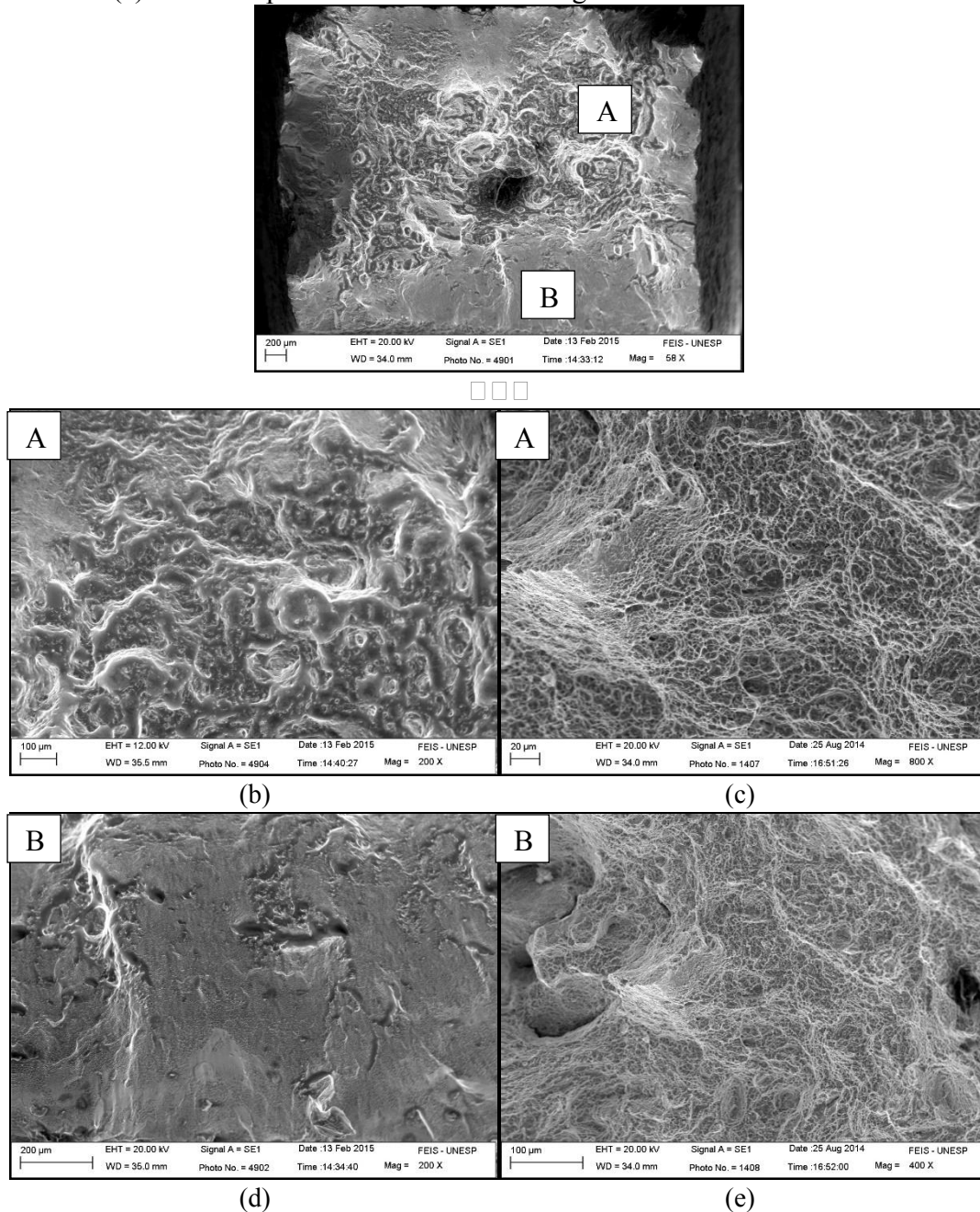
Embora existam diferenças entre os resultados de resistência à tração e limite de escoamento, em todas as orientações de manufatura, os valores de resistência a tração foram muito próximos e na maioria dos casos superiores a de 895 a 930 MPa da mesma liga de Ti-6Al-4V recozida (MELLO, 2004) e dos valores considerados satisfatórios para aplicações cirúrgicas exigidos pela norma ASTM F136 (Tabela 3).

Figura 38 – Fractografias dos corpos de prova de Ti-6Al-4V produzida por DMLS, na orientação de prototipagem A. (a) – Área da região fraturada; (b) – Região A da área fraturada; (c) – Fratura por microcavidades na Região A; (d) – Região B da área fraturada e (e) – Fratura por microcavidades na Região B.



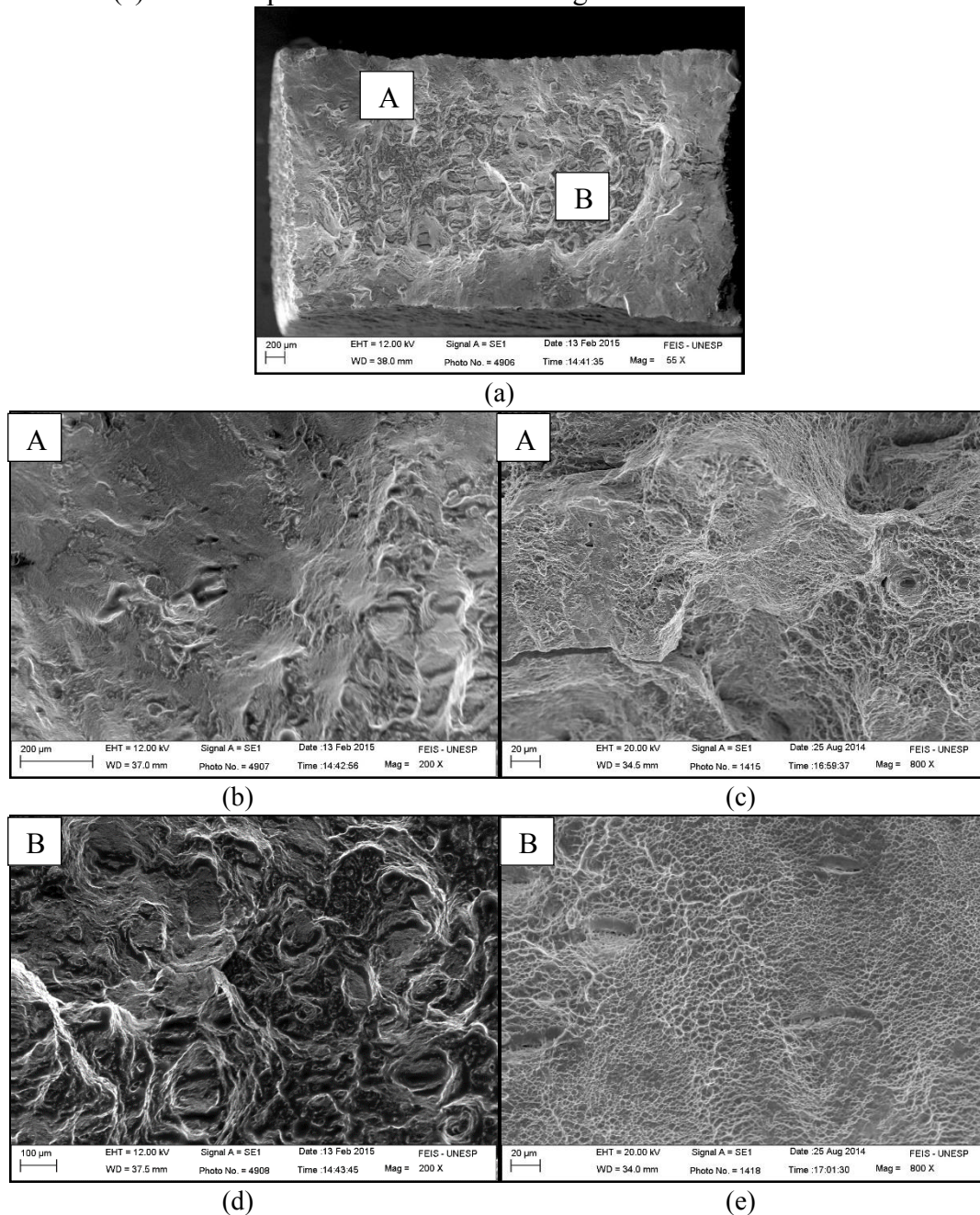
Fonte: Próprio autor.

Figura 39 – Fractografias dos corpos de prova de Ti-6Al-4V produzida por DMLS, na orientação de prototipagem B. (a) – Área da região fraturada; (b) – Região A da área fraturada; (c) – Fratura por microcavidades na Região A; (d) – Região B da área fraturada e (e) – Fratura por microcavidades na Região B.



Fonte: Próprio autor.

Figura 40 – Fractografias dos corpos de prova de Ti-6Al-4V produzida por DMLS, na orientação de prototipagem C. (a) – Área da região fraturada; (b) – Região A da área fraturada; (c) – Fratura por microcavidades na Região A; (d) – Região B da área fraturada e (e) – Fratura por microcavidades na Região B.



Fonte: Próprio autor.

5.4 ENSAIO DE FADIGA

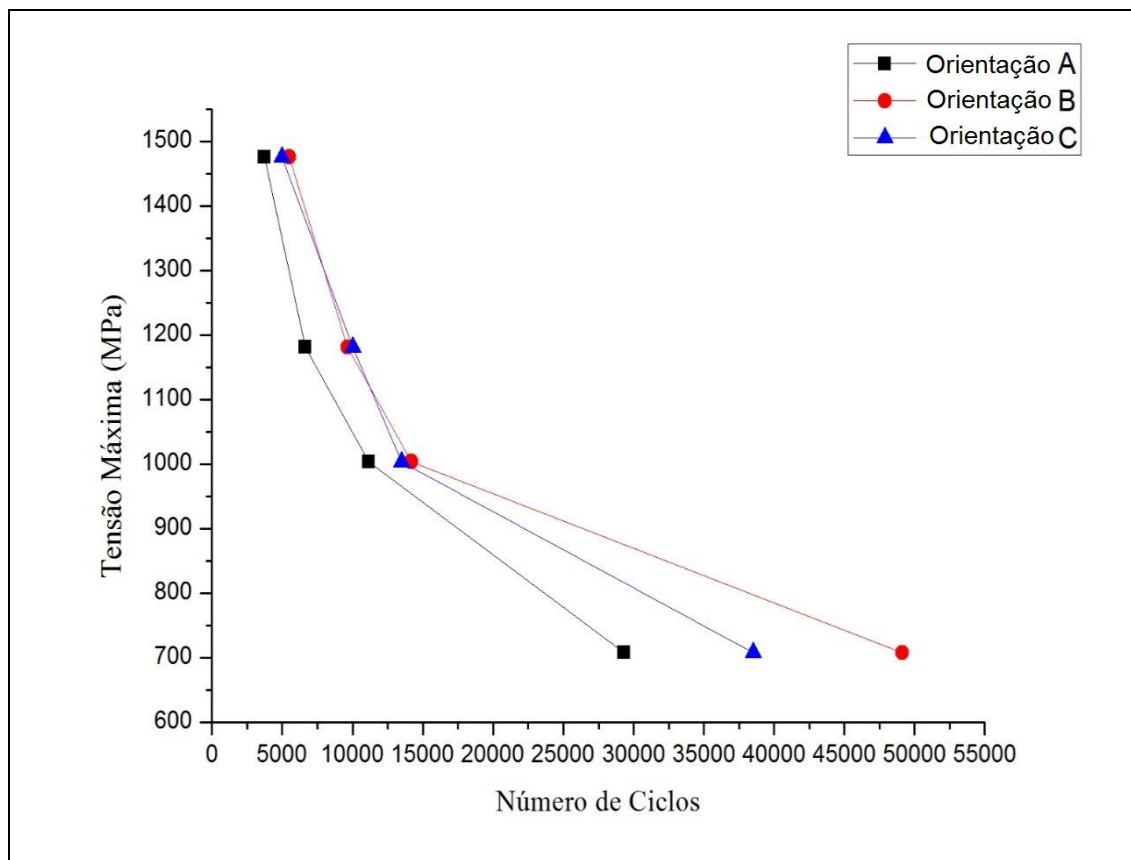
Os resultados obtidos através dos ensaios de fadiga estão representados na Tabela 7. Todos os CP's foram expostos às respectivas cargas até a ruptura. Na Figura 41 estão representadas as curvas de resistência à fadiga ($\sigma - N$) para os diferentes tipos de orientação de manufatura.

Tabela 7 – Resultados dos ensaios de fadiga da liga Ti-6Al-4V.

Carga Máxima (N)	Tensão Máxima (MPa)	Orientação de Prototipagem	Número de Ciclos
25000	1476	A	3.473
		B	5.491
		C	4.984
20000	1181	A	6.652
		B	9.651
		C	10.021
17000	1004	A	11.163
		B	14.195
		C	13.505
12000	708	A	29.325
		B	49.127
		C	38.506

Fonte: Próprio autor.

Figura 41 – Curva $\sigma \times N$ da liga Ti-6Al-4V para orientações de prototipagem diferentes.



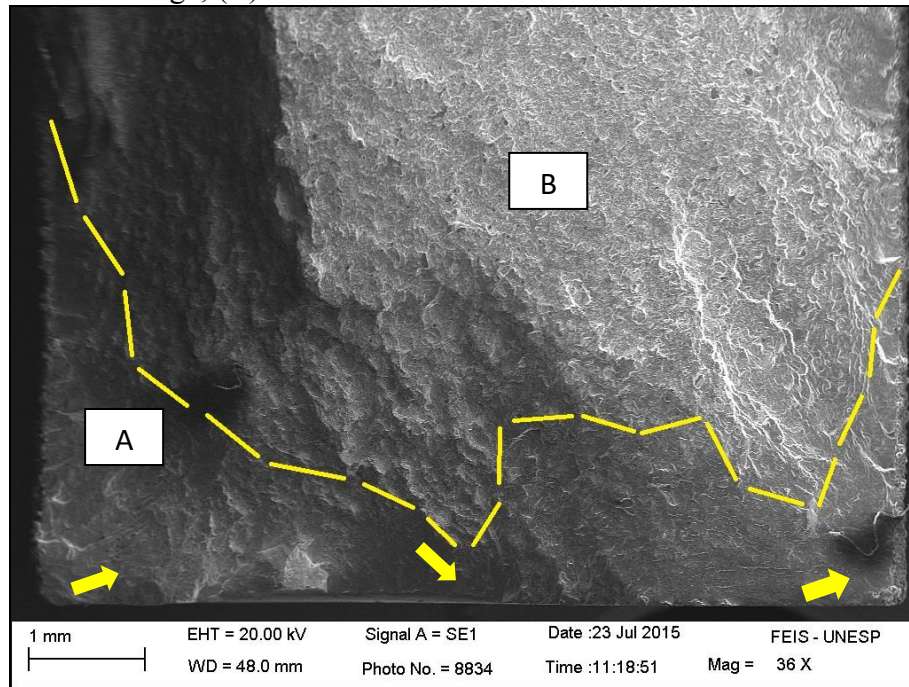
Fonte: Próprio autor.

Observa-se que, para os mesmos níveis de tensões máximas aplicadas nos corpos de prova, a orientação de manufatura A obteve menor vida à fadiga, o que é evidenciado pelo baixo número de ciclos necessários para a ruptura total. As orientações B e C, apresentaram números de ciclos muito próximos até os valores de tensão máxima 1476, 1181 e 1004 MPa. Já na tensão de 708 MPa a diferença no número de ciclos entre estas orientações de construção ganham maior evidência, tendo o B para este mesmo nível de tensão maior vida à fadiga.

As fractografias dos corpos de prova (Figura 42, 43 e 44) apresentam a região onde os mesmos foram submetidos a esforços de tração no ensaio de fadiga por flexão. A linha pontilhada limita, aproximadamente, a zona de fadiga (A) e a zona de fratura final (B) e as setas identificam as regiões onde ocorreram a possível nucleação e

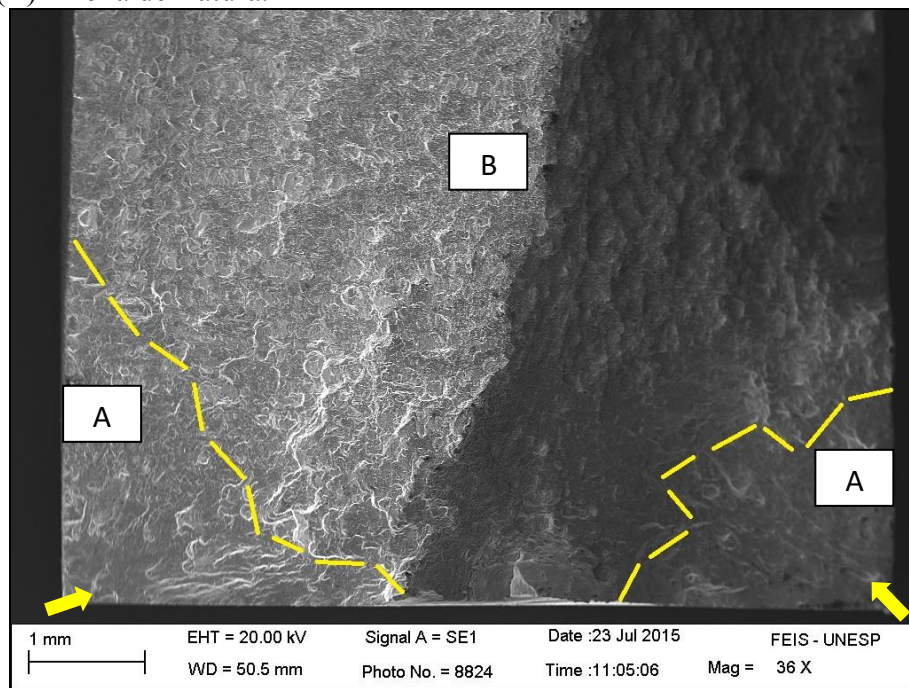
propagação das trincas. Os corpos de prova escolhidos para tal análise, foram os ensaiados com tensão de 1181 MPa.

Figura 42 – Superfície de fratura do corpo de prova produzido por DMLS na orientação A. (A) – zona de fadiga; (B) – zona de fratura .



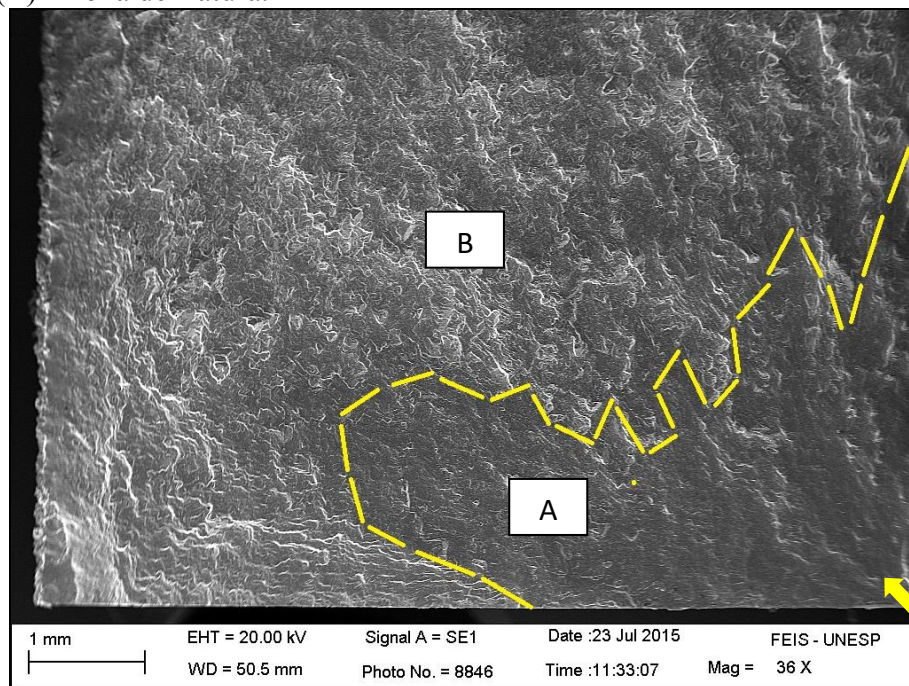
Fonte: Próprio autor

Figura 43 - Superfície de fratura do corpo de prova na orientação B. (A) – zona de fadiga; (B) – zona de fratura.



Fonte: Próprio autor.

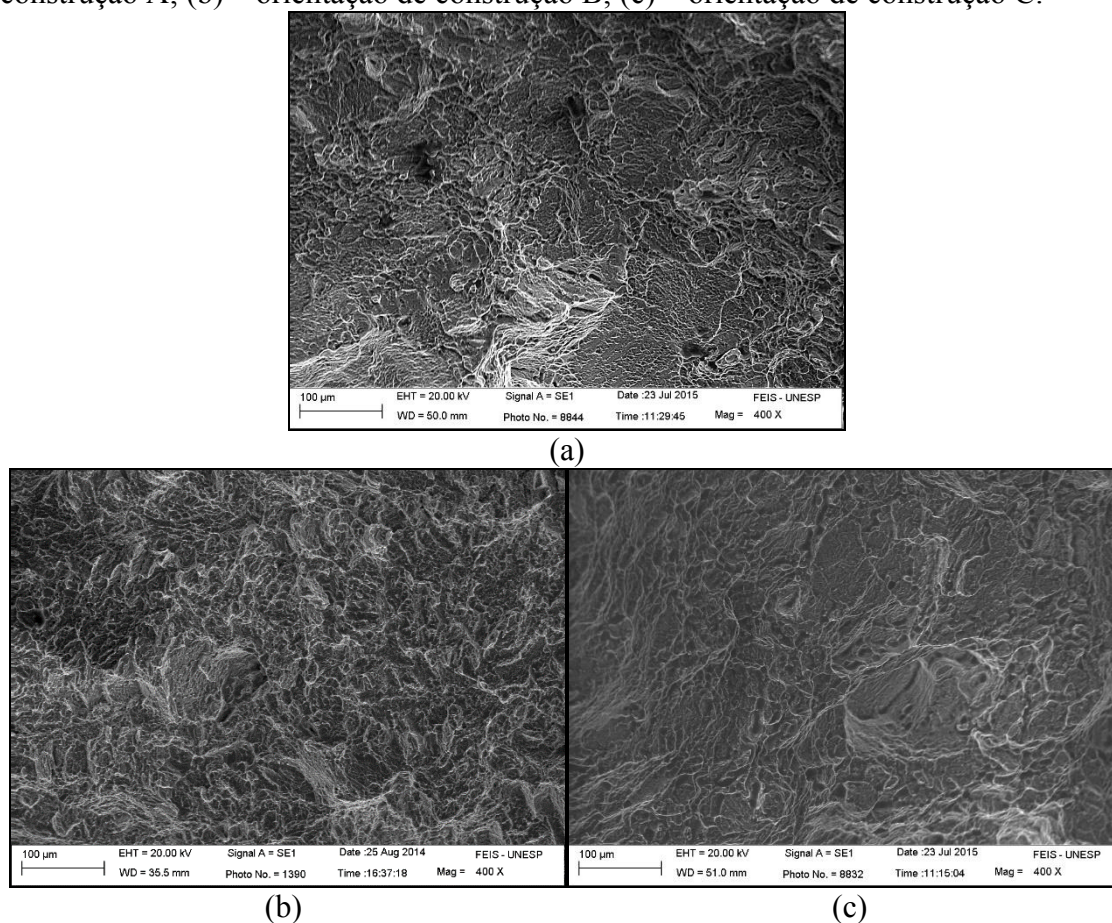
Figura 44 - Superfície de fratura do corpo de prova na orientação C. (A) – zona de fadiga; (B) – zona de fratura.



Fonte: Próprio autor.

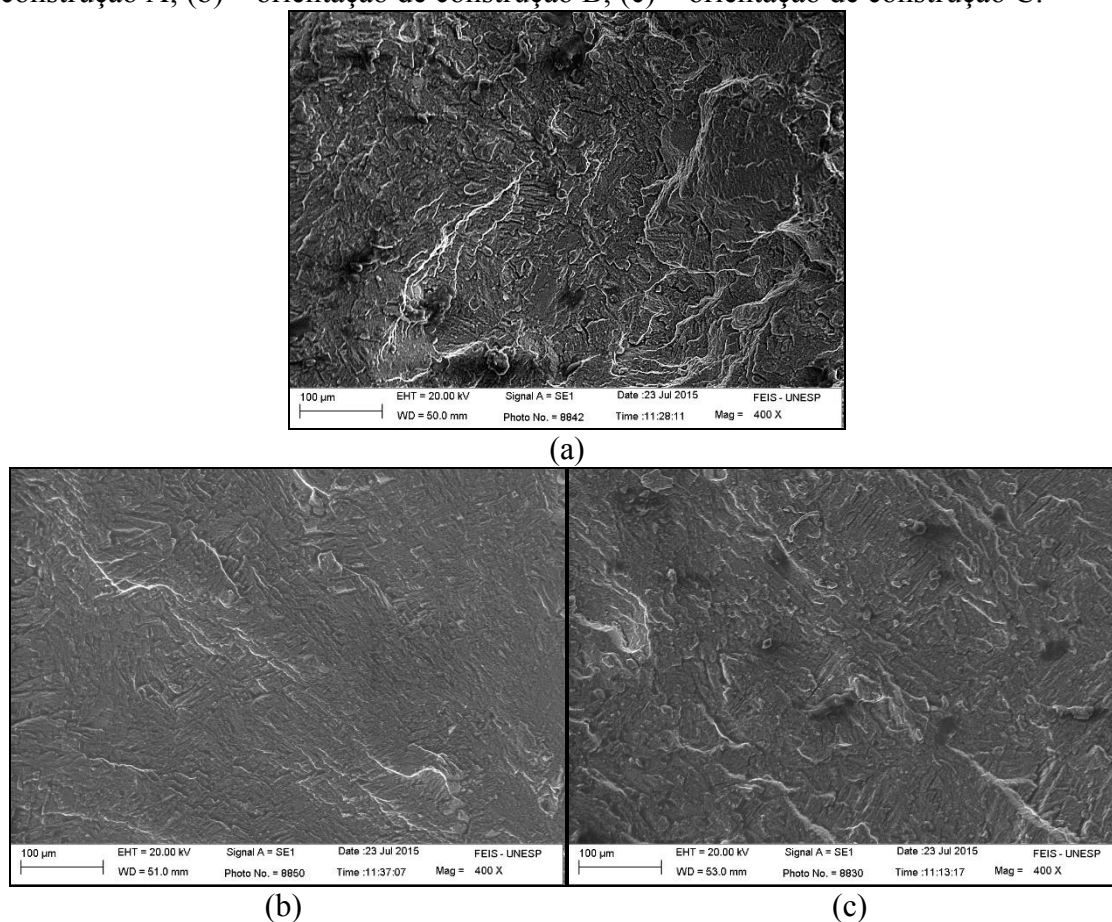
O micromecanismo de fratura que prevalece em toda a extensão da zona de fratura final (B) é totalmente dúctil em todas as orientações de construção (A, B e C). As Figuras 45a, 45b e 45c revelam a presença de microcavidades provenientes da deformação plástica, nas regiões onde a fratura repentina ocorre. As fractografias apresentadas nas Figuras 46a, 46b e 46c demonstram as regiões da propagação da trinca na zona de fadiga (A).

Figura 45 – Fractografia da superfície da zona de fratura final (B) . (a) – orientação de construção A; (b) – orientação de construção B; (c) – orientação de construção C.



Fonte: Próprio autor.

Figura 46 - Fractografia da superfície da zona de fadiga (A). (a) – orientação de construção A; (b) – orientação de construção B; (c) – orientação de construção C.



Fonte: Próprio autor.

5.5 PRÉ-TRINCA POR FADIGA

Durante a realização do ensaio de fadiga para obtenção da pré-trinca, o corpo de prova da orientação de construção B (B2) teve seu ensaio interrompido devido ao suporte do *clip-on-gage* ter descolado, sendo assim, foram retirados os suportes e a superfície de colagem lixada para posteriormente serem colados, submetendo novamente ao ensaio. A amostra não foi invalidada, pois o fato ocorreu ao colocar o extensômetro e devido à pressão sobre os suportes, os mesmos descolaram. Apesar desta ocorrência, o método por colagem de suportes comprovou ser eficiente, não afetando na medição do CTOD nas demais amostras. O corpo de prova C2 fraturou na pré-trinca.

A Tabela 8 representa os valores de carga inicial e final da pré-trinca, o fator de intensificação de tensão (K), o número de ciclos necessários para a propagação da pré-trinca e a carga máxima durante a nucleação da pré-trinca. O corpo de prova B1 foi o primeiro a ser ensaiado, portanto, até o ajuste ideal da carga inicial o mesmo permaneceu no equipamento, justificando o número de ciclos maior em relação aos demais.

Tabela 8 – Parâmetros do ensaio de pré-trinca por fadiga.

Corpo de prova	Carga inicial/final na pré-trinca (N)	K final na pré-trinca (MPa.m ^{0.5})	Número de ciclos	Carga máxima CTOD (N)
A-1	6000/1564	20	25962	2673
A-2	5936/1565	20	22132	2592
A-3	5871/1551	20	28098	2638
A-4	5906/1550	20	29042	2603
A-5	5649/1545	20	37645	2626
B-1	4994/1601	20	97933	3366
B-2	-	20	-	-
B-3	5838/1594	20	22804	3041
B-4	5915/1631	20	24468	2853
B-5	6070/1629	20	25170	3153
C-1	5856/1610	20	30571	2893
C-2	Fraturou na pré-trinca	20	-	-
C-3	5587/1583	20	33888	2989
C-4	5694/1623	20	29726	3091
C-5	6074/1584	20	24168	2486

Fonte: Próprio autor.

5.6 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

Para a análise da influência da deposição das camadas em cada orientação de construção nas propriedades mecânicas através do ensaio de tenacidade à fratura, o parâmetro escolhido para a comparação entre os resultados obtidos foi o K_{IC} . Na Tabela 9 estão expressos os valores obtidos através das equações citadas no item 4.5.4, como também os valores médios para cada orientação de construção dos corpos de prova.

Conclui-se pela tabela abaixo que, a orientação de construção B demonstrou maior resistência à tenacidade à fratura, apresentando valores significativos em relação aos demais, evidenciando o efeito da deposição das camadas sobre a orientação de construção como um fator de perda de resistência.

Tabela 9 – Valores de K_{IC} para cada orientação de construção das camadas (A, B e C).

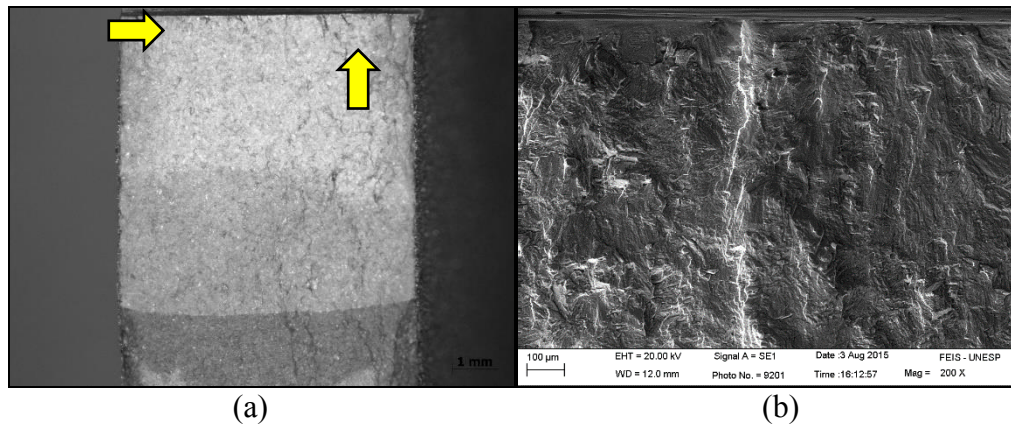
Orientação de Prototipagem	Corpos de Prova	K_{IC} (MPa . \sqrt{m})
A	1A	61,14
	2A	64,30
	3A	60,99
	4A	64,77
	5A	63,55
	<u>Média/Desvio Padrão A:</u>	<u>62,55 ± 1,78</u>
B	1B	76,28
	2B	69,76
	3B	73,83
	4B	81,89
	5B	82,64
	<u>Média/Desvio Padrão B:</u>	<u>76,88 ± 5,45</u>
C	1C	72,13
	2C	-
	3C	62,27
	4C	63,73
	5C	66,06
	<u>Média/Desvio Padrão C:</u>	<u>66,05 ± 4,35</u>

Fonte: Próprio autor.

As setas amarelas nas fractografias das Figuras 47a, 48a e 49a indicam as trincas encontradas na superfície do entalhe que surgiram no ensaio de pré-trinca e as

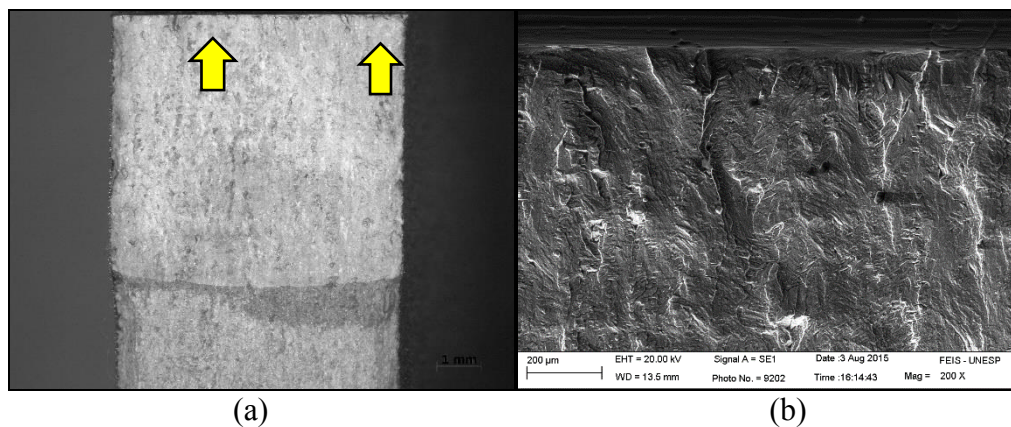
Figuras 47b, 48b e 49b demonstram a superfície da região onde as trincas se propagaram.

Figura 47 – Fractografia do corpo de prova de tenacidade à fratura – construção A.



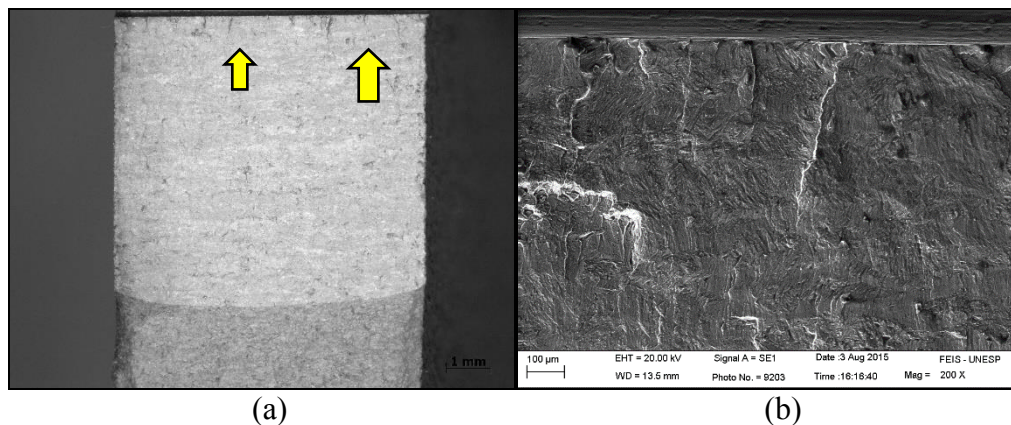
Fonte: Próprio autor.

Figura 48 – Fractografia do corpo de prova de tenacidade à fratura – construção B.



Fonte: Próprio autor.

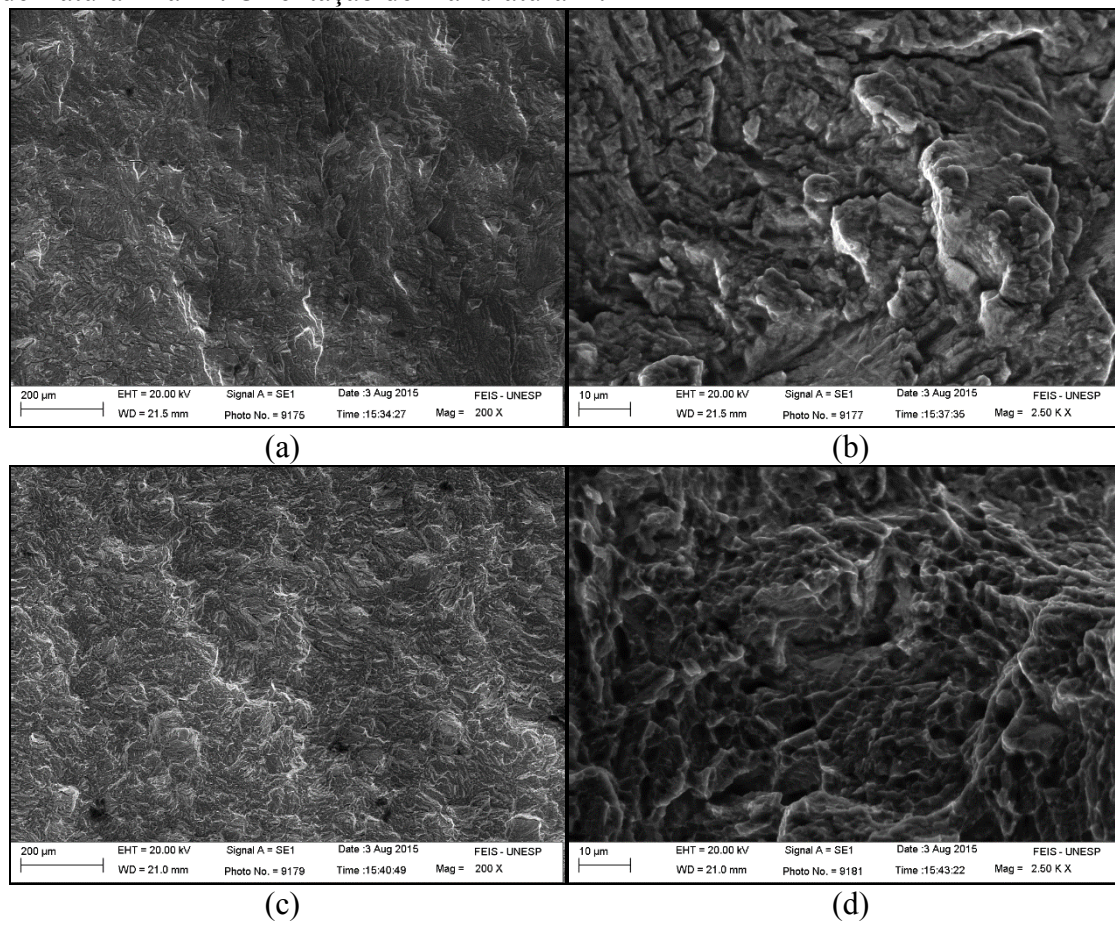
Figura 49 – Fractografia do corpo de prova de tenacidade à fratura – construção C.



Fonte: Próprio autor.

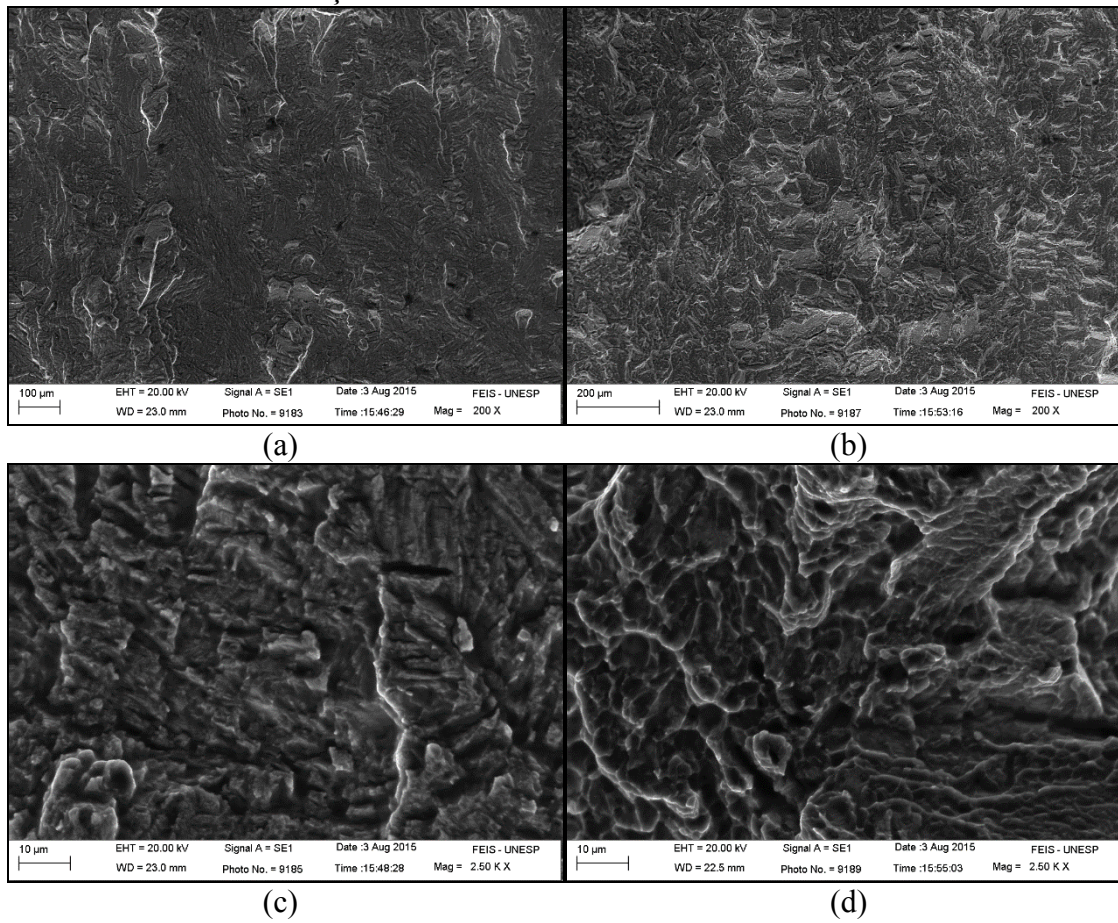
As figuras a seguir representam as fractografias da região da propagação (A) da trinca e da região de fratura repentina (B). Em todas as fractografias nas regiões de fratura repentina é possível identificar o mesmo micromecanismo de fratura por microcavidades em todas as orientações de prototipagem A, B e C (Figura 50d, 51d, 52d). Nas Figuras 50c, 51c e 52c estão representadas as regiões onde houve a propagação das trincas pelo ensaio de pré-trinca por fadiga.

Figura 50 – (a) e (b) Região de propagação da pré-trinca por fadiga A e (c) e (d) região de fratura final B. Orientação de manufatura A.



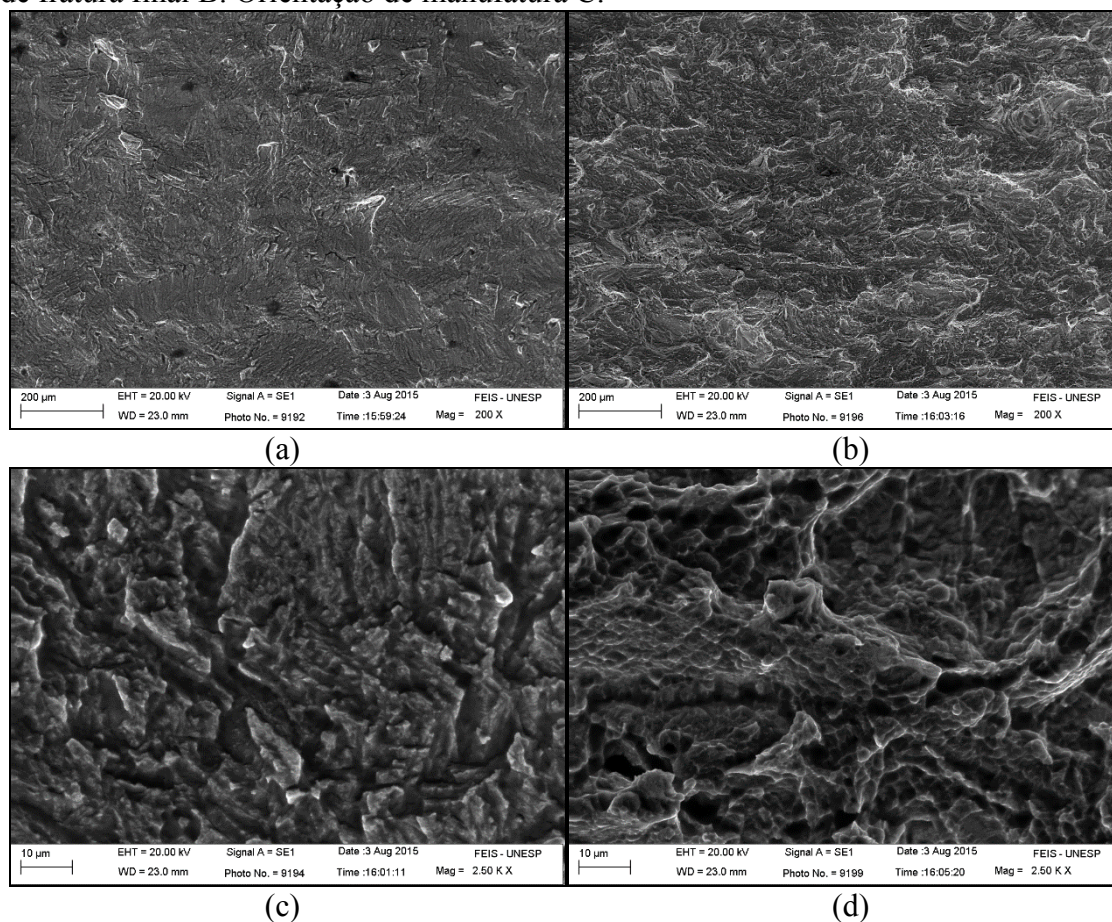
Fonte: Próprio autor.

Figura 51 – (a) e (b) Região de propagação da pré-trinca por fadiga A e (c) e (d) região de fratura final B. Orientação de manufatura B.



Fonte: Próprio autor.

Figura 52 – (a) e (b) Região de propagação da pré-trinca por fadiga A e (c) e (d) região de fratura final B. Orientação de manufatura C.



Fonte: Próprio autor.

5.7 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

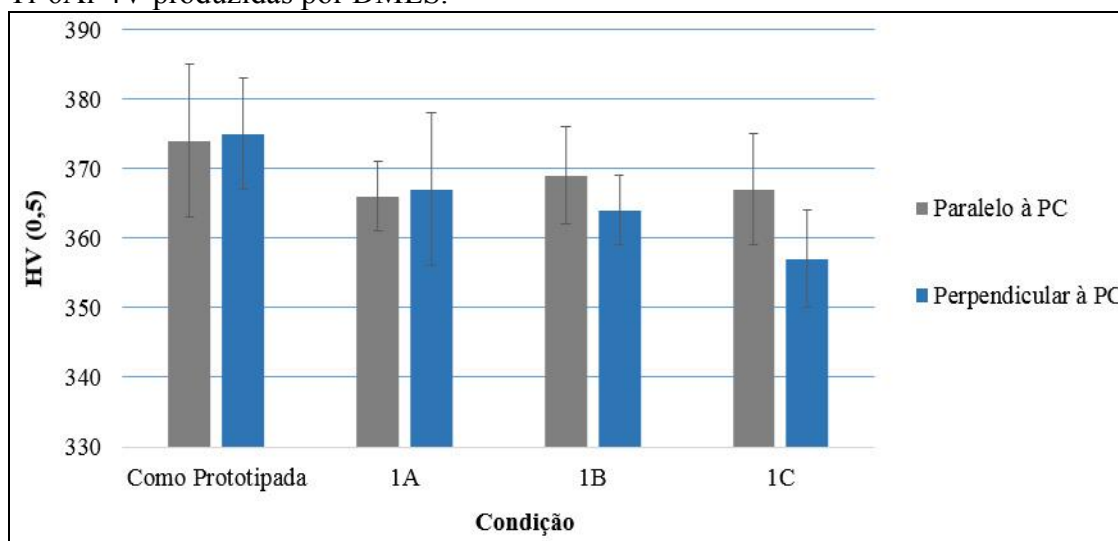
Foram obtidas as medidas de microdureza Vickers tanto na amostra como produzida, quanto nas amostras na orientação A, B e C que sofreram tratamento térmico a temperatura de 650 °C por 3 horas. Na Tabela 9 e na Figura 53 estão representados os valores médios e os respectivos desvios padrão. Pode-se verificar que mesmo com uma pequena precipitação da fase β e da fase α , detectadas pela difração de raio-X nas amostras tratadas termicamente não houve diferença significativa nos valores de microdureza (Figura 36).

Tabela 10 – Resultados de microdureza Vickers para as amostras do estudo de tratamento térmico e orientação de construção das camadas da liga Ti-6Al-4V/DMLS.

Condição	Paralelo à PC (HV 0,5)	Perpendicular à PC (HV 0,5)
Como produzida	374 ± 11	375 ± 8
Orientação A	366 ± 5	367 ± 11
Orientação B	369 ± 7	364 ± 5
Orientação C	367 ± 8	357 ± 7

Fonte: Próprio autor.

Figura 53 – Gráfico dos valores médios de microdureza Vickers das amostras da liga Ti-6Al-4V produzidas por DMLS.



Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1 CONCLUSÕES

A liga Ti-6Al-4V é uma das ligas de titânio mais utilizadas como biomateriais, oferecendo excelente resistência mecânica, se tornando uma ótima opção como matéria-prima para o processo DMLS na fabricação de implantes.

Concluiu-se que a estrutura morfológica presente nos componentes produzidos por DMLS é constituída por colônias de martensita α' orientadas no sentido da plataforma de construção, onde há maior dissipação de calor. O tratamento térmico proporcionou a precipitação da fase β através da difusão atômica a partir da matriz α' , permitindo também a identificação da fase α , aumentando sua ductilidade, fator este evidenciado pelos menores valores de dureza quando comparado à amostra como produzida. Sobre o ponto de vista de microdureza, não houve grandes diferenças nos valores de acordo com a variação no sentido de construção nas camadas.

No ensaio de tração não foi possível evidenciar a influência da orientação de construção das camadas, devido às falhas decorrentes do processo de fabricação apresentadas na amostra da orientação A, porém pode-se concluir que os valores na orientação de construção A, B e C estão dentro das especificações exigidas pela norma ASTM F136 para aplicações como implantes cirúrgicos. Já nos ensaios de fadiga e tenacidade à fratura é evidente a perda nas propriedades mecânicas nos corpos de prova manufaturados na orientação A. Também é possível determinar que a orientação de construção que representou melhores valores de resistência à tenacidade à fratura e resistência a fadiga foi a B, seguido de valores muito próximos da orientação de construção C. O micromecanismo de fratura presente nos corpos de prova em todos os ensaios mecânicos foi por microcavidades, não havendo alteração com os três tipos de construção de camadas.

6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Fazer ensaios mecânicos para avaliar o comportamento mecânico dos componentes da liga Ti-6Al-4V produzidos por DMLS em diferentes orientações de construção de camadas, variando a temperatura, analisando a influência das fases sobre as propriedades mecânicas.
- Realizar os ensaios mecânicos em meio corrosivo para analisar o comportamento da liga quando submetida à meios hostis.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS- ASTM. **ASTM F136:** standard specification for wrought titanium-6aluminum-4vanadium ELI (Extra Low Interstitial) alloy for surgical implant applications (UNS R56401). West Conshohocken, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS- ASTM . **ASTM E399:** standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{Ic} of metallic materials. West Conshohocken, 2013.

CALLISTER, W. D; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais:** um introdução. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2013. p.105 – 168.

ESPERTO, L.; OSÓRIO, A. Rapid tooling, sinterização directa por laser de metais. **Revista da Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões**, Lisboa, v. 15, p. 117-124, 2008.

GREGOLIN, R. F. **Desenvolvimento, comportamento mecânico e microestrutural de uma prótese mandibular em liga de titânio produzida por sinterização a laser de metal (DMLS)**. 2013. 108 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica)– Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Ilha Solteira, 2013.

KHALIL, A. M. V. **Estudo do processo de aspersão térmica a plasma para deposição de titânio**. 2009. 140 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais e Processos)– Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2009.

LAROSA, M. A.; JARDINI, A. L.; ZAVAGLIA, C. A. C.; KHARMANDAYAN, P.; CALDERONI, D. R.; FILHO, R. M. Microstructural and mechanical characterization of a custom-built impante manufactured in titanium alloy bye direct metal laser sintering. **Advancer in Mechanical Engineering**, London, United Kingdom, v. 6, n. 945819, p. 1-8, 2014.

LEYENS, C.; PETERS, M. **Titanium and titanium alloys:** fundamentals and applications. Köln: DLR – German Aerospace Center – Institute of Materials Research, 2003. 513 p.

LOPES, E. S. N. **Correlação entre transformações de fases e comportamento mecânico de ligas Ti-Nb-Sn e sua aplicação na concepção de implantes ortopédicos com propriedades otimizadas.** 2009 . 169 f. Dissertação de (Mestrado)- Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

LOPES, E. S. N.; CREMASCO, A.; AFONSO, C. R. M.; CARAM, R. Effects of double aging heat treatment on the microstructure, Vickers hardness and elastic modulus of Ti-Nb alloys. **Materials Characterization**, London , United Kingdom, v. 62, p. 673-680, 2011.

LOPES, E. S. N. **Transformações de fases e relação entre microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Ti-Nb-Fe para aplicações biomédicas: concepção de implantes ortopédicos com rigidez gradual.** 2013. 162 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2013.

LUTJERING, G. **Titanium.** 2. ed. New York: Springer, 2007. p 177-186.

MELLO, G. M. R. **Efeito de elementos betagênicos na estabilidade de fases e propriedades de ligas de titânio para implantes ortopédicos.** 2004. 131 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica)- Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2004.

MEURER, E. et al. Os biomodelos de prototipagem rápida em cirurgia e traumatologia bucomaxilofacial: fundamentos em cirurgia e traumatologia bucomaxilofacial. **Revista de Odontologia**, São Paulo v. 7, p. 494-528 , 2007.

MORAIS, L. de S.; GUIMARÃES, G. S.; ELIAS, C. N. Liberação de íons por biomateriais metálicos. **Revista Dental Ortodon Ortop Facial**, Maringá, v. 12, n. 6, p. 48-53, nov/dez. 2007.

NIINOMI, M. Mechanical properties of biomedical titanium alloys. **Materials Science and Engineering**, Amsterdam, v. A, n. 243, p. 231-236, 1998.

OLIVEIRA, L. S. A. F; OLIVEIRA, C. S; MACHADO, A. P. L; ROSA, F. P. Biomateriais com aplicação na regeneração óssea; método de análise e perspectivas

futuras. **Revista Ciências Médicas e Biológicas**, Salvador, v. 9, n. 1, p. 37-44, 2010. Suplemento.

PEREIRA, M. M.; BUONO, V. T. L.; ZAVAGLIA, C. A. de C. Materiais metálicos: ciência e aplicação como biomateriais. In: ORÉFICE, R. L. (Org.). **Biomateriais: fundamentos e aplicações**. Rio de Janeiro: Cultura Médica, 2006. p. 39-58.

PETERS, M.; HEMPTENMACHER, J.; KUMPFERT, J.; LEYENS, C. **Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications**. Germany: DLR – German Aerospace Center Institute of Materials Research – Koln, 2005. Chapter 1 – Structure and Properties of Titanium and Titanium Alloys.

ROCHA, T. L. **Resistência à corrosão eletroquímica da liga Ti-6Al-4V prototipada para aplicações biomédicas**. 2013. 75 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica)– Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Ilha Solteira, 2013.

RODRIGUES, L. B. Aplicações de biomateriais em ortopedia. **Estudos Tecnológicos em Engenharia**, São Leopoldo, v. 9, n. 2, p. 63-76, jun-dez 2013.

SINHORETI, M. A. C; VITTI, R. P; CORRER-SOBRINHO, L. Biomateriais na Odontologia: panorama atual e perspectivas futuras. **Revista Associação Paulista de Cirurgiões-Dentistas**, São Paulo, v. 67, n. 3, p. 178-86, 2013.

THIJS, L.; VERHAEGHE, F.; CRAEGHS, T.; HUMBEECK, J. V.; KRUTH, J. P. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. **Acta Materialia**, Tarrytown, v. 58, n. 9, p. 3303-3312, 2010.

TURRER, C. L; FERREIRA, F. P. M. Biomateriais em cirurgia craniomaxilofacial: princípios básicos e aplicações – revisão de literatura. **Revista Brasileira de Cirurgia Plástica**, São Paulo, v. 23, n.3, p. 234-239, 2008. .

VOLPATO, N.; FERREIRA, C. V.; SANTOS, J. R. L. dos. **Prototipagem rápida: tecnologias e aplicações**. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 272 p.

ANEXO A – Ficha JCPDS 44-1294 Ti, Titanium

Name and formula

Reference code:	00-044-1294
PDF index name:	Titanium
Empirical formula:	Ti
Chemical formula:	Ti

Crystallographic parameters

Crystal system:	Hexagonal
Space group:	P63/mmc
Space group number:	194
a (Å):	2,9505
b (Å):	2,9505
c (Å):	4,6826
Alpha (°):	90,0000
Beta (°):	90,0000
Gamma (°):	120,0000
Calculated density (g/cm ³):	4,50
Volume of cell (10 ⁶ pm ³):	35,30
Z:	2,00
RIR:	0,90

Subfiles and Quality

Subfiles:	Inorganic Alloy, metal or intermetallic Common Phase Forensic
Quality:	Star (S)

Comments

Color:	Gray
General comments:	Average relative standard deviation in intensity of the ten strongest reflections for three specimen mounts =

6.7%.
 Sample source: Sample was obtained from A.D. Mackay Inc.
 Additional pattern: Validated by calculated pattern.
 To replace 5-682.

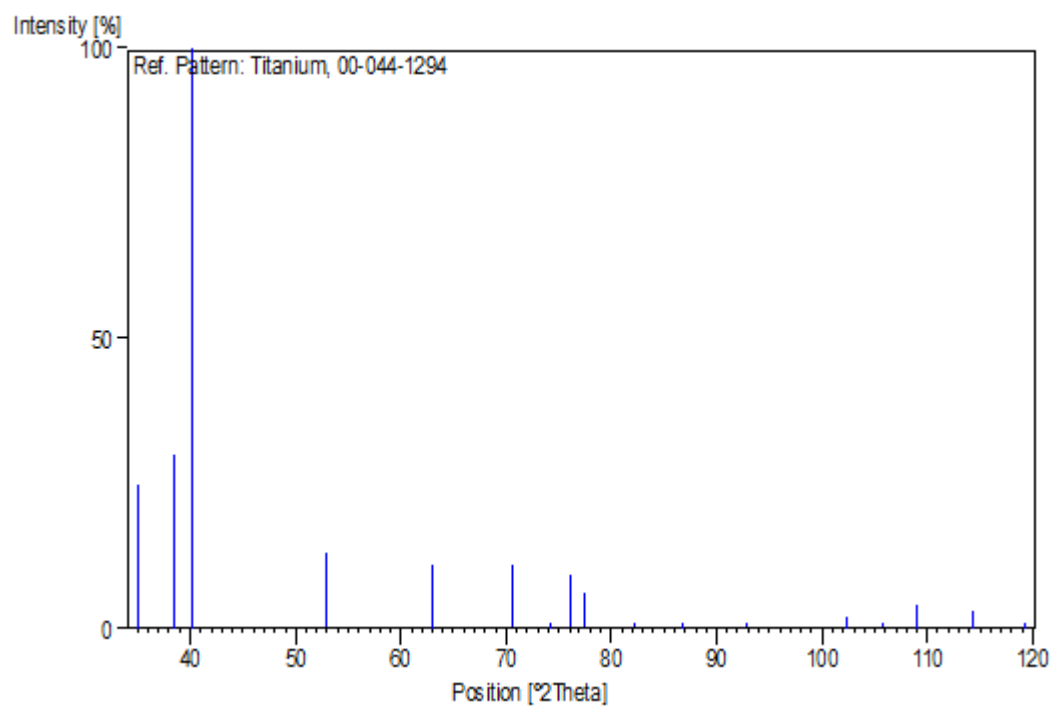
References

Primary reference: Sailer, R., McCarthy, G., North Dakota State University,
 Fargo, North Dakota, USA., *ICDD Grant-in-Aid*, (1993)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	0	0	2,55500	35,094	25,0
2	0	0	2	2,34100	38,422	30,0
3	1	0	1	2,24300	40,171	100,0
4	1	0	2	1,72620	53,005	13,0
5	1	1	0	1,47530	62,951	11,0
6	1	0	3	1,33200	70,663	11,0
7	2	0	0	1,27760	74,160	1,0
8	1	1	2	1,24810	76,221	9,0
9	2	0	1	1,23240	77,370	6,0
10	0	0	4	1,17070	82,292	1,0
11	2	0	2	1,12150	86,762	1,0
12	1	0	4	1,06430	92,732	1,0
13	2	0	3	0,98865	102,364	2,0
14	2	1	0	0,96578	105,802	1,0
15	2	1	1	0,94591	109,046	4,0
16	1	1	4	0,91701	114,283	3,0
17	2	1	2	0,89281	119,261	1,0

Stick Pattern



ANEXO B – Ficha JCPDS 44-1288 Ti, Titanium

Name and formula

Reference code: 00-044-1288
 PDF index name: Titanium
 Empirical formula: Ti
 Chemical formula: Ti

Crystallographic parameters

Crystal system: □□□□□
 Space group: Im3m
 Space group number: 229
 a (Å): 3,3065
 b (Å): 3,3065
 c (Å): 3,3065
 Alpha (°): 90,0000
 Beta (°): 90,0000
 Gamma (°): 90,0000
 Calculated density (g/cm³): 4,40
 Volume of cell (10⁶ pm³): 36,15
 Z: 2,00
 RIR: 8,68

Subfiles and Quality

Subfiles: Inorganic
 Alloy, metal or intermetallic
 Quality: Calculated (C)

Comments

General comments: High temperature phase, stable above 1153 K.

References

Primary reference: Calvert, L., Lakes Entrance, Victoria, Australia. *Private*

Unit cell: *Communication*, (1993)
Eppelsheimer, D. Perman, R, *Nature* (London), 166,
960, (1950)

Peak list

No.	h	k	l	d [Å]	2Theta[deg]	I [%]
1	1	1	0	2,33750	38,482	100,0
2	2	0	0	1,65320	55,543	12,0
3	2	0	1	1,34960	69,607	17,0
4	2	2	0	1,16890	82,447	4,0
5	3	1	0	1,04540	94,927	5,0
6	2	2	2	0,95449	107,628	1,0
7	3	2	1	0,88370	121,308	6,0
8	4	0	0	0,82660	137,463	1,0
9	4	1	1	0,77930	162,568	4,0

Stick Pattern

