

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

LEANDRO CARDOSO DA SILVA

FADIGA DE ALTÍSSIMO CICLO PARA O Ti-6Al-4V GRAU 5 (RECICLADO)
FABRICADO POR MANUFATURA ADITIVA

SÃO PAULO
2023

LEANDRO CARDOSO DA SILVA

FADIGA DE ALTÍSSIMO CICLO PARA O Ti-6Al-4V GRAU 5 (RECICLADO)
FABRICADO POR MANUFATURA ADITIVA

EDIÇÃO CORRIGIDA

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, da Escola Politécnica, como pré-requisito para obtenção do título de Doutor em Ciências pela Universidade de São Paulo.

Área de concentração: Engenharia Mecânica de Projeto e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha

SÃO PAULO
2023

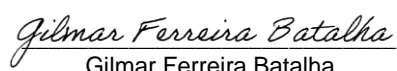
Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

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

São Paulo 16 de Agosto de 2023.



Leandro Cardoso da Silva



Gilmar Ferreira Batalha

Catálogo-na-publicação

Cardoso da Silva, Leandro

Fadiga de altíssimo ciclo para o Ti-6Al-4V grau 5 (reciclado) fabricado por manufatura aditiva / L. Cardoso da Silva -- São Paulo, 2023.

173 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1.Manufatura aditiva EBM 2.Fadiga 3.UHCF 4.Ti-6Al-4V 5.Pó reciclado I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica II.t.

LEANDRO CARDOSO DA SILVA

FADIGA DE ALTÍSSIMO CICLO PARA O Ti-6Al-4V GRAU 5 (RECICLADO)
FABRICADO POR MANUFATURA ADITIVA

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, da Escola Politécnica, como pré-requisito para obtenção do título de Doutor em Ciências pela Universidade de São Paulo, área de concentração: Engenharia Mecânica de Projeto e Fabricação.

Aprovada em: 16 de junho de 2023.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha
Presidente - Orientador
USP

Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves
Membro externo titular
IPEN

Prof. Dr. Marcos Venicius Soares Pereira
Membro externo titular
PUC-Rio

Prof. Dr. Luciano Pessanha Moreira
Membro externo titular
UFF

Prof. Dr. Rodrigo Santiago Coelho
Membro externo titular
SENAI CIMATEC

SÃO PAULO
2023

A Deus acima de tudo por ter conseguido chegar até aqui. À minha esposa, meus filhos, meus pais e meus sogros, pela paciência e incentivo nesta jornada.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por ter me dado a oportunidade de alcançar o meu objetivo.

Ao Professor Dr. Gilmar Ferreira Batalha por ter sido orientador e amigo na realização desta tese.

Aos Srs. Felipe Bahls e Victor Hugo Bahls por todos os recursos, conhecimentos e oportunidades geradas ao longo desta pesquisa, certamente foram responsáveis por me prover a oportunidade de desenvolver esta pesquisa, com a finalidade de obter o desenvolvimento para avanços tecnológicos na área Manufatura Aditiva de metais.

Aos meus amigos do Senai “Roberto Simonsen”, que me ajudaram com parte das atividades das amostras.

Ao Professor Dr. Marcos Venicius por ter me ajudado com os ensaios de fadiga, e por ter compartilhado o seu conhecimento.

Aos meus amigos Juliano e Mauro da Universidade Presbiteriana Mackenzie, por toda a ajuda com as análises fractográficas.

Aos meus amigos Lucas Salomão, Cláudio Giorge, Fabio Miranda, João Paulo e minha grande amiga Maria Clara Teixeira, por todo o apoio durante o processo.

“Toda ação que não manifestada por um ato, é vã!”.

Éliphas Lévi

SILVA, Leandro Cardoso. **Fadiga de altíssimo ciclo para o Ti-6Al-4V grau 5 (reciclado) fabricado por manufatura aditiva.** 2023. 173 f. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2023.

RESUMO

Esta pesquisa de doutorado aborda os ensaios de fadiga em produtos estruturais, que são requisitos essenciais para validar sua viabilidade em diversas indústrias. O material estudado é o Titânio Ti-6Al-4V grau 5, amplamente utilizado em implantes médicos devido à sua alta biocompatibilidade e excelentes propriedades mecânicas, tornando-se atraente em setores como aviação, automobilística e marítima. A manufatura aditiva, uma tecnologia em ascensão, permite a produção de peças complexas através da adição sucessiva de camadas de material. No entanto, ainda há pouca pesquisa sobre a viabilidade da utilização de pó reciclado nesse processo, o que poderia reduzir custos e ser mais sustentável. Assim, esta pesquisa se propõe a estudar os efeitos da utilização de pó de Titânio Ti-6Al-4V grau 5 reciclado por até dez vezes, sem adição de pó virgem em sua composição, durante a manufatura aditiva. Os resultados indicam que as propriedades mecânicas do material degradam em aproximadamente 40% em comparação ao pó virgem. Além disso, nos ensaios de fadiga de altíssimo ciclo, verificou-se que a tensão para falha na direção Z de fabricação por manufatura aditiva PFB-EBM é igual ou superior a 245 MPa. Essa pesquisa contribui significativamente para o desenvolvimento sustentável da manufatura aditiva, pois mostra que é possível reciclar o pó de Titânio Ti-6Al-4V grau 5 e utilizá-lo na fabricação de novos produtos. Isso não apenas reduz custos, mas também beneficia o meio ambiente, evitando o descarte desnecessário de materiais. Portanto, os resultados obtidos nesta pesquisa destacam o potencial promissor da manufatura aditiva com pó reciclado, abrindo novas possibilidades para a indústria, especialmente em termos de sustentabilidade e responsabilidade ambiental.

Palavras-chave: Manufatura aditiva. EBM. Fadiga. UHCF. Ti-6Al-4V. Pó reciclado.

SILVA, Leandro Cardoso. **High cycle fatigue for Ti-6Al-4V grade 5 (recycled) manufactured by additive manufacturing.** 2023. 173 f. Thesis ((Doctoral) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2023

ABSTRACT

This doctoral research addresses fatigue testing in structural products, which is an essential requirement to validate their feasibility in various industries. The material under study is Titanium Ti-6Al-4V grade 5, widely used in medical implants due to its high biocompatibility and excellent mechanical properties, making it attractive in sectors such as aviation, automotive, and maritime. Additive manufacturing, a rapidly growing technology, allows the production of complex parts through the successive addition of material layers. However, there is still limited research on the feasibility of using recycled powder in this process, which could reduce costs and be more sustainable. Thus, this research aims to study the effects of using recycled Titanium Ti-6Al-4V grade 5 powder, for up to ten cycles, without the addition of virgin powder in its composition, during additive manufacturing. The results indicate that the mechanical properties of the material degrade by approximately 40% compared to virgin powder. Additionally, in high-cycle fatigue tests, it was found that the failure stress in the Z direction for additive manufacturing PFB-EBM is equal to or greater than 245 MPa. This research significantly contributes to the sustainable development of additive manufacturing, as it demonstrates the possibility of recycling Titanium Ti-6Al-4V grade 5 powder and using it in the production of new products. This not only reduces costs but also benefits the environment by avoiding unnecessary material disposal. Therefore, the results obtained in this research highlight the promising potential of additive manufacturing with recycled powder, opening new possibilities for the industry, particularly in terms of sustainability and environmental responsibility.

Keywords: Additive Manufacturing. EBM. Fatigue. UHCF. Ti6Al4V. Recycled powder.

LISTA DE ESQUEMAS

Esquema 1 – Estrutura de barras para ilustrar a origem das tensões residuais na MA	57
Esquema 2 – Vista esquemática da deposição de pó na ARCAM EBM Q10 Plus; (a) reservatório de pó cheio; (b) reservatório de pó vazio e região de semi-sinterização do pó e região do pó solto	66
Esquema 3 – Processo de reciclagem do pó de Ti-6Al-4V aplicado a tecnologia de MA PBF-EB	69

LISTA DE FLUXOGRAMAS

Fluxograma 1 – Reciclagem do pó Ti-6Al-4V da AP&C	95
Fluxograma 2 – Métodos e processos da Tese de Doutorado	96

LISTA DE FOTOGRAFIAS

Fotografia 1 – Delaminação na manufatura aditiva	55
Fotografia 2 – Equipamentos tradicionalmente usados no processo de reciclagem do pó; (a) câmara de jateamento; (b) aspirador de pó; (c) máquina de peneiramento...69	
Fotografia 3 – Pó Ti-6Al-4V da AP&C reciclado dez vezes em preparo para impressão.....	96
Fotografia 4 – Processo de inclusão do Pó de Titânio (Ti-6Al-4V) dez vezes reciclado	103
Fotografia 5 – Distribuição de camadas do Pó de Ti-6Al-4V.....	103
Fotografia 6 – Retirada amostras de tração e de ultrassom da ARCAM Leito de Pó de Ti-6Al-4V dez vezes reciclado	104
Fotografia 7 – Máquina universal EMIC modelo DL-10000 – 10Ton.....	106
Fotografia 8 – Amostra do Cubo Ti-6Al-4V dez vezes reciclado após processo de jateamento.....	107
Fotografia 9 – Cubo Ti-6Al-4V dez vezes reciclado com dimensão de 100 x 100 mm	107
Fotografia 10 – a) Máquina Shimadzu modelo USF-2000A, localizado no LABFADAC, b) ampliação da área de ensaio do corpo de provas de Ti-6Al-4V MA dez vezes reciclado	111
Fotografia 11 – Durômetro Mitutoyo modelo HR-523 e os resultados de dureza Vickers	115
Fotografia 12 – Microscópio Eletrônico de Varredura JSM-7800F	117
Fotografia 13 – Falha de preenchimento do corpo de provas na direção Y	130

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Categorias de diferentes diagramas de fase formados por elementos a) neutros; b) α - estabilizadores, e β -estabilizadores; c) isomorfos; d) eutetóides	34
Gráfico 2 – a) Resistência à tração versus ductilidade para os processos MA; b) Medida de resistência à tração transversal versus longitudinal do Ti-6Al-4V fabricado por MA; c) Ductilidade transversal versus longitudinal	38
Gráfico 3 – a) Efeito de escada causando rugosidade superficial; b) relação entre rugosidade superficial e espessura da camada	51
Gráfico 4 – a) efeito da entrada de calor na rugosidade da superfície; b) efeito do diâmetro do pó na rugosidade da superfície	53
Gráfico 5 – Formato característico da Curva de Wöhler (Curva S-N)	72
Gráfico 6 – Curva da/dN x ΔK	73
Gráfico 7 – Curva ϵ_N x N_f	74
Gráfico 8 – Curva S-N modificada ao longo das pesquisas	75
Gráfico 9 – Curva S-N considerando os três regimes de fadiga	76
Gráfico 10 – Vida em fadiga de componentes mecânicos na indústria	77
Gráfico 11 – Curva DUPLEX S-N	77
Gráfico 12 – Variação de deslocamento e deformação ao longo de uma barra elástica	80
Gráfico 13 – Curva S-N e relação de dureza obtida por Ohuchida	87
Gráfico 14 – Resultados sobrepostos de testes de fadiga em materiais forjados e MA; a) carga axial; b) carga de torção; c) carga de torção axial em fase; d) carga de torção axial (90°) fora de fase. A tensão equivalente de <i>Von Mises</i> é usada para os testes combinados	93
Gráfico 15 – Distribuição da amplitude de deslocamento e da tensão no CP	114
Gráfico 16 – Curva de Tensão x Deformação (real) na direção de impressão X e os resultados obtidos	123
Gráfico 17 – Curva de Tensão x Deformação (real) na direção de impressão Y e os resultados obtidos	124
Gráfico 18 – Curva de Tensão x Deformação (real) na direção de impressão Z e os resultados obtidos	125
Gráfico 19 – Resultado do ensaio de fadiga UHCF na direção X	133
Gráfico 20 – Resultado do ensaio de fadiga UHCF na direção Z	134
Gráfico 21 – Resultado do ensaio de fadiga UHCF na direção Y	135
Gráfico 22 – Diagrama de Kitagawa-Takahashi	137

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Ilustração esquemática de um processo DED-L	26
Figura 2 – Ilustração esquemática de um processo PBF-L.....	26
Figura 3 – Ilustração esquemática de um processo DED-EB.....	27
Figura 4 – a) Ilustração esquemática de um processo DED-PA; b) Ilustração esquemática de um processo DED-GMA.....	27
Figura 5 – Ilustração esquemática de um processo PBF-EB	28
Figura 6 – Estrutura hexagonal (α) e cúbica de corpo centrada (β) do Titânio.....	33
Figura 7 – Microestrutura de Ti-6Al-4V produzida por diferentes processos; a) DED, estrutura de Widmanstätten lamelar fina e uma fase indicada por setas; b) PBF-EB, grãos colunares anteriores β delineados pelo contorno de grão α , dentro dos grãos β anteriores, α transformou-se em uma microestrutura $\alpha + \beta$ com colônia e morfologia de Widmanstätten; c) PBF-L, estrutura lamelar ($\alpha + \beta$); d) DED-GMA, uma fase lamelar em tons de cinza e uma matriz β em contraste branco	39
Figura 8 – a) PBF-EB, microestrutura óptica das últimas camadas em um corpo de provas cilíndrico de Ti-6Al-4V mostrando região martensita orientada ortogonalmente por linhas na camada superficial superior; b) DED, microestrutura composta por α' -martensita; c) PBF-L, microestrutura predominantemente constituída de martensita acicular α'	40
Figura 9 – a) Gráfico de resfriamento típico explicando a microestrutura bifásica $\alpha + \beta$ do Ti-6Al-4V por PBF-EB. As velocidades de resfriamentos críticos. b) micrografia óptica no plano de construção ilustrando a presença da fase α inter e intragranular dos grãos e β residual aprisionado entre a estrutura da fase α	43
Figura 10 – a) Porosidade de buraco de fechadura; b) falta de poros de fusão e porosidade induzida por gás	49
Figura 11 – a) imagem da MEV na superfície de impressão; b) fenômeno de formação de esfera	52
Figura 12 – (a) trinca longa (b) trinca curta	55
Figura 13 – Plano longitudinal da amostra feita por DED-L com Al-11.28 Si depositado sobre substrato Al 7475	61
Figura 14 – Orientações de grãos alinhados com a direção de construção (0 0 1) em amostras de Ti-6Al-4V por MA PBF-EB	63
Figura 15 – (a) Figuras polares representando texturas β reconstruídas para Ti-6Al-4V por PBF-EB. (b) Ilustração esquemática mostrando os diferentes grãos β da superfície de estruturas geradas pela passagem de contorno e hachura de preenchimento dentro de seções do volume.....	64
Figura 16 – Pó semi-sinterizado ampliação de 10 μm	66
Figura 17 – Ondas Longitudinais.....	71
Figura 18 – Ondas Cisalhantes	71
Figura 19 – Corpo de prova típico para testes de fadiga ultrassônica.	82
Figura 20 – Desenho esquemático de uma máquina ultrassônica	83
Figura 21 – Local preferencial de iniciação de trincas.....	84
Figura 22 – Diferentes estágios da evolução da trinca no UHCF.....	85
Figura 23 – a) Fratografia do ODA. b) Moléculas e átomos de hidrogênio presos envolta da inclusão	88
Figura 24 – a) Esquemático do ODA. b) Tamanho do ODA influenciado pelo Nf	88
Figura 25 – Tamanho da ODA para Nf diferentes.....	89

Figura 26 – Exemplo de programação das amostras na plataforma de impressão utilizando o <i>software</i> Materialise	100
Figura 27 – Exemplo de aplicação de suporte de impressão no programa Materialise	101
Figura 28 – Insumos de impressão MA ARCAM	102
Figura 29 – Dimensões do corpo de prova de tração e demonstração das orientações e coordenadas de impressão.....	105
Figura 30 – Técnica <i>troughth-transmission</i> utilizada para ondas longitudinais e cisalhantes	109
Figura 31 – Sistema de medição utilizado.....	109
Figura 32 – Mapeamento da amostra e eixos de referência	110
Figura 33 – Geometria de um corpo de prova para altíssimo ciclo.....	112
Figura 34 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de pó de Ti-6Al-4V processado por PBF-EB (fabricação por feixe de elétrons) (a-c) virgem e (d-f) reciclado. As setas amarelas apontam para as características comuns, como satélites, alongamentos, partículas com formas irregulares, aglomerados e partículas com porosidades abertas presentes em (a) e (d). As setas azuis indicam as partículas finas (b e c) no pó virgem. As setas vermelhas indicam as crateras (e) e os sítios côncavos (f) no pó reciclado	121
Figura 35 – Corpos de Prova nas Direções X, Y e Z de impressão (A) Platô de impressão com corpos de prova nas posições e orientações de acordo com os eixos X, Y e Z; (B) Amostras impressas em Ti de acordo com a programação de impressão X, Y e Z	123
Figura 36 – Geometria do corpo de prova impresso na direção X	127
Figura 37 – Geometria do corpo de prova impresso na direção Y	128
Figura 38 – Geometria do corpo de prova impresso na direção Z	128
Figura 39 – Exemplo de barra impressa pela tecnologia de MA EBM	129
Figura 40 – Análise de MEV CP tração direção X – setas vermelhas apontando depressões, concavidades ou deformações na sinterização do pó	138
Figura 41 – análise de MEV CP tração direção Y – setas vermelhas apontando depressões, concavidades ou deformações na sinterização do pó	138
Figura 42 – análise de MEV CP tração direção Z – setas vermelhas apontando depressões, concavidades ou deformações na sinterização do pó	139
Figura 43 – Análise de MEV da fratura do corpo de prova CP_6_Z e ampliação (em vermelho) do defeito que iniciou a fratura por fadiga UHCF	141
Figura 44 – áreas de análise: (1) defeito, (2) FGA, (3) <i>fish-eye</i> (olho de peixe) e (4) último estágio de propagação da trinca.....	141
Figura 45 – área com a camada granular mais fina em torno do defeito (FGA), e a ampliação da FGA em torno do defeito mostrando a camada granular mais fina ...	142
Figura 46 – Desenho de posicionamento do furo entalhe concentrador de tensões feito nas amostras de fadiga que não falharam.....	145
Figura 47 – Exemplo dos corpos de prova que foram realizados o furo entalhe concentrador de tensões de \varnothing 0,05x0,05 mm.....	145
Figura 48 – análise de MEV sobre o CP_1_X (direção X) e a ampliação do estado de superfície.....	146
Figura 49 – Análise de MEV sobre o CP_7_Y (direção Y) e a ampliação do defeito	147
Figura 50 – Análise de MEV sobre o CP_4_Z (direção Z) e a ampliação do estado de superfície.....	147

Figura 51 – Análise de MEV sobre o CP_3_X (direção X) e a ampliação do estado de superfície.....	149
Figura 52 – Análise de MEV sobre o CP_8_Y (direção Y) e a ampliação do estado de superfície.....	149
Figura 53 – Análise de MEV sobre o CP_5_Z (direção Z) e a ampliação do estado de superfície.....	149
Figura 54 – Resultados de amostras que falharam por fadiga, com e sem furo entalhe concentrador de tensões	150

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades termo-físicas de algumas ligas usadas na MA	47
Tabela 2 – Direções de crescimento para materiais com várias estruturas cristalinas	62
Tabela 3 – Parâmetros de processo ARCAM Q10 / Q20 – Ti-6Al-4V grau 5	98
Tabela 4 – Composição química do Ti-6Al-4V conforme ASTM F2924-14	118
Tabela 5 – Propriedades mecânicas do Ti-6Al-4V 10x reciclado impresso nas orientações de impressão X, Y e Z	125
Tabela 6 – Valores obtidos das constantes elásticas	126
Tabela 7 – Resultados do ensaio de fadiga UHCF Ti-6Al-4V 10x reciclado	131
Tabela 8 – Número de ciclos ensaiados até a falha para os CP_3_X, CP_8_Y e CP_5_Z	148

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Al	Alumínio
ASTM	Sociedade Americana de testes de materiais
CAD	Desenho assistido por computador
ccc	Cúbica de corpo centrado
CP	Corpo de prova
DED	Deposição de energia dirigida
DMLS	Sinterização direta a laser de metal
EB	Feixe de elétrons
EBM	Fusão por Feixe de Elétrons
EDS	Espectroscopia por Dispersão de Elétrons
Endurance limit	Limite de fadiga infinita
FEA	Análise de elementos finitos
FGA	Camada fina granular
Fish-eye	Olho de peixe
GBF	Camada brilhante granular
GMA	Arco de gás metálico
HCF	Fadiga de alto ciclo
hcp	Cristalina hexagonal compacta
HIP	Prensagem isostática a quente
horn	Amplificador ultrassônico
HV	Dureza Vickers
in-situ	No local
Keyhole	Penetração profunda
L	Laser
LCF	Fadiga de baixo ciclo
LE	Limite de escoamento
LRM	Limite de resistência mecânica
MA	Manufatura Aditiva

MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Mg	Manganês
Mo	Molibdênio
ODA	Área opticamente escura
PA	Arco de plasma
PBF	Fusão de leito de pó
Rake	Suporte distribuidor
Raster	Padrão retangular de captura
RSA	Área de superfície áspera
run-out	sem falha
SHL	Lente super híbrida
SHM	Monitoramento de saúde estrutural
Shot peening	processo de jateamento
Si	Silício
Sn	Estanho
Ti	Titânio
Ti-6Al-4V	Liga de Titânio
UED	Detector de elétrons superior
UHCF	Fadiga de altíssimo ciclo
V	Vanádio
Zr	Zircônio

LISTA DE SIMBOLOS

ρ	Densidade	kg/m ³
P	Potência do Laser	W
v	Velocidade de digitalização	m/s
H	Entrada de calor linear	J/mm
E	Módulo de elasticidade ou módulo de Young	Gpa
σ_u	Tensão do limite mecânico de resistência	MPa
σ_y	Tensão de escoamento	MPa
f_n	Altura de um pico ou a profundidade de uma depressão	N
R_a	Rugosidade média da superfície	μm
ϵ_e	Deformação elástica	adimensional
ϵ_p	Deformação plástica	adimensional
T	Temperatura	°C
T_0	Temperatura inicial	°C
ϵ_0	Deformação inelástica	adimensional
ϵ_m	Deformação elástica máxima	adimensional
V_{xx}	Ondas longitudinais	Hz
V_{yy}	Ondas longitudinais	Hz
V_{zz}	Ondas longitudinais	Hz
V_{xy}	Ondas cisalhantes	Hz
V_{xz}	Ondas cisalhantes	Hz
V_{yx}	Ondas cisalhantes	Hz
V_{yz}	Ondas cisalhantes	Hz
V_{zx}	Ondas cisalhantes	Hz
V_{zy}	Ondas cisalhantes	Hz
ϵ_N	Deformações elastoplástica	adimensional
N_f	Número de ciclos para falha	ciclos
u	Deslocamentos ao longo de x	mm
v	Deslocamentos ao longo de y	mm
w	Deslocamentos ao longo de z	mm

∇	Operador laplaciano	∇^2
e	Volume de dilatação	m^3
ν	Coefficiente de Poisson	adimensional
E_d	Módulo de elasticidade dinâmico	GPa
V	Velocidade da onda	m/s
σ_m	Tensão média	MPa
K_{max}	Fator de intensidade de tensão máxima que há para o tamanho do defeito ou do FGA	MPa \sqrt{m}
ΔK_{th}	valor crítico de ΔK abaixo do qual uma trinca não se propagará durante a vida útil	MPa \sqrt{m}
ΔK	Variação cíclica da tensão	MPa \sqrt{m}
σ_a	Tensão ao qual ocorreu a falha por fadiga UHCF	MPa
r	Raio calculado para o FGA ou o defeito.	mm

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	22
2	OBJETIVOS	24
3	REVISÃO DA LITERATURA	25
3.1	FABRICAÇÃO POR ADIÇÃO DE CAMADA	25
3.1.1	Manufatura Aditiva por fusão de feixe de elétrons (EBM)	29
3.2	LIGA DE TITÂNIO	32
3.2.1	Metalurgia do Titânio	33
3.2.2	Titânio Ti-6Al-4V	34
3.2.3	Propriedades mecânicas	36
3.3	MANUFATURA POR ADIÇÃO DE CAMADA DO TITÂNIO TI-6AL-4V	38
3.3.1	Manufatura aditiva de fusão por feixe de elétrons do Titânio Ti-6Al-4V	38
3.3.2	Ciclo térmico	41
3.3.3	Solidificação dos grãos	44
3.3.4	Nucleação	45
3.3.5	Propriedades termo-físicas do Titânio Ti-6Al-4V	46
3.3.6	Defeitos gerados por perda de elemento de liga	48
3.3.7	Porosidade	48
3.3.8	Rugosidade	49
3.3.9	Trincas e delaminação	53
3.3.10	Tensões residuais	55
3.3.11	Controle do processo	58
3.3.12	Estrutura	59
3.3.13	Textura	62
3.3.14	Reciclagem do pó de Ti-6Al-4V	65
3.4	ENSAIO DE ULTRASSOM	70
3.5	FADIGA.....	71
3.5.1	Dimensionamento em Fadiga	73
3.5.1.1	<i>Regimes de fadiga</i>	74
3.5.1.2	<i>Regime de UHCF</i>	76
3.5.1.3	<i>Curva DUPLEX S-N</i>	77
3.5.1.4	<i>Ensaio de fadiga de altíssimo ciclo</i>	78
3.5.1.5	<i>Fatores que influenciam a fadiga</i>	83
3.5.1.6	<i>Mecanismos de Falha</i>	84
3.5.1.7	<i>Microestrutura</i>	85

3.5.1.8	<i>Fish-eye (olho de peixe)</i>	86
3.5.1.9	<i>Área opticamente escura – ODA</i>	87
3.5.2	Fadiga do Titânio fabricado pela tecnologia de manufatura aditiva	89
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	94
4.1	MATERIAIS	94
4.2	MÉTODOS	96
4.3	Parâmetros de processo de fabricação pbf-eb.....	97
4.4	PROGRAMAÇÃO DAS AMOSTRAS DE TRAÇÃO E ULTRASSOM.....	99
4.5	ETAPA DE PREPARAÇÃO E INDUSTRIALIZAÇÃO NA MA ARCAM.....	101
4.6	ENSAIO DE TRAÇÃO	104
4.7	ENSAIO DE ULTRASSOM	106
4.8	ENSAIO DE FADIGA DE ALTÍSSIMO CICLO	111
4.8.1	Corpo de prova UHCF	112
4.9	ENSAIO DE DUREZA	114
4.10	ANÁLISE FRATOGRÁFICA E CARACTERIZAÇÃO DO PÓ	115
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	118
5.1	CARACTERIZAÇÃO DO PÓ DEZ VEZES RECICLADO SEM ADIÇÃO DE PÓ VIRGEM	118
5.2	ENSAIO DE TRAÇÃO - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO	122
5.3	ENSAIO DE ULTRASSOM – MÓDULO DE ELASTICIDADE	126
5.4	CORPOS DE PROVA UHCF	127
5.5	ENSAIO DE FADIGA UHCF	130
5.5.1	Aplicação do diagrama de Kitagawa-Takahashi	136
5.6	ANÁLISES FRATOGRÁFICAS	137
5.6.1	MEV - corpos de prova de tração	138
5.6.2	MEV - corpo de prova (falha na direção Z)	140
5.6.3	MEV - corpos de prova sem falha por fadiga	144
5.6.4	MEV - corpos de prova com furo entalhe concentrador de tensões ensaiados por fadiga UHCF	148
5.7	TOMOGRAFIA COMPUTADORIZADA INDUSTRIAL.....	150
6	CONCLUSÃO	154
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	156
	REFERÊNCIAS	157

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, os avanços tecnológicos têm impulsionado constantemente inovações nos processos de fabricação, visando aumentar a competitividade e maximizar os lucros. O conceito de Indústria 4.0 destacou particularmente a manufatura aditiva como um processo de produção inovador, suscitando discussões sobre a viabilidade da manufatura subtrativa quando comparada aos processos aditivos, juntamente com os respectivos custos diretos e indiretos associados aos sistemas operacionais.

Apesar das tecnologias revolucionárias oferecidas pelo paradigma da Indústria 4.0, os testes de validação de produtos continuam a depender de métodos convencionais tradicionalmente empregados em setores como automotivo, aeroespacial e naval. No entanto, persistem dúvidas em relação à aplicação de pó reciclado na manufatura aditiva, especialmente no que se refere a características essenciais, como resistência à tração, limite de escoamento, limite de fadiga e outras propriedades, que ainda não foram amplamente investigadas para compreender a extensão da degradação.

O pó reciclado abre novas possibilidades no mercado industrial. Uma vez que os níveis de degradação das propriedades mecânicas são compreendidos, torna-se viável utilizar esse material na fabricação de produtos dentro de uma faixa aceitável de propriedades, provenientes do pó reciclado.

Nesse contexto, esta pesquisa tem como objetivo explorar a degradação das propriedades mecânicas no pó de Titânio Ti-6Al-4V grau 5 reciclado em comparação ao pó virgem. O estudo propõe uma investigação das propriedades mecânicas e da fadiga de altíssimo ciclo para caracterizar e obter dados do pó de Titânio Ti-6Al-4V reciclado, que passou por dez ciclos de reciclagem sem adição de pó virgem. As amostras serão fabricadas utilizando a tecnologia de Manufatura Aditiva por fusão de feixe de elétrons (EBM).

No Brasil, a capacidade de manufatura aditiva de próteses de liga de titânio está em constante crescimento. Com um forte foco em pesquisa e desenvolvimento na indústria de manufatura aditiva, o país tem avançado significativamente na expansão de suas capacidades de produção de dispositivos, ferramentas e implantes médicos.

Globalmente, o número de máquinas PBF-EB, uma tecnologia-chave para a manufatura aditiva de dispositivos, ferramentas e implantes médicos de liga de titânio, tem aumentado consideravelmente nos últimos anos. Grandes *players* industriais têm investido nessa tecnologia, levando à sua ampla adoção em diversos setores em todo o mundo.

Esta pesquisa tem o objetivo caracterizar a degradação das propriedades mecânicas do pó de liga de titânio reciclado para aplicações em manufatura aditiva. Ao compreender o potencial do pó reciclado na produção de produtos viáveis, isso pode contribuir para o avanço de processos de manufatura sustentáveis e economicamente eficientes. Além disso, no contexto de componentes industriais, a manufatura aditiva oferece possibilidades transformadoras para soluções personalizadas, revolucionando a indústria de maneira tecnológica.

2 OBJETIVOS

O objetivo principal desta pesquisa é analisar o desempenho em fadiga do Titânio Ti-6Al-4V Grau 5 dez vezes reciclado sem mistura de pó virgem, produzida por PBF-EBM e avaliar como as microestruturas e defeitos gerados durante o processo afetam a propagação das trincas de fadiga.

Os objetivos específicos são:

- a) investigar o comportamento de trincas iniciadas por porosidades ou defeitos, em condições de altíssimo ciclo Titânio Ti-6Al-4V Grau 5 dez vezes reciclado sem mistura de pó virgem;
- b) avaliar como a microestrutura afeta a propagação dessas trincas;
- c) analisar a influência do refinamento de grão no caminho de propagação, e investigar se há uma correlação entre o tamanho do *fish-eye* (olho de peixe);
- d) investigar possíveis degradações existentes em características mecânicas comparando o Titânio Ti-6Al-4V Grau 5 dez vezes reciclado sem mistura de pó virgem com o Titânio Ti-6Al-4V Grau 5 virgem.

3 REVISÃO DA LITERATURA

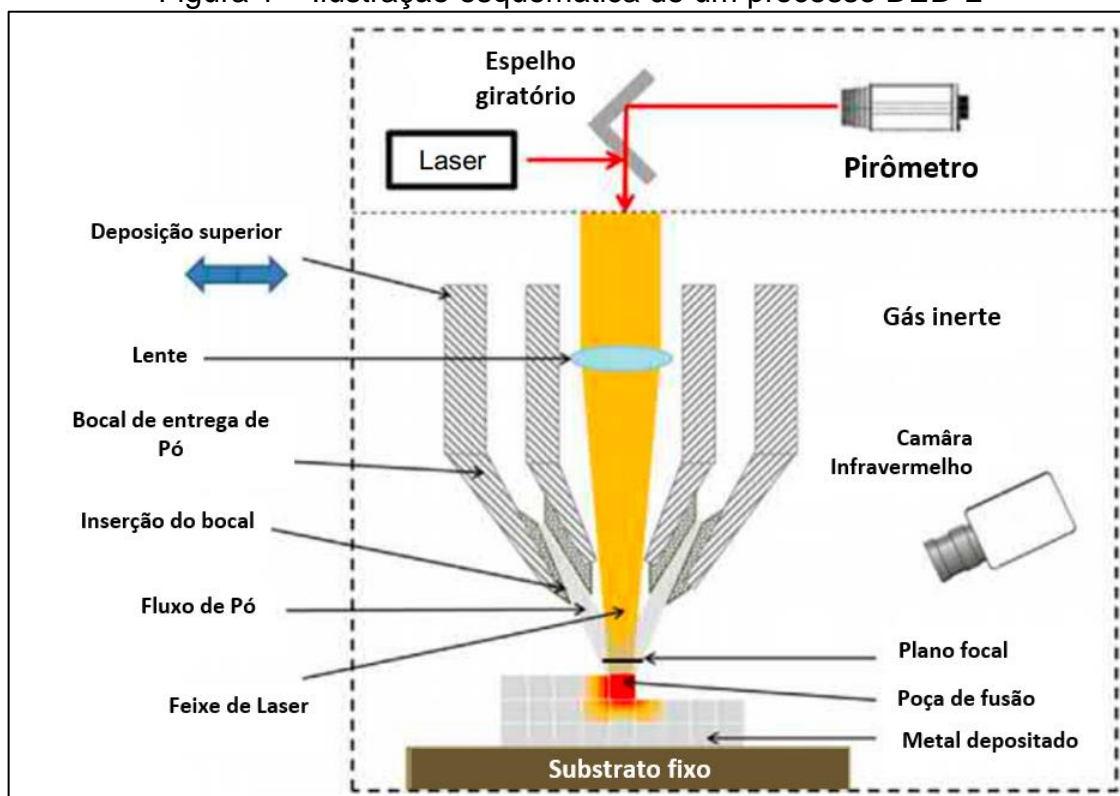
A revisão da literatura aborda tópicos aplicados durante o desenvolvimento desta pesquisa, como as considerações gerais dos produtos, material, reciclagem e tecnologia de fabricação aplicados no estudo de caso, revisando os conceitos normativos referente aos processos, materiais e ensaios mecânicos preconizados para a Tese.

3.1 FABRICAÇÃO POR ADIÇÃO DE CAMADA

Os processos de Manufatura Aditiva (MA), também conhecida como impressão 3D, podem ser categorizados em duas principais categorias definidas pela norma ASTM F2792: Deposição de Energia Dirigida (DED) e Fusão em Leito de Pó (PBF). Esses processos utilizam diferentes fontes de calor, como laser (L), feixe de elétrons (EB), arco de plasma (PA) e arco de gás metálico (GMA), resultando em diferentes técnicas, como PBF-L, PBF-EB, DED-L, DED-EB, DED-PA e DED-GMA (American Society for Testing and Materials, 2013). Além disso, a MA pode ser direta ao metal, em que a peça é construída diretamente em camadas a partir de um modelo de desenho assistido por computador (CAD), ou indireta, envolvendo etapas adicionais de processamento intermediário, como fundição ou usinagem, para obter a peça final.

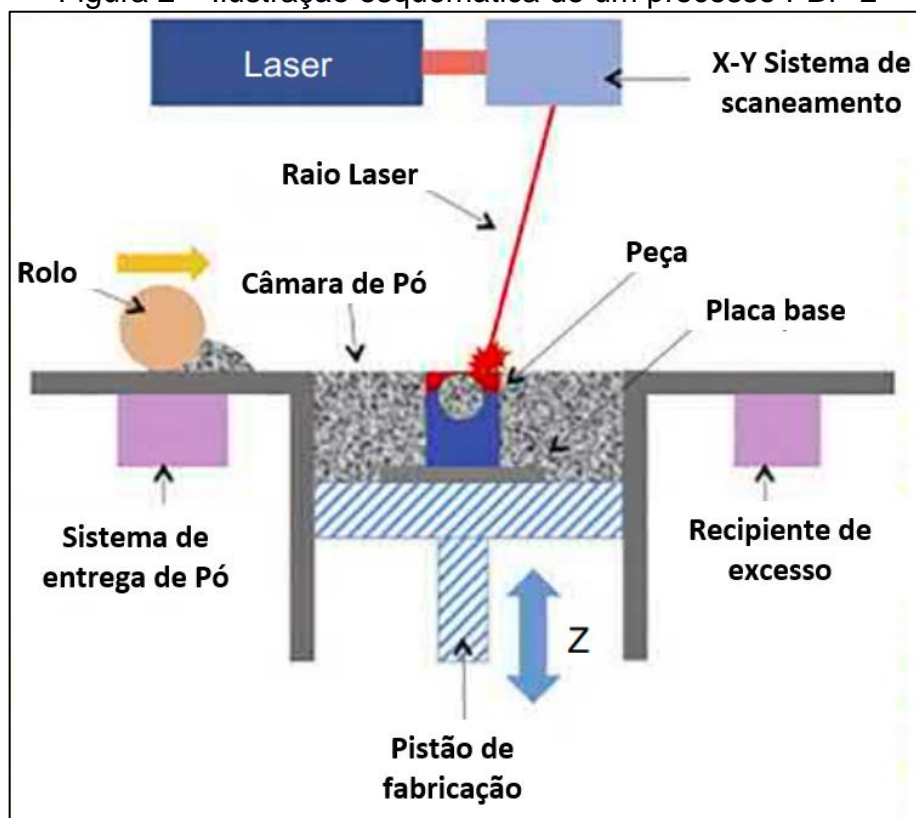
Nos processos DED e PBF, a peça tridimensional é construída camada por camada, seguindo um modelo CAD (Bhavar *et al.*, 2017; Mower; Long, 2016). No DED-L (Figura 1), um feixe de laser funde o pó metálico depositado na trajetória de fusão, enquanto no PBF-L (Figura 2), a fusão é realizada por um feixe de laser imprimindo em camadas de pó. Por sua vez, o DED-EB (Figura 3) utiliza um feixe de elétrons para criar a poça de fusão, alimentada por arame, enquanto o PBF-EB emprega um feixe de elétrons dentro de uma câmara de vácuo para fundir o pó em camadas sobrepostas. Ambos os processos DED e PBF são considerados diretos ao metal, pois a peça é fabricada diretamente, sem etapas intermediárias complexas. O PBF-EB permite uma varredura relativamente mais rápida, mas está limitado à condutividade elétrica do pó utilizado (Debroy *et al.*, 2018).

Figura 1 – Ilustração esquemática de um processo DED-L



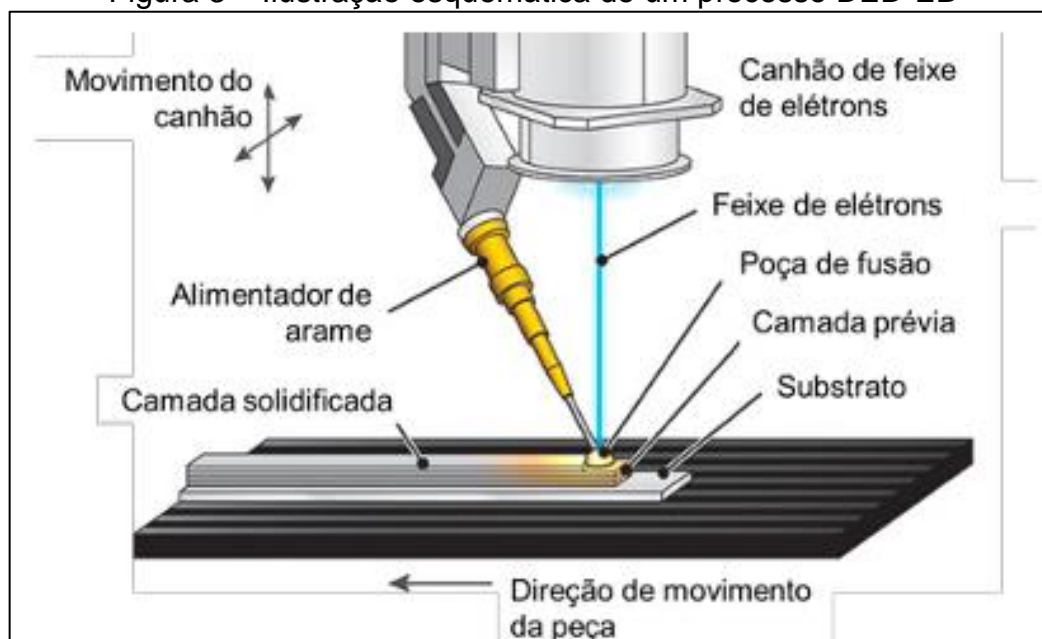
Fonte: Adaptada de Niinomi (2019).

Figura 2 – Ilustração esquemática de um processo PBF-L



Fonte: Adaptada de Niinomi (2019).

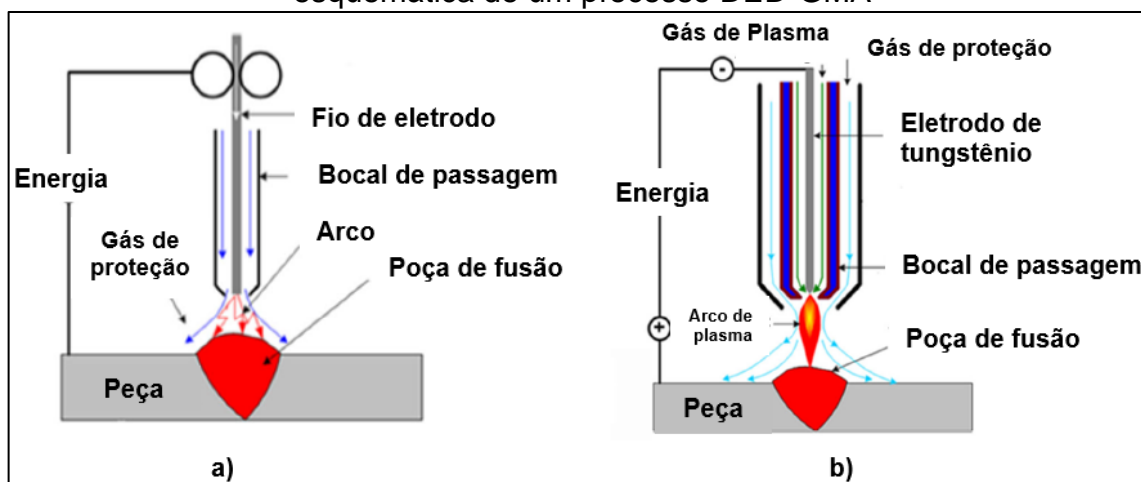
Figura 3 – Ilustração esquemática de um processo DED-EB



Fonte: Mendes (2022).

Outra técnica de MA envolve o uso de arco de plasma (DED-PA – Figura 5a) ou arco de gás metálico (DED-GMA – Figura 5b) como fonte de calor, com arames de adição fundidos para preencher a geometria desejada, assemelhando-se à soldagem por fusão tradicional. Embora o DED-GMA seja menos produtivo, apresenta custos mais baixos, tornando-se uma opção economicamente viável (Ding *et al.*, 2015; Jin *et al.*, 2020).

Figura 4 – a) Ilustração esquemática de um processo DED-PA; b) Ilustração esquemática de um processo DED-GMA

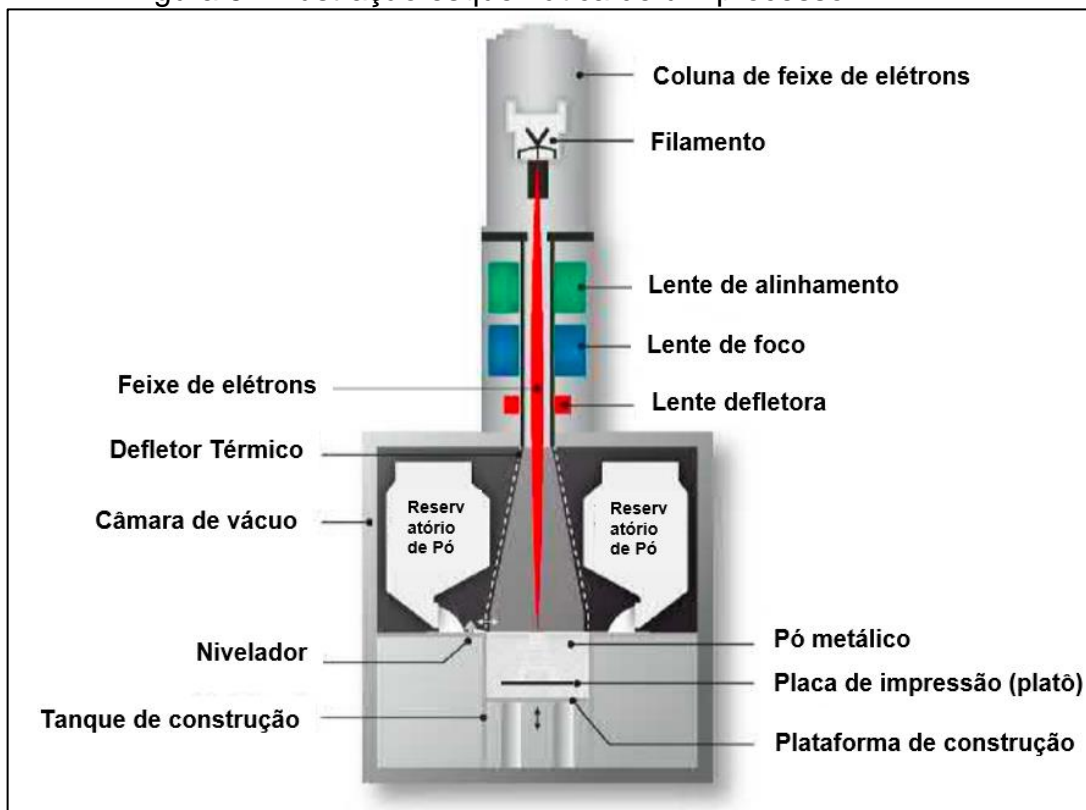


Fonte: Adaptada de Ding *et al.* (2015).

As ligas de titânio são amplamente estudadas na MA, especialmente a liga Ti-6Al-4V, devido à sua alta relação entre resistência e peso, tornando-as atraentes para aplicações em implantes médicos, setores automotivos e aeroespaciais. A pesquisa em MA com ligas de titânio é de grande relevância para aprimorar e diversificar a produção de implantes médicos e outras aplicações industriais. Implantes à base de titânio, especialmente aqueles produzidos por MA, oferecem excepcional biocompatibilidade e propriedades mecânicas, fundamentais para sua integração bem-sucedida com os tecidos humanos e funcionalidade a longo prazo (Hildreth *et al.*, 2016).

Dentre os processos de MA, o PBF-EB tem surgido como uma abordagem particularmente promissora para a fabricação de implantes de liga de titânio. Essa técnica, realizada em uma câmara de vácuo para garantir um ambiente de alta pureza, permite a fabricação precisa e intrincada de peças complexas. A utilização de feixes de elétrons focados proporciona a vantagem de uma varredura mais rápida em comparação com outras fontes de calor, resultando em um processo mais eficiente (Chua *et al.*, 2021; Niinomi, 2019).

Figura 5 – Ilustração esquemática de um processo PBF-EB



Fonte: Adaptada de Niinomi (2019).

Adicionalmente, o PBF-EB possibilita a fabricação direta de peças a partir de modelos CAD sólidos ou de superfície, eliminando a necessidade de etapas intermediárias complexas. Essa característica é especialmente valiosa para a indústria de implantes médicos, por permitir a produção de implantes altamente personalizados, adaptados às necessidades específicas de cada paciente.

Globalmente, a utilização da MA na produção de implantes de liga de titânio tem crescido significativamente. Milhões de implantes são fabricados anualmente, e a tendência é que a MA continue a ganhar uma parcela crescente desse mercado, impulsionada por suas vantagens em termos de personalização, eficiência e sustentabilidade.

No Brasil, os avanços em MA têm sido notáveis, com investimentos em pesquisa e desenvolvimento nessa área. A capacidade de produção de implantes de liga de titânio por meio de MA está em constante expansão no país, com laboratórios, universidades e empresas contribuindo para o avanço tecnológico e a melhoria dos processos de fabricação.

O processo PBF-EB demonstra um grande potencial para a fabricação de implantes de liga de titânio e outras aplicações industriais. A pesquisa e o desenvolvimento contínuos nessa área são fundamentais para aprimorar os processos de fabricação, expandir a capacidade produtiva e fornecer soluções inovadoras para a indústria médica e além, impulsionando assim o avanço tecnológico e a melhoria na qualidade de vida dos pacientes.

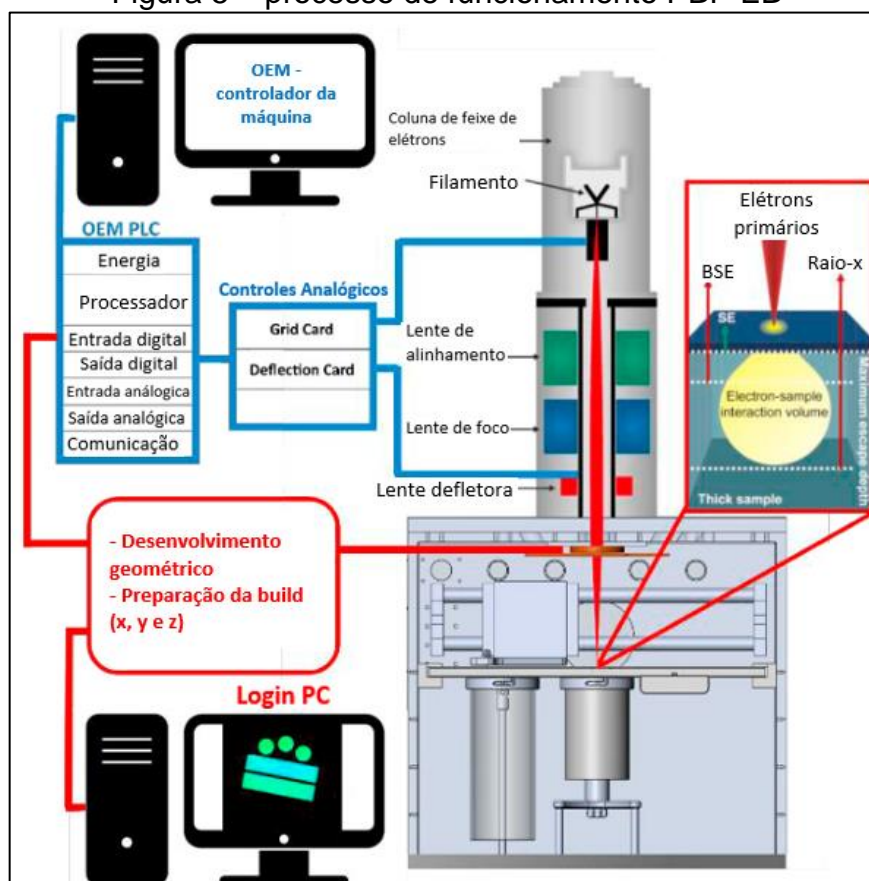
3.1.1 Manufatura Aditiva por fusão de feixe de elétrons (EBM)

A Manufatura Aditiva (MA) tem sido uma revolução nas indústrias, oferecendo novas abordagens para a produção de peças complexas e customizadas. Entre os diversos processos de MA, destaca-se o PBF-EB (Fusão em Leito de Pó com Feixe de Elétrons), uma técnica que tem ganhado espaço em aplicações críticas, como na indústria aeroespacial, saúde e automotiva. Nos próximos parágrafos será detalhado o processo PBF-EB, com foco na máquina de Manufatura Aditiva EBM (*Electron Beam Melting*) e suas características (Chua *et al.*, 2021).

O processo PBF-EB baseia-se na fusão seletiva de camadas de pó metálico, por meio de um feixe de elétrons, para a fabricação de peças tridimensionais. A máquina de Manufatura Aditiva EBM é a responsável pela execução desse processo.

Essa máquina consiste em uma câmara de vácuo para evitar a contaminação do ambiente durante a fusão, além de possuir um sistema de alimentação do pó e um feixe de elétrons focalizado, como mostra a figura 5.

Figura 5 – processo de funcionamento PBF-EB



Fonte: Adaptada de Ledford (2023).

A técnica de Manufatura Aditiva PBF-EB (Fusão em Leito de Pó com Feixe de Elétrons) envolve as seguintes etapas (Ledford, 2023):

a) Preparação do modelo 3D: inicialmente, é criado um modelo tridimensional da peça que se deseja fabricar utilizando um software de desenho assistido por computador (CAD). Esse modelo digital é fundamental para guiar o processo de impressão.

b) Preparação do material: O material em pó adequado para a fabricação é selecionado. Geralmente, ligas de titânio, alumínio e outros metais de alta performance são utilizados. O pó deve ser preparado para garantir a qualidade e uniformidade das partículas.

c) Configuração da máquina: A máquina de Manufatura Aditiva PBF-EB é configurada com os parâmetros específicos para o material e a geometria da peça. A precisão desses parâmetros é crucial para a obtenção de peças com alta qualidade e desempenho.

d) Pré-aquecimento: Antes de iniciar a fusão, o pó metálico é pré-aquecido para criar uma base sólida para a impressão. O pré-aquecimento é importante para evitar tensões residuais e garantir a aderência adequada entre as camadas.

e) Fusão (Camada por camada): O processo de fusão é realizado camada por camada. O feixe de elétrons é direcionado para o leito de pó metálico, aquecendo-o rapidamente e fundindo-o em pontos específicos conforme o modelo 3D. Esse processo é repetido para cada camada sucessiva até que a peça seja completamente construída.

f) Pós-processamento: Após a impressão, a peça passa por etapas de pós-processamento, que podem incluir a remoção de suportes utilizados durante a fabricação, acabamento superficial e tratamentos térmicos para melhorar as propriedades do material.

g) Inspeção e testes: A peça é submetida a inspeções rigorosas para garantir a qualidade e precisão das dimensões. Testes mecânicos e análises de microestrutura podem ser realizados para verificar as propriedades mecânicas e garantir que a peça atenda aos requisitos especificados.

O primeiro passo do processo é preparar o modelo tridimensional da peça por meio de um *software* de desenho assistido por computador (CAD). O arquivo digital resultante é então enviado para a máquina EBM, que irá executar a impressão da peça (Karlssona, 2013).

Na câmara de vácuo da máquina EBM, uma fina camada de pó metálico é espalhada uniformemente sobre a plataforma de fabricação. O feixe de elétrons é então direcionado para a camada de pó, concentrando uma quantidade precisa de energia em pontos específicos, fundindo-o instantaneamente. Esse processo é repetido camada por camada, até que a peça seja construída completamente.

A principal vantagem do PBF-EB é a capacidade de fundir o pó de forma rápida e precisa. O feixe de elétrons, por ser altamente concentrado, aquece o pó a temperaturas elevadas em um curto espaço de tempo, permitindo a fusão seletiva das camadas sem a necessidade de pré-aquecimento do pó adjacente c.

A velocidade de varredura do feixe de elétrons é um dos fatores determinantes na eficiência do processo. A capacidade da máquina EBM de realizar uma varredura rápida influencia diretamente no tempo de impressão da peça e na produtividade do processo (Chua *et al.*, 2021; Niinomi, 2019).

Outra vantagem do PBF-EB é a capacidade de fabricar peças com excelente densidade. O vácuo presente na câmara de fabricação evita a formação de porosidades e bolhas durante a fusão, garantindo uma estrutura sólida e homogênea. Essa característica é essencial em aplicações onde a integridade estrutural é fundamental, como em componentes aeronáuticos e implantes médicos.

Além disso, o processo PBF-EB permite a utilização de materiais de alta performance, como ligas de titânio e níquel, sendo amplamente empregados em aplicações críticas. Esses materiais apresentam excelentes propriedades mecânicas, como alta resistência à tração e resistência à corrosão, tornando-os ideais para ambientes agressivos e exigentes (Karlssona, 2013).

Contudo, é importante destacar que o PBF-EB também possui alguns desafios a serem enfrentados. A variação de temperatura durante a fusão pode gerar tensões residuais na peça, o que pode afetar suas propriedades mecânicas e dimensionais. A otimização dos parâmetros de processo e a escolha adequada dos materiais são essenciais para minimizar esses efeitos indesejados (Suard, 2015).

O processo PBF-EB realizado na máquina EBM é uma técnica avançada de Manufatura Aditiva que oferece grande potencial em diversas indústrias. Sua capacidade de produzir peças com alta densidade, excelentes propriedades mecânicas e materiais de alta performance faz dele uma escolha atrativa para aplicações críticas. Com o contínuo desenvolvimento da tecnologia e aprimoramento dos processos, espera-se que o PBF-EB continue a revolucionar a fabricação de peças complexas e customizadas, impulsionando a inovação e a eficiência nas indústrias ao redor do mundo (Chastand, 2016).

3.2 LIGA DE TITÂNIO

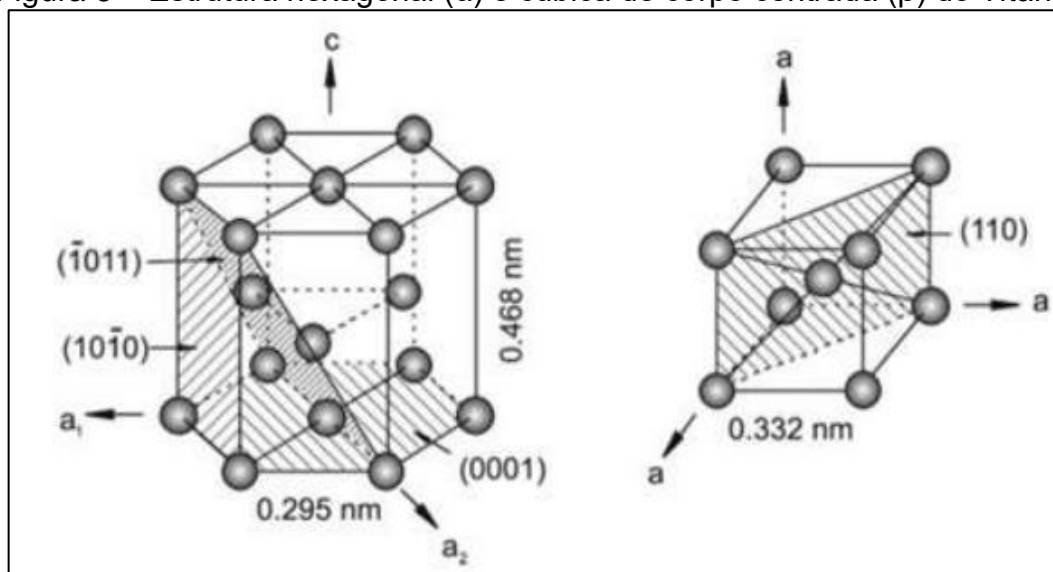
As ligas de titânio têm sido amplamente estudadas na área de MA, devido à sua atratividade para aplicações para próteses médicas. Mais especificamente, o Ti-6Al-4V recebeu a maior atenção de qualquer outra liga devido à sua alta relação de

resistência e peso, fatores de extrema importância para setores como automotiva, aviação e próteses médicas.

3.2.1 Metalurgia do Titânio

Titânio e suas ligas vêm sendo amplamente empregadas nas últimas décadas em inúmeros campos de suma importância ao desenvolvimento humano, como as indústrias aeronáutica e química, além de terem grande importância como materiais biologicamente compatíveis. Tal sucesso é decorrente de características intrínsecas tanto ao metal puro como suas ligas, tais como uma notável resistência específica, biocompatibilidade, resistência a fadiga e estabilidade a temperaturas que chegam a 500 °C dependendo da constituição da liga (não considerando o caso dos intermetálicos a base de titânio). Aliado a todas essas características positivas, sua baixa densidade (4.500 kg/m³ se comparada a materiais estruturais tradicionais como o ferro, 7.800 kg/m³) o torna um elemento indispensável em aplicações estruturais quando se visa um consumo energético mais eficiente. Isso leva à diminuição da emissão de poluentes, respeito ao meio ambiente e menores custos financeiros. A Figura 6 demonstra as principais estruturas cristalinas: a fase α de estrutura cristalina hexagonal compacta (hcp), e a fase β de estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (bcc) (Guimarães, 2017).

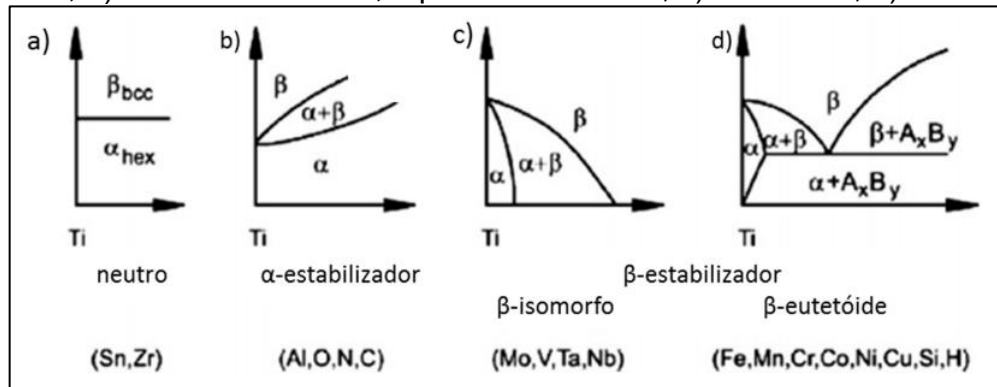
Figura 6 – Estrutura hexagonal (α) e cúbica de corpo centrada (β) do Titânio



Fonte: Leyens e Peters (2003).

A temperatura de transformação de fase β -transus é conhecida como a temperatura acima da qual toda a fase α é transformada na fase β . Neste caso, e como pode ser visto no Gráfico 1, os elementos de liga presentes nas ligas à base de titânio são geralmente classificados em α -estabilizadores, β -isomorfos ou β -eutetóides, todos responsáveis por alterar de modo específico a temperatura β .

Gráfico 1 – Categorias de diferentes diagramas de fase formados por elementos a) neutros; b) α -estabilizadores, e β -estabilizadores; c) isomorfos; d) eutetóides



Fonte: Banerjee e Williams (2013 *apud* Guimarães, 2017).

Os elementos Zr e Sn são considerados neutros por apresentarem pouca ou nenhuma influência na temperatura β , pois possuem alta solubilidade em ambas as fases. O elemento Al é o mais importante da classe dos α -estabilizadores, os quais não apenas estendem o campo α para temperaturas maiores, mas também propiciam o aparecimento de um campo duplo constituído por $\alpha + \beta$. A ampliação do campo β para temperaturas mais baixas é possível graças à incorporação de elementos β -estabilizadores, esses, divididos em isomorfos e eutetóides. Os primeiros, dentre os quais V é o mais utilizado, possuem largo emprego devido à sua ampla solubilidade no titânio, enquanto os eutetóides (onde se encontra o Fe, o β -estabilizador de maior efetividade) são responsáveis pela formação de compostos intermetálicos, mesmo quando adicionados em baixas frações. Por isso, as ligas à base de titânio comerciais são divididas em α , quase α , $\alpha + \beta$, quase β , β e intermetálicos, com diferentes proporções das fases α e β em suas microestruturas.

3.2.2 Titânio Ti-6Al-4V

A pesquisa sobre o Ti-6Al-4V tem se concentrado nas relações diretas entre suas propriedades mecânicas e os parâmetros de processamento ou microestrutura.

As taxas de resfriamento e a história térmica são fatores cruciais na determinação da microestrutura e das propriedades resultantes desse material. Até mesmo pequenas mudanças nas taxas de resfriamento podem afetar significativamente suas características mecânicas (Donachie, 2000).

Um dos aspectos importantes é o tamanho do componente fabricado por PBF-EB. Estudos de Zhao *et al.* (2016) mostraram que amostras menores (aproximadamente 1,7 mm de diâmetro) apresentaram cerca de 20% mais resistência, e 80% menos ductilidade em comparação com amostras maiores (cerca de 7 mm de diâmetro). Essas diferenças foram atribuídas à presença de uma fase α mais dúctil (com tamanho de 0,4 μm nas amostras menores e 1,4 μm nas amostras maiores) devido às taxas de resfriamento mais rápidas e ao tamanho maior dos poros nas amostras menores.

Os parâmetros de processamento também desempenham um papel importante. Aumentos na entrada de energia resultam em poças de fusão maiores, levando a gradientes de temperatura menores e, conseqüentemente, maior presença da fase α . Isso acarreta a diminuição da resistência ao escoamento, resistência à tração e dureza final (Hrabe; Quinn, 2013).

Além disso, fatores relacionados ao processo de Manufatura Aditiva, como defeitos, localização da construção e estratégias de varredura, também podem afetar diretamente as propriedades mecânicas do Ti-6Al-4V. Por exemplo, amostras fabricadas por PBF-L podem apresentar porosidade interna mais frequente dependendo da localização na placa de impressão (platô). A porosidade no meio da placa é maior (0,25 vol%) do que nas bordas (0,09 vol%). Poros não esféricos com falta de fusão também são encontrados, contendo, por vezes, partículas parcialmente derretidas, o que pode prejudicar as propriedades mecânicas na direção transversal, mas não na direção longitudinal. Isso resulta em amostras verticais ou transversais com um alongamento 28% menor do que amostras horizontais ou longitudinais (Galarraga *et al.*, 2016).

O controle cuidadoso desses parâmetros é essencial na Manufatura Aditiva com Ti-6Al-4V para obter peças de alta qualidade e com as propriedades desejadas. Entender como as características microestruturais são influenciadas pelos parâmetros de processo permitirá melhorar ainda mais a aplicação dessa liga versátil em diversas indústrias, incluindo aeroespacial, médica, automotiva e naval.

3.2.3 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas do Titânio Ti-6Al-4V fabricados por MA são demonstradas no Quadro 1.

Quadro 1 – Propriedades mecânicas do Ti-6Al-4V fabricadas por MA em comparação com Ti-6Al-4V fundido e recozido

Processo MA	P(W)	v(mm/s)	H (J/mm)	Orientação	E (Gpa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	Duct (%)	HV
PBF - Laser									
Realizer PBF-L	200	1.000	0,20	Long. Transv.	-	1.220 1.200	1.150 1.300	6 6 ± 1	-
Renishaw AM250	157	225	0,70	Long. Transv.	115 ± 6 119 ± 7	978 ± 5 967 ± 10	1.143 ± 6 1.117 ± 3	11,8 ± 0,5 8,9 ± 0,4	-
PBF - Feixe de Elétrons (EB)									
ARCAM A1	50 - 3.500	3.000	0,02	Long. Transv.	-	783 ± 15 812 ± 12	833 ± 22 851 ± 19	2,7 ± 0,4 3,6 ± 0,9	-
ARCAM A2	7.000	1.000	7,00	Long. Transv.	-	890 ± 5 880 ± 10	970 950 ± 5	12 ± 1,2 14 ± 1,2	-
ARCAM S12	-	-	-	Long. Transv.	-	982,9 ± 5,7 984,1 ± 8,5	1.029,7 ± 7 1.032,9 ± 12,9	12,2 ± 0,8 9 ± 0,26	372 ± 7,2 367,6 ± 8,3
ARCAM A2	-	-	-	Long. Transv.	-	1.006 1.001	1.066 1.073	15 11	-
ARCAM Q10	-	-	-	Long. Transv.	-	973 1.051	1.032 1.116	15 12	-
DED - Matéria prima em Pó									
Personalizado	2.000	10,60	189	Long. Transv.	115 ± 5 113 ± 5	961 ± 40 916 ± 34	1.072 ± 33 1.032 ± 31	17 ± 4 19 ± 4	-
DED - Matéria prima em Arame									
Personalizado	3.500	-	-	Long. Transv.	-	980 ± 70 860 ± 10	1.060 ± 70 935 ± 15	4 ± 0,8 9,6 ± 1,2	-
Personalizado	2.625	7,50	350	Long. Transv.	-	818 ± 30 792 ± 15	895 ± 40 870 ± 20	4 ± 1 11 ± 3,5	355 ± 28
Personalizado	2.192,30	10	438	Long. Transv.	-	890 ± 30 860 ± 10	965 ± 15 935 ± 20	8 ± 2 17 ± 3,5	341 ± 15
EOS DMLS	170,00	1.250	0,14	Long. Transv.	-	1.099 1.162	1.186 1.260	8,47 8,07	-
Processos tradicionais									
Tipo fundição/Liga	-	-	-	-	-	896	1.000	8	200
Tipo recozido	-	-	-	-	-	855	930	12	202

Legenda:

P: potência do laser

v: velocidade de digitalização

H: entrada de calor linear

Orientação: Impressão Longitudinal ou Transversal

E: módulo de elasticidade

σ_y : tensão de escoamento

σ_u : tensão de resistência a tração

Duct: ductilidade

HV: dureza Vickers

Fonte: Brandl *et al.* (2010); Brandl, Leyens e Palm (2011); Da Rocha *et al.* (2006); Donachie (2000); Edwards, O'conner e Ramulu (2013); Galarraga *et al.* (2016); Keist e Palmer (2016); Kobryn (1996); Palanivel *et al.* (2016); Simonelli, Tse e Tuck, (2014); Zhai, Galarraga e Lados (2015); Zhao *et al.* (2016).

O Gráfico 2 (a) apresenta a relação entre a resistência à tração e a ductilidade do Ti-6Al-4V, tanto em sua forma como depositado quanto após tratamento térmico. Observa-se que não há uma tendência negativa nessas propriedades, devido ao comportamento de baixo encruamento desse material. Variações na ductilidade não correspondem a grandes mudanças na força. Essa dispersão adicional pode ser

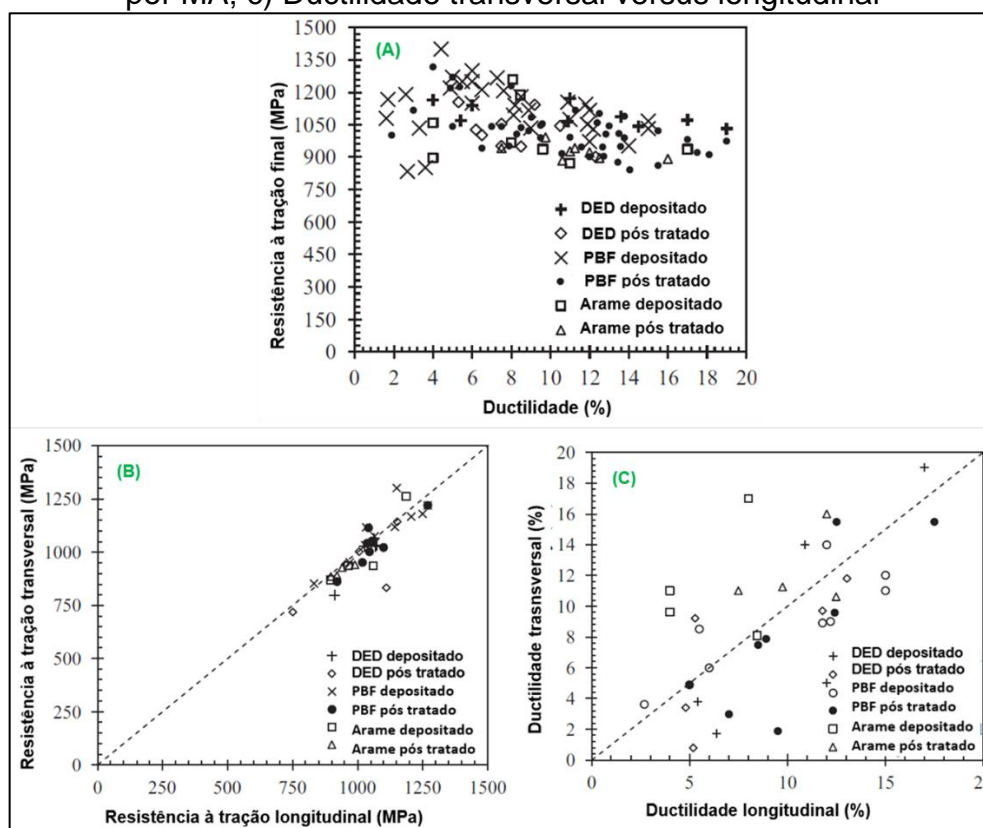
atribuída a diferenças entre os processos de Manufatura Aditiva, diversos parâmetros utilizados, eficiência das fontes de calor e geometria das peças (Carroll; Palmer; Beese, 2015; Debroy *et al.*, 2018).

Para examinar a potencial anisotropia nas propriedades mecânicas, foi construído o Gráfico 2 (b) que mostra a resistência à tração ao longo das direções transversal e longitudinal. Observa-se que não há uma tendência forte de anisotropia ou isotropia, estando novamente relacionado ao comportamento de baixo encruamento do Ti-6Al-4V.

Já o Gráfico 2 (c) exhibe a ductilidade ao longo das direções transversal e longitudinal, destacando a dispersão nesse parâmetro. Embora algumas variações na ductilidade sejam esperadas em ligas processadas convencionalmente, em materiais de Manufatura Aditiva, essa dispersão pode ser amplificada pelas condições de processamento, como a presença de porosidade, defeitos internos e tensões residuais, que podem resultar na formação de microtrincas (Edwards; O'conner; Ramulu, 2013; Keist; Palmer, 2016; Zhai; Galarraga; Lados, 2015).

Portanto, a análise das propriedades mecânicas do Ti-6Al-4V fabricado por Manufatura Aditiva é complexa e influenciada por vários fatores, incluindo o comportamento de baixo encruamento do material e as condições específicas de processamento. Compreender essas relações é crucial para otimizar o processo e garantir a qualidade e desempenho adequados das peças fabricadas para atender às demandas das diversas aplicações nas indústrias aeroespacial, automotiva, médica e outras áreas.

Gráfico 2 – a) Resistência à tração versus ductilidade para os processos MA; b) Medida de resistência à tração transversal versus longitudinal do Ti-6Al-4V fabricado por MA; c) Ductilidade transversal versus longitudinal



Fonte: Adaptado de Debroy *et al.* (2018).

3.3 MANUFATURA POR ADIÇÃO DE CAMADA DO TITÂNIO TI-6AL-4V

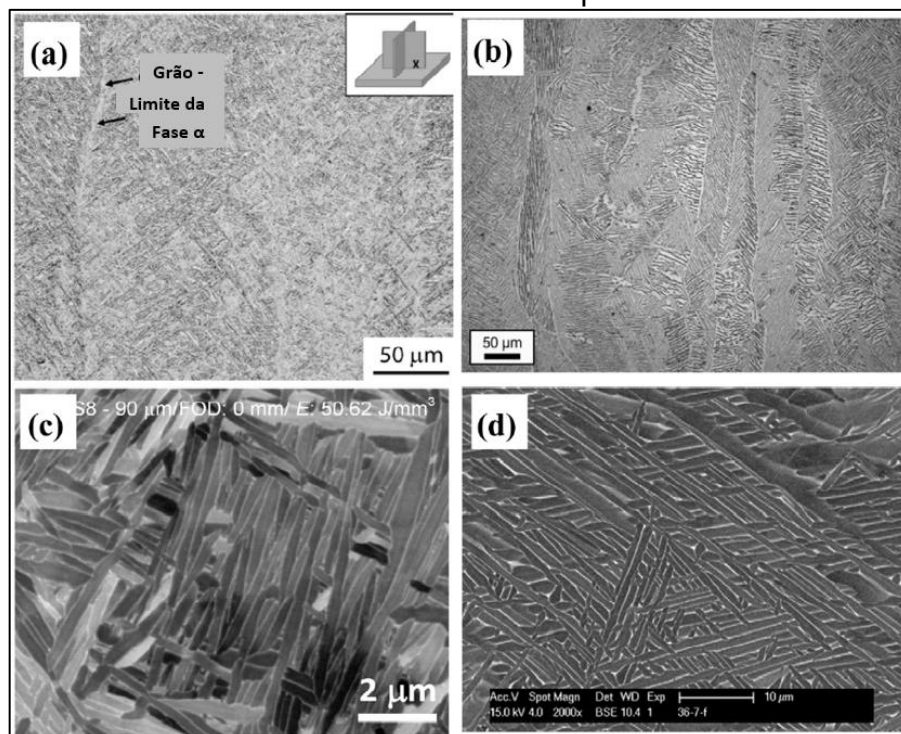
A manufatura aditiva do Titânio vem sendo largamente estudada e empregada nos mais diversos seguimentos da indústria, pois, além de utilizada em grande escala no seguimento de próteses devido à biocompatibilidade do corpo humano com este material. Outros seguimentos industriais também se interessam por suas propriedades mecânicas estruturais, a seguir será detalhado bibliograficamente sobre o Titânio e a tecnologia de Manufatura Aditiva.

3.3.1 Manufatura aditiva de fusão por feixe de elétrons do Titânio Ti-6Al-4V

A microestrutura de ligas de Titânio Ti-6Al-4V é composta principalmente de uma fase hexagonal compacta, e uma fase cúbica de corpo centrado α , à temperatura ambiente. No processo MA, a fase α se transforma na fase β durante o aquecimento

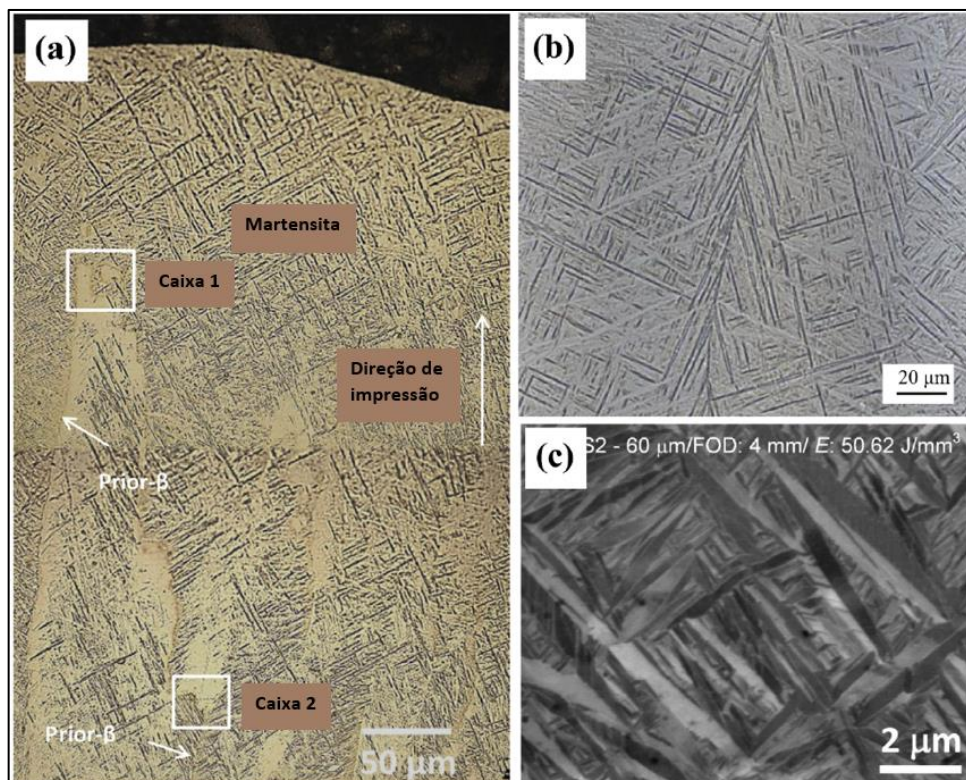
quando a temperatura excede a temperatura β transus. Após o resfriamento, a fase β se transforma de volta na fase α primária, para baixa taxa de resfriamento, como mostrado na Figura 7, ou para uma fase martensítica α' , para uma alta taxa de resfriamento, como mostrado na Figura 8.

Figura 7 – Microestrutura de Ti-6Al-4V produzida por diferentes processos; a) DED, estrutura de Widmanstätten lamelar fina e uma fase indicada por setas; b) PBF-EB, grãos colunares anteriores β delineados pelo contorno de grão α , dentro dos grãos β anteriores, α transformou-se em uma microestrutura $\alpha + \beta$ com colônia e morfologia de Widmanstätten; c) PBF-L, estrutura lamelar ($\alpha + \beta$); d) DED-GMA, uma fase lamelar em tons de cinza e uma matriz β em contraste branco



Fonte: Al-Bermani *et al.* (2010); Baufeld, Brandl e Van Der Biest (2011); Brandl *et al.* (2010); Carroll, Palmer e Beese (2015); Xu *et al.* (2015).

Figura 8 – a) PBF-EB, microestrutura óptica das últimas camadas em um corpo de provas cilíndrico de Ti-6Al-4V mostrando região martensita orientada ortogonalmente por linhas na camada superficial superior; b) DED, microestrutura composta por α' -martensita; c) PBF-L, microestrutura predominantemente constituída de martensita acicular α'



Fonte: Lu *et al.* (2016); Xu *et al.* (2015); Yu *et al.* (2012).

O espaçamento lamelar da fase α diminui com o aumento da taxa de resfriamento. A fase α experimenta o crescimento *in situ* e sua quantidade depende dos ciclos térmicos locais. Foi observada uma variação significativa do espaçamento lamelar da fase α em vários locais, em uma única camada. O espaçamento é uma função da temperatura de pico que deve estar abaixo da fase β transus. A espessura do contorno de grão α depende da taxa de resfriamento. O tamanho dos grãos β anteriores determinam o maior tamanho de uma colônia, que se desenvolve localmente (Martina *et al.*, 2012; Vrancken *et al.*, 2012).

O Titânio Ti-6Al-4V fabricado sob condições de resfriamento rápido, consiste em martensita acicular α' , e geralmente apresenta alto rendimento em resistência a tensão, mas sua ductilidade é limitada. O tratamento térmico pós-processamento geralmente é necessário para transformar a martensita α' em uma fase, para obter melhores propriedades mecânicas. A largura das placas α dependem principalmente das camadas superiores de picos de temperatura para tratamentos sub-transus. O tratamento térmico a temperaturas abaixo do β transus, seguido pelo resfriamento do

forno é ideal para a ductilidade geral e as propriedades de tração. Em contraste, a temperatura de tratamento térmico acima de β transus é indesejável. A lamelar $\alpha + \beta$ e as colônias α -Widmanstätten resultam em propriedades de tração mais baixas, enquanto a martensita α' tem baixa ductilidade em comparação com as colônias de α -Widmanstätten, a estrutura obtida pelo tratamento sub-transus (Vrancken *et al.*, 2012).

Além do tratamento térmico pós-processamento, a fase α' martensítica pode ser decomposta in situ durante o processo de MA. A decomposição da martensita foi observada durante o PBF-L, onde a martensita α' se transformou em uma camada lamelar ultrafina ($\alpha + \beta$) estrutura. A transformação resulta dos múltiplos ciclos térmicos durante a deposição progressiva das camadas superiores. Os parâmetros de processamento, como a espessura da camada, desfocagem e a densidade de energia do feixe de laser, precisam ser cuidadosamente controlados (Sridharan *et al.*, 2016; Xu *et al.*, 2015).

A capacidade de adicionar elementos de liga em forma de pó a matérias-primas comerciais na MA, permite a adaptação de microestruturas e propriedades. Por exemplo, a adição de 10% em peso de Molibdênio (Mo), o Titânio Ti-6Al-4V suprimiu completamente a transformação de β para martensita α' durante a solidificação rápida reduzindo a temperatura β transus de 995 °C para 900 °C. Assim, uma combinação de alta resistência e boa ductilidade foi alcançada através da microestrutura da matriz de Titânio totalmente β com partículas de Molibdênio (Mo) dispersas (Vrancken *et al.*, 2012).

3.3.2 Ciclo térmico

A manufatura aditiva, em particular o processo de fusão seletiva por feixe de elétrons (PBF-EB), tem se destacado como uma técnica promissora para a fabricação de componentes em ligas de titânio, como o Ti-6Al-4V. Esse processo é caracterizado por um ciclo térmico complexo, composto por etapas de aquecimento, fusão e resfriamento. Segundo Le *et al.* (2019) o PBF-EB utiliza um feixe de elétrons para fundir camadas sucessivas de pó de titânio, possibilitando a criação de peças complexas com alta precisão e controle.

A etapa inicial do ciclo térmico é o aquecimento do pó de titânio, que deve atingir uma temperatura próxima ao ponto de fusão para ocorrer a coalescência das partículas e a formação das camadas iniciais. Conforme Desmaison *et al.* (2021), o

controle adequado da temperatura nesse estágio é fundamental para garantir a qualidade do material e evitar o surgimento de defeitos, como trincas e porosidades.

Após o aquecimento, ocorre a fusão seletiva das camadas, na qual o feixe de elétrons é direcionado para fundir seletivamente as regiões definidas pelo projeto da peça. Essa etapa é crítica para a obtenção das características geométricas desejadas e das propriedades mecânicas esperadas. Um estudo de Metal Additive Manufacturing (2021) destaca a importância do controle preciso dos parâmetros do feixe de elétrons, como a potência e a velocidade de varredura, para garantir uma fusão homogênea e minimizar a formação de defeitos, como regiões fundidas incompletas.

Logo após a fusão seletiva, ocorre o resfriamento rápido do material. Essa etapa pode levar à formação de tensões residuais, especialmente quando a taxa de resfriamento é alta. De acordo com Osipov *et al.* (2020), as tensões residuais são indesejáveis, pois podem levar à deformação e à formação de trincas na peça final. Para mitigar esse problema, podem ser empregadas técnicas de tratamento térmico de alívio de tensões.

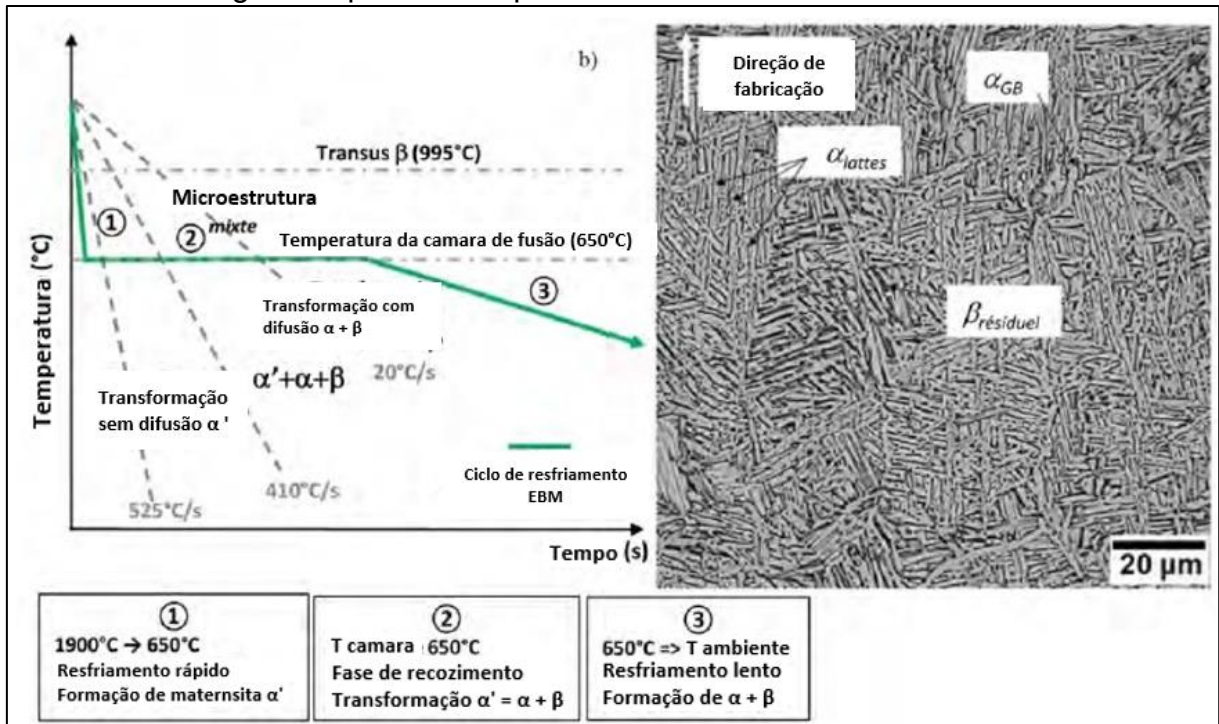
No entanto, o ciclo térmico do PBF-EB pode levar à formação de gradientes de temperatura significativos na peça. Esses gradientes podem causar variações microestruturais ao longo da peça, afetando suas propriedades mecânicas. Galati *et al.* (2022) ressaltam que os gradientes térmicos podem resultar em regiões com diferentes quantidades de fase beta, o que pode levar à anisotropia das propriedades mecânicas da peça.

Além disso, o ciclo térmico pode induzir a formação de precipitados intermetálicos e outras fases indesejáveis, como o alfa-case, sendo compostos quimicamente complexos e podem afetar negativamente a resistência à fadiga da peça. De acordo com Osipov *et al.* (2019), o controle do ciclo térmico é fundamental para evitar a formação dessas fases indesejáveis e garantir o desempenho mecânico adequado da peça.

Conforme Muzangaza (2018), ciclo térmico da manufatura aditiva PBF-EB aplicado ao titânio Ti-6Al-4V é uma etapa crítica que requer controle preciso para evitar a formação de defeitos e gradientes indesejáveis de temperatura. O controle adequado do aquecimento, fusão e resfriamento é essencial para garantir a qualidade do material e das propriedades mecânicas da peça final. Além disso, é importante considerar os problemas potenciais associados ao ciclo térmico, como tensões

residuais, formação de fases indesejáveis e anisotropia das propriedades mecânicas, e buscar estratégias de otimização para minimizá-los e melhorar o desempenho da peça impressa por manufatura aditiva de titânio Ti-6Al-4V.

Figura 9 – a) Gráfico de resfriamento típico explicando a microestrutura bifásica $\alpha + \beta$ do Ti-6Al-4V por PBF-EB. As velocidades de resfriamentos críticos. b) micrografia ótica no plano de construção ilustrando a presença da fase α inter e intragranular dos grãos e β residual aprisionado entre a estrutura da fase α



Fonte: Del Guercio *et al.* (2021).

A Figura 8 (a) ilustra detalhadamente a evolução térmica no processo de fabricação por fusão a laser de elétrons (EBM - *Electron Beam Melting*) para a liga de titânio Ti-6Al-4V. Essa figura é de fundamental importância para compreender as etapas do ciclo térmico durante a manufatura aditiva de peças estruturais em formato de treliça, permitindo uma análise aprofundada das transformações que ocorrem durante o processo e seu impacto na microestrutura e desempenho mecânico da peça final.

O processo de EBM é uma técnica avançada de manufatura aditiva que utiliza um feixe de elétrons de alta energia para fundir camadas sucessivas de pó metálico, possibilitando a construção de peças complexas com geometrias específicas. A Figura 8 (a) apresenta o ciclo térmico típico do processo EBM, composto por três fases

distintas: pré-aquecimento, fusão por feixe de elétrons e resfriamento (Muzangaza, 2018).

Na primeira fase, conhecida como pré-aquecimento, a peça é submetida a um aquecimento gradual para eliminar possíveis tensões residuais e garantir uma melhor aderência entre as camadas depositadas. De acordo com Del Guercio *et al.* (2021), esse estágio é essencial para evitar problemas relacionados à delaminação e à formação de trincas durante a fabricação de peças de titânio por EBM.

Em seguida, ocorre a fase de fusão por feixe de elétrons, onde o feixe altamente energético de elétrons é direcionado para a superfície da camada de pó, resultando na fusão do material em pontos específicos conforme o padrão de deposição. Conforme ressaltado por Del Guercio *et al.* (2021), essa fusão seletiva e controlada permite a construção da estrutura desejada, conferindo à peça características únicas de resistência e leveza.

Após a fusão, a peça passa para a fase de resfriamento, onde a taxa de resfriamento é cuidadosamente controlada para garantir a formação adequada da microestrutura. Segundo Del Guercio *et al.* (2021), a taxa de resfriamento influencia diretamente as transformações de fases da liga Ti-6Al-4V, como a formação de martensita alfa' e a fase beta, cruciais para a obtenção das propriedades mecânicas desejadas.

Através das Figuras 8 (a) e (b), é possível observar como o ciclo térmico do processo EBM influencia a microestrutura final da peça fabricada. De acordo com Del Guercio *et al.* (2021), as diferentes taxas de resfriamento nas diferentes regiões da peça resultam em variações na distribuição de fases e na morfologia dos grãos. Essa heterogeneidade microestrutural pode afetar significativamente as propriedades mecânicas da estrutura, tornando fundamental o controle preciso do ciclo térmico durante o processo de fabricação.

3.3.3 Solidificação dos grãos

A técnica de Manufatura Aditiva (MA) envolve um rápido aquecimento, fusão e solidificação de uma liga por meio de uma fonte de calor em movimento, como laser ou feixe de elétrons, resultando em ciclos térmicos espacialmente variáveis que afetam a estrutura e propriedades locais do material. Devido à natureza aditiva do processo, medições experimentais de temperaturas são restritas a superfícies

acessíveis, dificultando a obtenção de campos de temperatura tridimensionais (3D) internos, essenciais para compreender parâmetros cruciais como taxas de resfriamento variáveis, microestruturas, tensões residuais e distorção dos componentes (Carroll; Palmer; Beese, 2015; Debroy *et al.*, 2018; Edwards; O'Conner; Ramulu, 2013; Keist; Palmer, 2016; Zhai; Galarraga; Lados, 2015).

A MA compartilha semelhanças com a soldagem, visto que a fonte de calor em movimento gera uma zona de fusão que influencia a estrutura do grão e a textura do componente. A forma da poça de fusão varia conforme os parâmetros de processamento, podendo ser oval, em formato de gota de lágrima ou semicircular na superfície superior, dependendo do calor, intensidade da fonte e velocidade de varredura (Lippold, 2015; Kou, 2002). Essas características geométricas da poça de fusão afetam a formação dos grãos subsequentes e a taxa de solidificação local (Rai *et al.*, 2007).

A operação no modo *Keyhole* (penetração profunda), desejável na soldagem, permite que o feixe penetre profundamente no substrato com pouca entrada de calor na peça. No entanto, esse modo é instável na MA e pode gerar porosidade indesejada em componentes. O modo de condução, mais adequado para a MA, é conhecido por ocorrer em altas velocidades tanto para feixes de elétrons quanto para o processo a laser. A forma geométrica das poças de fusão é frequentemente negligenciada, mas é uma consideração importante para criar construções de MA eficazes e desenvolver processos que atendam aos requisitos de recursos estruturais desejados (Wei; Elmer; Debroy, 2016, 2017). O estudo desses aspectos é fundamental para aprimorar o controle e a qualidade dos componentes produzidos por esse método inovador de fabricação.

3.3.4 Nucleação

A maioria dos processos de Manufatura Aditiva (MA), incluindo o processo PBF-EB (*Electron Beam Powder Bed Fusion*), envolve a deposição camada por camada de metal com a mesma composição química que a camada anterior. Nesses casos, a nucleação de uma nova fase não é necessária para o crescimento epitaxial do metal a partir do substrato existente, uma vez que ambos possuem a mesma estrutura cristalina. Essa característica é bem compreendida e documentada em estudos anteriores (Kou, 2002; Lippold, 2015).

Quando a MA é realizada com metais idênticos ou similares, como o caso de soldagem com o mesmo material-base, apenas o crescimento epitaxial do substrato é requerido. Isso elimina a necessidade de nucleação e permite que o crescimento ocorra espontaneamente, sem a barreira de energia de ativação, desde que a temperatura caia abaixo da temperatura *liquidus*. Nesse contexto, a deposição camada por camada de material metálico é vantajosa para a obtenção de propriedades mecânicas adequadas e uma microestrutura homogênea.

No entanto, em determinadas situações de MA, como no revestimento de superfície a laser ou na fabricação de compósitos graduados com metais diferentes, a nucleação pode ser necessária na região limite da poça de fusão. Essa nucleação é um fenômeno importante para controlar a formação de microestruturas específicas e para garantir as propriedades desejadas nos componentes fabricados. Diversos estudos abordam a nucleação em processos de MA com metais diferentes, e as condições de processamento, geometria da peça e taxa de resfriamento podem influenciar significativamente esse processo (Pei; De Hosson, 2000; Sun; Durandet; Brandt, 2005; Thivillon *et al.*, 2009; Vilar *et al.*, 2009).

A nucleação desempenha um papel crucial na formação das microestruturas e propriedades dos componentes fabricados por MA, especialmente em casos que envolvem a deposição de metais diferentes. O entendimento desses fenômenos é fundamental para o aprimoramento dos processos de MA e para o desenvolvimento de materiais com características específicas para atender às demandas de aplicações em diversos setores industriais.

3.3.5 Propriedades termo-físicas do Titânio Ti-6Al-4V

A temperatura de pico na poça de fusão durante o processo de Manufatura Aditiva (MA), como o Titânio Ti-6Al-4V, pode atingir várias centenas de graus acima da temperatura *liquidus* da liga, chegando, em algumas deposições do modo *Keyhole* (penetração profunda), ao ponto de ebulição da liga. De acordo com Amine; Newkirk; Liou (2014) e Shishkovsky *et al.* (2008), a medição precisa da temperatura nesse ambiente é um desafio devido à rápida movimentação da fonte de calor e à alta transividade do campo de temperatura. A utilização de termopares é comum para medir a temperatura, mas eles precisam ser posicionados em locais sólidos distantes

da região fundida e devem ser extremamente finos para minimizar erros nas medições.

Outra abordagem para medir a temperatura é a termografia infravermelha, que permite a medição da distribuição de temperatura na superfície durante a construção ou impressão no processo de MA. No entanto, esse método está limitado a temperaturas superficiais e não fornece uma distribuição completa de temperatura em três dimensões. Portanto, uma alternativa é estimar os perfis de temperatura e as taxas de resfriamento utilizando modelos computacionais calibrados e validados com dados experimentais de temperatura versus tempo em diferentes locais de monitoramento. A Tabela 1 apresenta algumas propriedades termo-físicas do Titânio Ti-6Al-4V, bem como de outros metais relevantes.

Tabela 1 – Propriedades termo-físicas de algumas ligas usadas na MA

Liga	Temperatura Liquidus (°C)	Temperatura Solidus (°C)	Densidade (kg/m ³)	Viscosidade (kg/m s)
Ti-6Al-4V	1.655	1.605	4.500	4 x 10 ⁻³
SS316	1.460	1.420	7.800	7 x 10 ⁻³
IN 718	1.336	1.260	8.100	5 x 10 ⁻³
Aço H13	1.452	1.312	7.900	7 x 10 ⁻³
AA6061	652	582	2.700	-

Fonte: Adaptada de Mills (2002); Nandan, Debroy e Bhadeshia (2008).

Essa abordagem computacional é essencial para entender o comportamento térmico durante o processo de MA e permite a previsão das condições ideais para garantir a qualidade metalúrgica dos componentes produzidos. Através do conhecimento das propriedades termo-físicas do Titânio Ti-6Al-4V e outros metais, os engenheiros podem ajustar os parâmetros de processo para obter uma microestrutura e propriedades desejadas, garantindo assim o desempenho adequado do componente final. Com a constante evolução da tecnologia de MA e a compreensão aprofundada das propriedades termo-físicas dos materiais, espera-se que essa técnica revolucione ainda mais a indústria, permitindo a fabricação de peças complexas e personalizadas para diversas aplicações em setores como saúde, aeronáutica, mecânica, naval e muitos outros.

3.3.6 Defeitos gerados por perda de elemento de liga

Na Manufatura Aditiva (MA), a vaporização de elementos de liga durante o processo de fusão pode resultar em mudanças na composição do material. Esse fenômeno é especialmente observado quando a temperatura da poça de fusão atinge níveis elevados. Essa vaporização imprevista impacta diretamente a microestrutura de solidificação, afetando negativamente a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas do material (Mukherjee *et al.*, 2016).

A complexidade do processo de MA, juntamente com as rápidas velocidades de varredura, torna a medição experimental *in situ* da vaporização bastante desafiadora. Uma estratégia para mitigar esse problema é realizar medições precisas da massa do material antes e depois da deposição da peça. Esse método foi empregado por Klassen, Scharowsky e Körner (2014) durante a impressão PBF-EB do pó de Ti-6Al-4V, e os resultados foram validados por meio de um modelo numérico.

Além disso, para estudar a vaporização de elementos de liga durante a MA, é fundamental realizar medições das composições tanto do pó de metal quanto da peça final. Em pesquisas conduzidas por Debroy *et al.* (2018) e Gaytan *et al.* (2009), observou-se uma redução de 10-15% no teor de alumínio em amostras otimizadas em PBF-EB de Ti-6Al-4V. Essa redução correspondeu a uma diminuição de aproximadamente 0,6-1,0% em peso em relação à composição nominal. Outros estudos também corroboram essas mudanças significativas na composição, como o trabalho de Brice *et al.* (2009), que relataram uma diminuição de cerca de 0,9% em peso de Al e 0,4% em peso de Mg durante o processo PBF-EB de Ti-6Al-4V.

Esses dados indicam a importância de considerar a vaporização de elementos de liga durante a MA, pois ela pode afetar significativamente a integridade e as propriedades finais das peças produzidas.

3.3.7 Porosidade

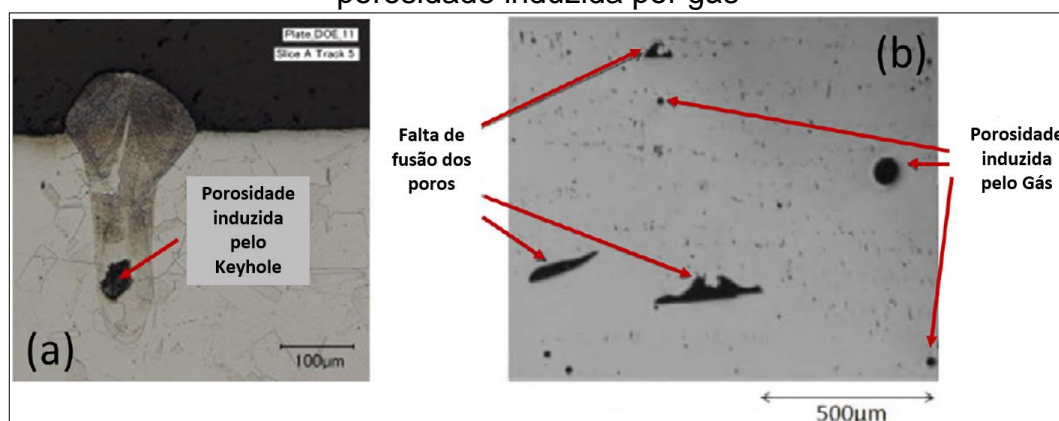
A porosidade e a falta de preenchimento na fusão são defeitos comuns na MA que precisam ser minimizados ou eliminados devido a seus efeitos adversos nas propriedades mecânicas (Carlton *et al.*, 2016; Jia; Gu, 2014; Morgan; Sutcliffe; O'Neill, 2004). Alguns pesquisadores sugeriram, em síntese, três mecanismos principais pelos quais esses defeitos são produzidos:

a) quando alguns processos MA são operados com densidade de potência muito alta, a deposição ou fusão pode ser executado no modo *Keyhole* (penetração profunda). Sem um controle cuidadoso da fusão do modo *keyhole*. Os *Keyholes* podem se tornar instáveis e repetidamente se formam e colapsam, deixando vazios dentro do depósito que consistem em vapor aprisionado. Portanto, aquelas porosidades são quase em formato esférico. A Figura 10 (a) mostra a porosidade do material 316L aço inoxidável, formada durante a MA assistida por laser. O tamanho da porosidade da cavidade pode variar dependendo da forma e do tamanho (Kaplan, 1994; King *et al.*, 2014);

b) o gás pode ser aprisionado dentro das partículas de pó durante o processo de atomização do pó. Esses gases aprisionados resultam em poros de gás esféricos como mostrado na Figura 10 (b). Além disso, poros de gás também podem ser formados devido ao aprisionamento do gás de proteção, ou vapores de liga dentro da poça de fusão (Gilbert, 2009);

c) A falta de defeitos de fusão pode ser causada por penetração inadequada da poça de fusão de uma camada superior no substrato ou na camada previamente depositada como mostrado em Figura 10 (b) (Darvish; Chen; Pasang, 2016; Mukherjee *et al.*, 2016; Sames *et al.*, 2014).

Figura 10 – a) Porosidade de buraco de fechadura; b) falta de poros de fusão e porosidade induzida por gás



Fonte: Adaptada de King *et al.* (2014); Sames *et al.* (2014).

3.3.8 Rugosidade

A rugosidade da superfície das peças fabricadas por MA, resulta de vários parâmetros de entrada interdependentes, que conseqüentemente, resultam em várias

condições de saída observáveis ou mensuráveis que podem afetar o desempenho das peças. Esses parâmetros de entrada estão relacionados ao material, desenho da peça, seleção do processo, parâmetros do processo, pós-processamento e acabamento. As condições de saída podem variar de partículas de pó parcialmente fundidas (ou cordões de solda), fusão imprópria gerando esferas, falta de fusão de camadas ou estrias devido às condições de construção ou impressão, trilha de fusão ou estratégia de caminho de varredura (Muzangaza, 2018).

As condições da matéria-prima incluem o tipo de liga, a distribuição de tamanho da partícula do pó e a morfologia do pó. Condições da matéria-prima do arame incluem tipo de liga, diâmetro do arame e parâmetros de processos relacionados à taxa de alimentação do arame. As condições de projeto de peças e processos se relacionam com a construção ou impressão da superfície, geometria, orientação da peça dentro do volume de construção ou impressão e estruturas do suporte. Parâmetros do processo relacionados à rugosidade da superfície incluem energia da fonte de calor, velocidade de deslocamento, altura da camada, ângulos de saliência, estratégia de varredura ou planejamento do caminho, como também caminhos do perfil. As condições de pós-processamento incluem remoção do suporte, polimento de usinagem, jateamento e tratamento químico.

A rugosidade da superfície é uma das características mais importantes de componentes complexos fabricados por MA, a rigidez da superfície é medida usando um perfilômetro ou analisando a morfologia usando a MEV (microscopia eletrônica de varredura). Na superfície, a altura de um pico ou a profundidade de uma depressão (f_n) é medida em muitos locais ao longo do comprimento do perfil L. A rugosidade média da superfície (R_a) é numericamente calculada por Strano *et al.* (2013):

$$R_a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |f_n| \quad (1)$$

Componentes fabricados com aditivos para aplicações de alta qualidade requerem uma rugosidade superficial média inferior a 1 mm. No entanto, as peças depositadas, camada por camada, geralmente exibem superfícies ásperas e requerem pós-processamento, como usinagem de superfície, retificação, polimento químico e jateamento para obter o acabamento desejado, como exemplo os processos de MA PFB-EBM. Essas operações são demoradas e adicionam custos

operacionais ao produto, deixando-os mais caros. Portanto, é importante entender as causas da rugosidade da superfície, a fim de erradicar ou minimizar o problema (Dehoff *et al.*, 2013; Lyczkowska *et al.*, 2014; Mumtaz; Hopkinson, 2009, 2010).

De acordo com Rahmati e Vahabli (2015), existem duas causas principais de rugosidade da superfície. A rugosidade da superfície causada pelo “efeito degrau de escada”, que ocorre devido a aproximação escalonada por camadas de superfícies curvas e inclinadas, como mostrado no Gráfico 3 (a). A rugosidade média da superfície (R_a) depende da espessura da camada (t_l) e do ângulo de construção (θ) e pode ser representado pela seguinte equação:

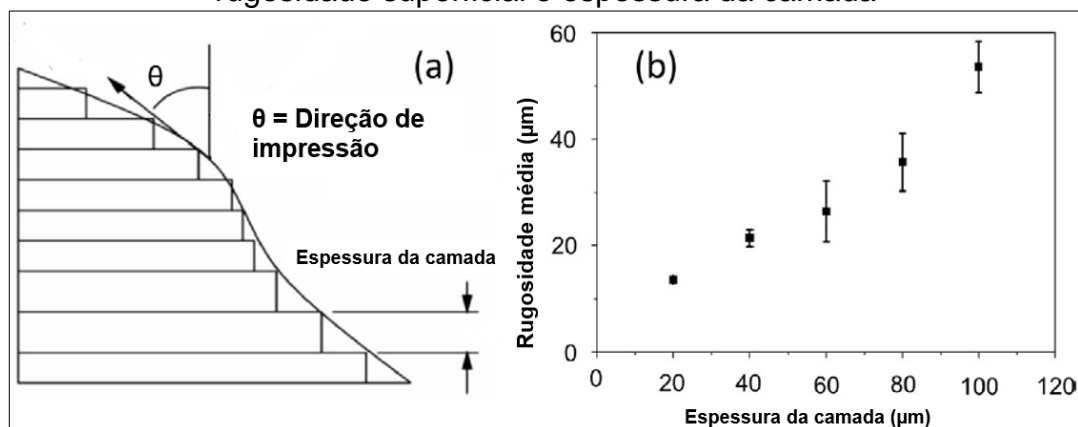
$$R_a = 1000 \cdot t_l \cdot \sin\left(\frac{90-\theta}{4}\right) \cdot \tan(90 - \theta) \quad (2)$$

Onde:

R_a é a média aritmética da rugosidade da superfície de uma região com um determinado ângulo de impressão.

A rigidez da superfície aumenta com o aumento da espessura da camada como mostrado no Gráfico 3 (b). Segundo Qiu *et al.* (2015), o obstáculo comum da MA é de equilibrar a compensação entre o tempo e a complexidade de impressão, no caso da rugosidade da superfície. Construindo uma peça com espessura de camada pequena pode efetivamente reduzir a rugosidade da superfície. No entanto, leva mais tempo para construir peças com camadas finas. Uma maneira alternativa é evitar um ângulo de orientação de impressão acentuada, selecionando adequadamente a direção de impressão para peças complexas (Qiu *et al.*, 2015; Rahmati; Vahabli, 2015).

Gráfico 3 – a) Efeito de escada causando rugosidade superficial; b) relação entre rugosidade superficial e espessura da camada

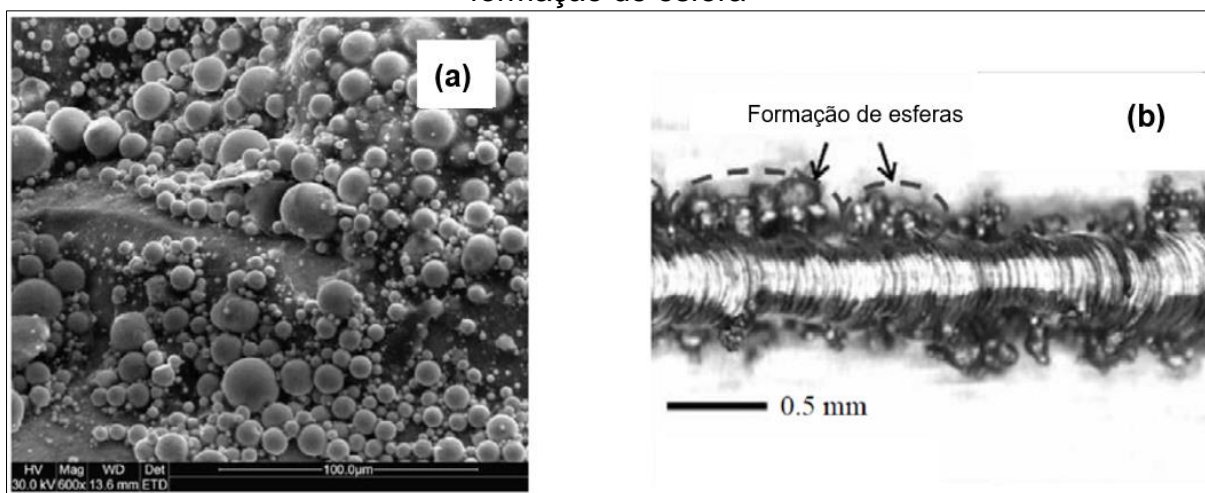


Fonte: Qiu *et al.* (2015); Rahmati e Vahabli (2015).

Um segundo mecanismo para formar superfícies ásperas é a fusão imprópria de partículas de pó, causando o fenômeno de formação de esferas. Quando há uma baixa entrada de calor, a energia fornecida é insuficiente para derreter completamente as partículas de pó (Kruth *et al.*, 2007).

As partículas de pó sólidas aderem às superfícies da construção. A Figura 11 (a) mostra uma imagem da MEV (microscopia eletrônica de varredura) do pó sólido e as partículas na superfície de impressão. A rugosidade média da superfície causada por partículas inadequadamente fundidas está na mesma ordem de grandeza do diâmetro do pó (Gu; Shen, 2009). Em altas velocidades de varredura no processo à laser, a poça de fusão torna-se alongada, ocasionando instabilidade em pequenas poças. Este processo é frequentemente descrito como fenômeno de formação de esfera (Gu; Shen, 2009; Kruth *et al.*, 2007). Devido ao fluxo conduzido pelo gradiente de tensão superficial na poça de fusão, essas pequenas esferas são arrastadas para as bordas externas da poça fundida. Portanto, pequenas esferas podem ser encontradas nas bordas laterais do material solidificado, como mostrado na Figura 11 (b) (Lee; Zhang, 2015; Mumtaz; Hopkinson, 2009).

Figura 11 – a) imagem da MEV na superfície de impressão; b) fenômeno de formação de esfera



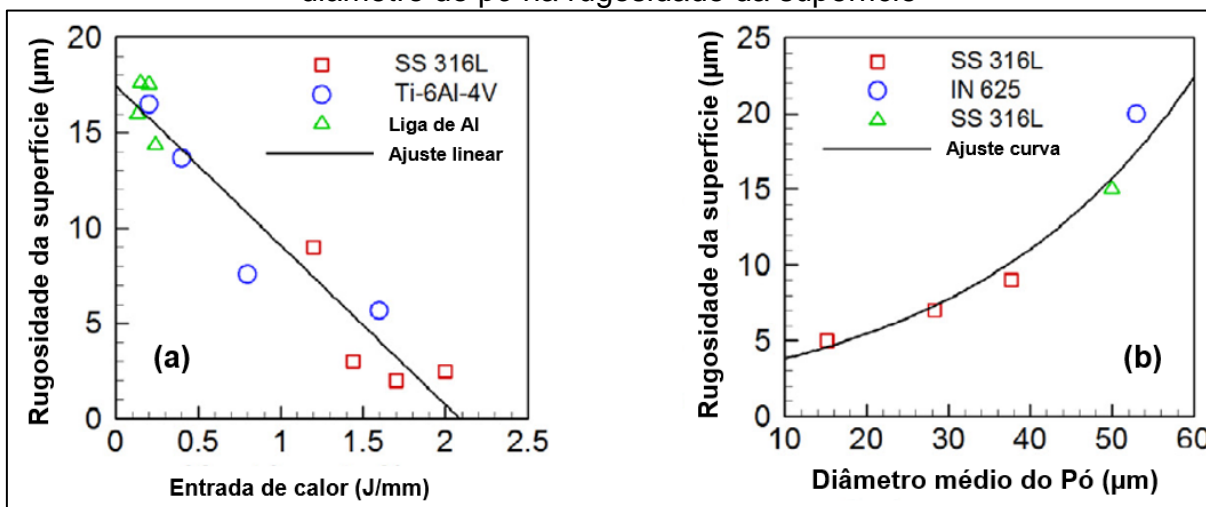
Fonte: Lee e Zhang (2015); Mumtaz e Hopkinson (2009).

A alta entrada de calor alcançada pela alta potência do laser e baixa velocidade de varredura, pode derreter completamente todas as partículas de pó e reduzir o fenômeno de formação de esfera. Portanto, espera-se que a rugosidade da superfície possa ser reduzida com o aumento do calor. O Gráfico 4 (a) mostra dados de rugosidade da superfície para três ligas em relação a entrada de calor linear. A partir

desta figura pode-se confirmar que a rugosidade da superfície dos componentes fabricados por MA pode ser minimizada, aumentando a entrada de calor independente sobre o processamento da liga. No entanto, a entrada de calor muito alta pode ser prejudicial para o acabamento superficial, devido a altas tensões térmicas e taxa de solidificação não uniforme. Por fim, as partículas maiores de pó são difíceis de derreter, portanto, componentes fabricados com pós mais grossos podem apresentar acabamento superficial ruim (Liu *et al.*, 2011).

Para Yasa, Deckers e Kruth (2011), Spierings, Herres e Levy (2011) e Mumtaz e Hopkinson (2009), as partículas sólidas maiores na superfície de construção também resultam em maior rugosidade da superfície. O Gráfico 4 (b) mostra a relação entre o diâmetro médio do pó e a rugosidade da superfície usando os dados da literatura independente. Isso é, mostraram que uma superfície mais lisa pode ser alcançada fabricando componentes usando partículas de pó mais finas.

Gráfico 4 – a) efeito da entrada de calor na rugosidade da superfície; b) efeito do diâmetro do pó na rugosidade da superfície



Fonte: Mumtaz e Hopkinson (2009); Spierings, Herres e Levy (2011); Yasa, Deckers e Kruth (2011).

3.3.9 Trincas e delaminação

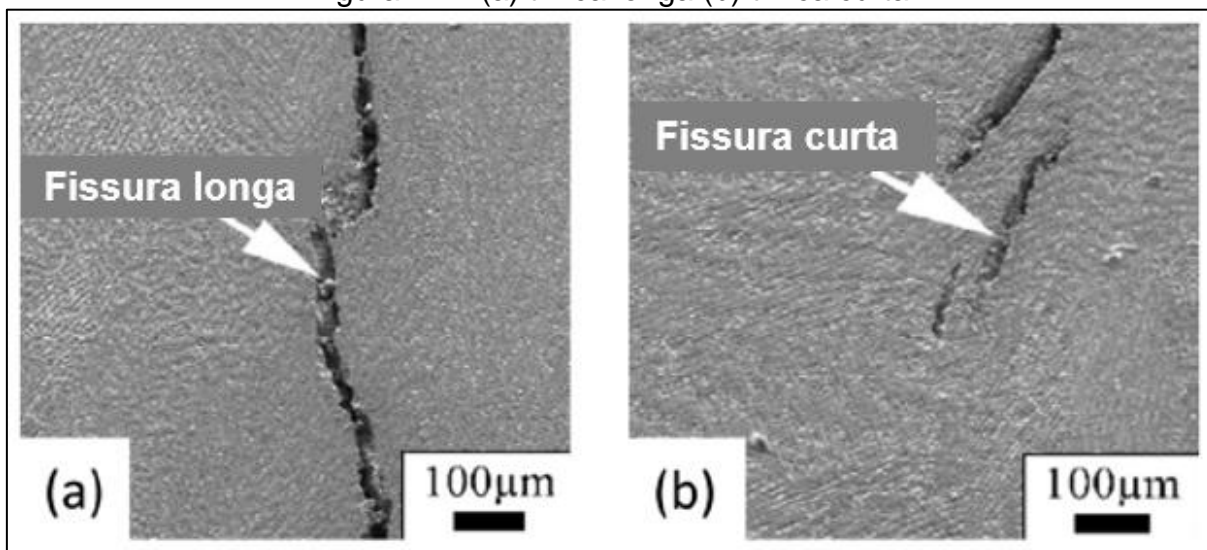
Existem três tipos principais de trincas observadas em componentes fabricados aditivamente:

a) semelhante à soldagem, as trincas de solidificação na MA podem ser observadas ao longo dos contornos de grãos da construção. O processo de deposição tende a se contrair devido à contração de solidificação e à contração térmica. No

entanto, as temperaturas do substrato ou as camadas previamente depositadas, são inferiores às da camada de deposição. Portanto, a contração da camada de deposição é maior que a da camada inferior e da camada solidificada, devido às dificuldades geradas pelo substrato ou pela própria camada previamente depositada. Isso resulta na geração de uma tensão de tração na camada solidificada. Se a magnitude desta tensão de tração excede a resistência do metal solidificado, as trincas podem ser observadas ao longo dos grãos solidificados. A trinca em duas superligas de níquel reforçadas (CM247LC e CMSX486) fabricadas por fusão seletiva a laser foi estudada em uma ampla gama de parâmetros de processo, e constatou-se que, embora a fração de vazios tenha diminuído com um aumento na densidade de energia, a densidade da trinca não se correlacionou diretamente com a densidade de energia. Suas descobertas ressaltam a necessidade de entender o efeito metalúrgico (por exemplo, faixa de temperatura de solidificação) e mecânico (por exemplo, tensão residual) fatores na trinca a quente em materiais fabricados por manufatura aditiva (Carter *et al.*, 2016; Carter; Attallah; Reed, 2012; Kou, 2002);

b) trincas de liquação são observadas na zona pastosa ou na zona parcialmente fundida da impressão. Na zona parcialmente fundida, o aquecimento rápido abaixo da temperatura *liquidus* da liga causa a fusão de certas fases do precipitado do contorno de grão, como carbonetos de baixo ponto de fusão. Durante o resfriamento da construção, a zona parcialmente fundida sofre uma força de tração, devido à contração de solidificação e contração térmica do depósito. Sob esta força, os filmes líquidos ao redor dessas fases de contorno de grão ou carbonetos, podem atuar como regiões de trincas. As ligas que apresentam ampla zona pastosa (grande diferença entre a temperatura *liquidus* e o *solidus*, como superligas à base de níquel), grande contração na solidificação (grande poça de fusão, como no caso do Ti-6Al-4V) e grande contração térmica (alto coeficiente de expansão térmica, como no caso das ligas de alumínio) são os mais suscetíveis a trincas por liquação. Em componentes de MA, a trinca pode ser muito longa espalhando-se por várias camadas, como mostrado na Figura 12 (a), ou pequena com um comprimento máximo igual à espessura da camada, como mostrado na Figura 12 (b) (Kou, 2002; Zhao et al., 2009);

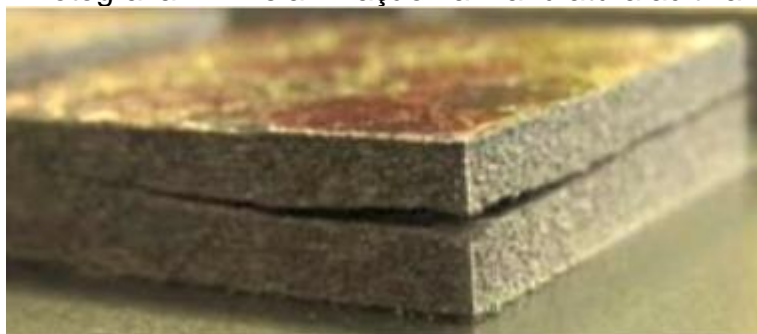
Figura 12 – (a) trinca longa (b) trinca curta



Fonte: Zhao *et al.* (2009).

c) A delaminação é basicamente a separação de duas camadas consecutivas como mostrado na Fotografia 1, que é causada pelas tensões residuais nas interfaces das camadas excedendo o limite de escoamento da liga (Mukherjee; Zhang; Debroy, 2017).

Fotografia 1 – Delaminação na manufatura aditiva



Fonte: Kempen *et al.* (2013).

3.3.10 Tensões residuais

Uma consequência inerente da deposição de pó em um substrato relativamente mais frio ou camadas previamente depositadas, é o gradiente de temperatura acentuado, deformação térmica e tensões residuais. As tensões residuais podem levar a peça a distorção, perda de tolerância geométrica e delaminação de camadas durante a deposição como demonstrado anteriormente na Fotografia 1, bem como deterioração do desempenho à fadiga e resistência à fratura da peça fabricada. Um

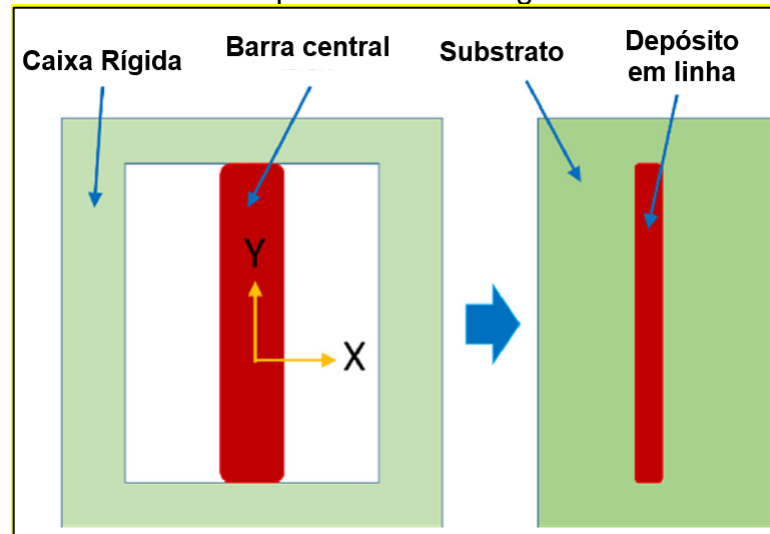
conhecimento quantitativo da evolução das tensões térmicas durante a MA, é essencial para entender, e conseqüentemente, controlar ou mitigar os problemas mencionados. Por exemplo, para leito de pó na MA, a distorção da peça pode ser grande o suficiente para evitar que o ancinho (ou sistema de nivelamento) se espalhe em uma camada fina de pó em toda a área selecionada para impressão. Uma compreensão das tensões térmicas pode ajudar a otimizar a colocação de estruturas de suporte para minimizar a distorção (Lewis; Schlienger, 2000; Mercelis; Kruth, 2006).

Os principais fatores físicos responsáveis pela origem das tensões residuais na MA incluem:

- a) gradiente de temperatura espacial, devido a aquecimento e resfriamento localizado pela fonte de calor em movimento;
- b) expansão e contração térmica do material, devido a tal aquecimento e resfriamento;
- c) compatibilidade de deformação (distribuição desigual de deformações inelásticas), equilíbrio de força e deformação de tensão, comportamento constitutivo especialmente no que diz respeito ao escoamento plástico cíclico.

A soldagem por MA, e por fusão, compartilham muitos dos mesmos fenômenos físicos, especialmente os principais fatores físicos que governam a formação de tensões residuais e distorção. Assim, o problema clássico da estrutura de barras, estabelecido para ilustrar a origem das tensões residuais na soldagem por fusão, é adaptado para explicar na MA (Goldak; Akhlaghi, 2005; King *et al.*, 2015; Kou, 2002; Martukanitz *et al.*, 2014). Conforme mostrado no Esquema 1, uma barra sólida é conectada a uma estrutura de caixa rígida; ambos são ajustados à temperatura inicial T_0 . A barra do meio experimenta aquecimento a uma temperatura de pico T_P , e resfriamento de volta a temperatura inicial T_0 . Esta situação é análoga a um depósito de material realizado em linha sobre um substrato, onde o metal quente depositado no centro é circundado pelo metal base frio (Masubuchi, 1980).

Esquema 1 – Estrutura de barras para ilustrar a origem das tensões residuais na MA



Fonte: Debroy *et al.* (2018).

Uma vez que a barra do meio é totalmente restringida pela estrutura de caixa rígida, a seguinte equação de compatibilidade de deformação ou deformação térmica pode ser escrita:

$$\varepsilon_e + \varepsilon_p + \varepsilon_0 + \alpha \cdot (T - T_0) = 0 \quad (3)$$

Onde:

ε_e deformação elástica;

ε_p deformação plástica;

α coeficiente de expansão térmica (Constante);

T temperatura local;

T_0 temperatura inicial definida anteriormente.

Além disso, ε_0 inclui a outra deformação inelástica, como aquela da fase transformação e fluência; ela é definida como zero nesta análise simples. A deformação elástica é descrita pela lei 1ª lei de Hooke da linearidade elástica, ou seja:

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (4)$$

Onde:

σ tensão;

E módulo de Yong.

A deformação elástica máxima (ε_m) que o material pode suportar antes que a deformação plástica ocorra é:

$$\varepsilon_m = \frac{\sigma_y}{E} \quad (5)$$

Onde: σ_y tensão de escoamento.

Para Gao *et al.* (2013), a identificação de estratégias apropriadas para mitigar tensões residuais ou distorção induzida por tensão contínua sendo a principal direção para os estudos computacionais e experimentais. A temperatura de pré-aquecimento do substrato, comprimento de deposição mais curtas, estratégia de deposição, como espiralar em vez de espiralar para fora, aumentar a velocidade de varredura e a diminuição da altura da camada, foram recursos significativos encontrados para reduzir ou erradicar, tanto a distorção, quanto às tensões residuais. Nota-se que a temperatura de pré-aquecimento do substrato pode não só reduzir as tensões residuais finais pós-fabricação, mas também as tensões durante a impressão.

3.3.11 Controle do processo

O controle de processo na Manufatura Aditiva (MA) por Fusão de Feixe de Elétrons (PBF-EB) é fundamental para garantir a qualidade das peças fabricadas. Para isso, é essencial realizar medições *in situ* e ajustar os parâmetros do processo conforme necessário. Uma das principais variáveis monitoradas é a temperatura da poça de fusão, com um impacto significativo na qualidade final do produto. Para realizar medições de temperatura, são comumente utilizados pirômetros e termopares (Imran *et al.*, 2011).

Os pirômetros são dispositivos térmicos amplamente empregados para medir a temperatura durante o processo de PBF-EB. Eles convertem a luz em sinal elétrico e fornecem temperaturas de superfície sem contato com o material. Embora sejam amplamente utilizados, os pirômetros têm algumas limitações, como fornecer apenas medições de temperatura superficial e depender de propriedades físicas precisas para relacionar a radiação emitida com a temperatura.

Por outro lado, os termopares são dispositivos mais acessíveis em termos de custo e permitem medir a temperatura interna das construções. No entanto, eles são colocados no substrato antes da deposição, limitando as medições a camadas iniciais e não permitindo medições em camadas superiores durante um processo contínuo de MA (Fathi *et al.*, 2006; Imran *et al.*, 2011; Mani *et al.*, 2017).

Além da temperatura, a geometria da poça de fusão é outro parâmetro essencial a ser controlado. Uma poça de fusão uniforme é desejável para garantir a qualidade da peça fabricada. As mudanças dinâmicas na geometria da poça podem ser monitoradas por meio de câmeras de alta velocidade, que captam imagens sucessivas da superfície da poça. No entanto, essas câmeras não fornecem uma visão completa da forma 3D da poça, o que pode dificultar o controle preciso do processo.

Outras técnicas de monitoramento têm sido exploradas para complementar as medições de temperatura e geometria da poça de fusão. Algumas abordagens incluem o uso de câmeras calibradas para detecção de defeitos, sensores de deslocamento a laser para medição de distorção *in situ* e o acoplamento de leituras de sensores com modelos numéricos para obter respostas dinâmicas e ajustar os parâmetros do processo (Kuhn *et al.*, 2022).

O controle total do processo de MA envolve o monitoramento detalhado das variáveis-chave e a resposta dinâmica às mudanças nas condições do processo. Para alcançar esse objetivo, é necessário acoplar técnicas de monitoramento com modelos adequados para ajustar com precisão os parâmetros do processo e obter peças de alta qualidade. Avanços em capacidade de computação e compreensão dos processos físicos de MA estão contribuindo para tornar esse controle mais viável e eficiente (Farshidianfar; Khajepour; Gerlich, 2016; Hildreth *et al.*, 2016; Popova *et al.*, 2017). A combinação adequada de medições *in situ* e modelos numéricos permitirá alcançar o controle total do processo PBF-EB, garantindo a produção de peças de alta qualidade nas aplicações industriais.

3.3.12 Estrutura

Na Manufatura Aditiva (MA) por Fusão de Feixe de Elétrons (PBF-EB), as estruturas formadas podem apresentar características distintas em relação às soldas tradicionais. Isso ocorre porque muitos métodos de MA utilizam fontes de calor

semelhantes aos processos de soldagem convencionais, como arcos, lasers e elétrons. No entanto, a MA permite maior precisão e flexibilidade devido à rápida varredura do feixe, o que possibilita o controle camada por camada das estruturas produzidas (Kou, 2002; Lippold, 2015; Manuals Metals—Handbooks, 2011).

Durante o processo de MA, o crescimento da estrutura ocorre à medida que as camadas previamente depositadas são solidificadas. Esse crescimento é influenciado pela fusão parcial ou completa da camada subjacente previamente formada. A refusão das camadas anteriores é importante para garantir a qualidade dos componentes fabricados, pois remove contaminantes da superfície e quebra partículas de óxido, proporcionando uma interface limpa no nível atômico (Basak; Das, 2016).

A microestrutura próxima ao limite da poça de fusão é dominada pelo metal base, enquanto mais distante do limite, o crescimento progressivo passa a ser dominante. Fenômenos de crescimento avançados foram observados em diversas ligas, como ferro, níquel, titânio e tântalo. O crescimento competitivo ocorre entre dendritos com várias orientações cristalográficas nos materiais policristalinos. Dendritos com direções de fácil crescimento alinhados com a direção máxima do fluxo de calor no sólido-líquido alcançam crescimento avançado durante o processo de solidificação (Das, 2003).

A orientação cristalográfica da estrutura é influenciada pelas direções de crescimento específicas de cada estrutura cristalina. Por exemplo, ligas de alumínio e aços inoxidáveis austeníticos, que possuem uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), apresentam crescimento preferencial ao longo da direção $(1\ 0\ 0)$. Já os aços carbono e os aços inoxidáveis ferríticos, que possuem uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), apresentam crescimento preferencial ao longo da direção $(1\ 0\ 0)$.

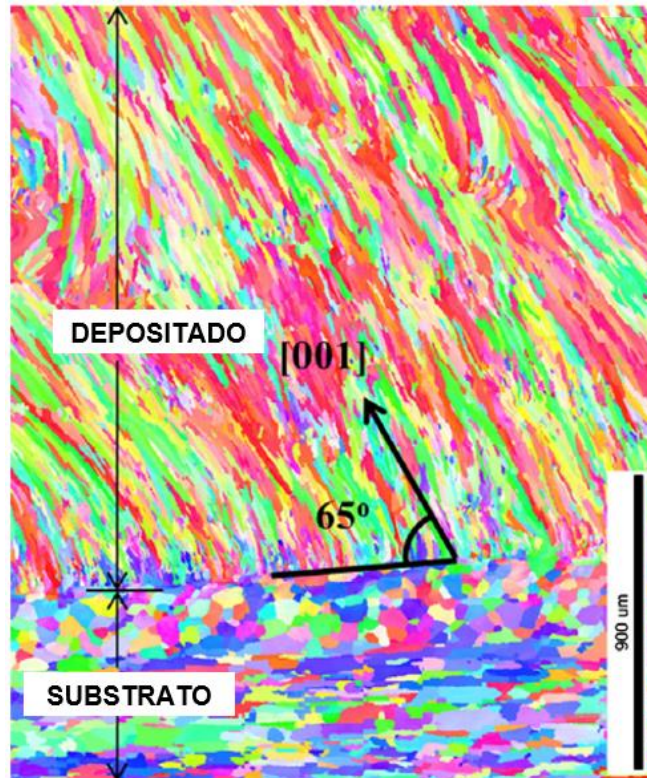
Em amostras policristalinas com grãos orientados aleatoriamente, o crescimento preferencial ocorre quando os grãos do metal base estão alinhados ao longo da direção $(1\ 0\ 0)$, seguindo a direção do fluxo de calor máximo na interface sólido-líquido. Essa direção do fluxo de calor depende da curvatura local do limite da poça de fusão.

Compreender as relações entre processo e estrutura é fundamental para controlar adequadamente a MA por PBF-EB e obter peças de alta qualidade em diversas aplicações industriais.

Durante a solidificação, a estrutura próxima ao limite da poça de fusão é dominada pelo metal base. No entanto, mais longe do limite de fusão, a microestrutura

é dominada pelo crescimento progressivo. A Figura 13 mostra o crescimento completo durante DED-L de uma liga de alumínio com padrão de varredura unidirecional para deposição de parede fina (David; Vitek, 1989; Dinda; Dasgupta; Mazumder, 2012a; Rappaz, 1989; Thijs *et al.*, 2010).

Figura 13 – Plano longitudinal da amostra feita por DED-L com Al-11.28 Si depositado sobre substrato Al 7475



Fonte: Dinda, Dasgupta e Mazumder (2012a).

Fenômenos de crescimento avançados também foram observados em muitos outros sistemas de ligas, como ligas à base de ferro, ligas à base de níquel, ligas à base de titânio e tântalo. O crescimento competitivo ocorre entre dendritos com várias orientações cristalográficas nos materiais policristalinos. Dendritos com direções de fácil crescimento alinhados com a direção máxima do fluxo de calor no sólido-líquido, fazem a interface alcançar crescimento avançado durante o processo de solidificação (Dinda; Dasgupta; Mazumder, 2009, 2012b; Garibaldi *et al.*, 2016; Thijs *et al.*, 2013; Wang *et al.*, 2015; Yadollahi *et al.*, 2015).

De acordo com Kou (2002), as direções de crescimento para materiais com várias estruturas cristalinas são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2 – Direções de crescimento para materiais com várias estruturas cristalinas

ESTRUTURA CRISTALINA	DIREÇÃO DE CRESCIMENTO	EXEMPLOS
Cúbica de face centrada (CFC)	(1 0 0)	Ligas de alumínio, aços inoxidáveis austeníticos
Cúbica de corpo centrado (CCC)	(1 0 0)	Aços carbono, aços inoxidáveis ferríticos
Hexagonal compacta (HC)	(1 0 $\bar{1}$ 0)	Titânio, magnésio
Tetragonal de corpo centrado (TCC)	(1 1 0)	Tin

Fonte: Kou (2002).

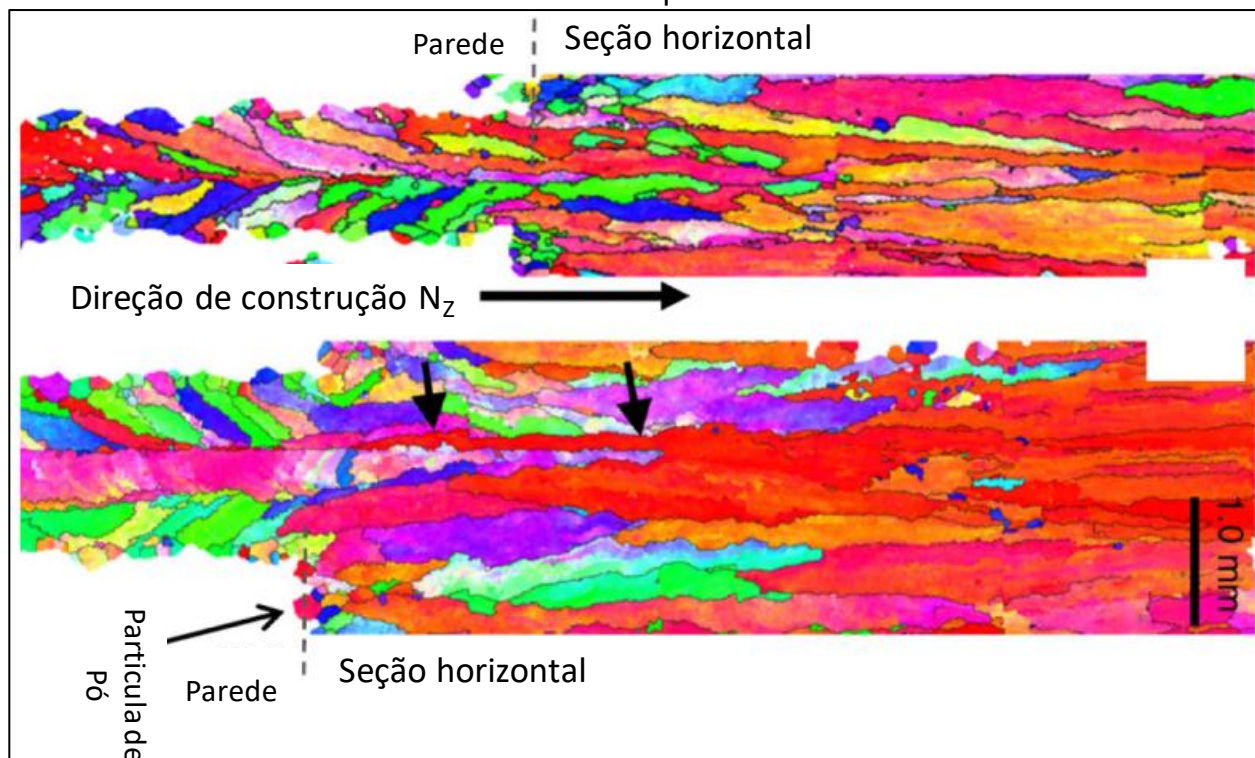
Portanto, em tais amostras policristalinas contendo grãos orientados aleatoriamente, o crescimento preferencial durante a solidificação ocorre quando os grãos do metal base são orientados ao longo de (1 0 0), estas direções crescem ao longo da direção do fluxo de calor máximo. A direção do fluxo de calor na interface sólido-líquido depende da curvatura local do limite da poça de fusão.

3.3.13 Textura

Componentes com a mesma forma e tamanho feitos por diferentes parâmetros de processamento, podem ter texturas notavelmente diferentes. Uma vez que a textura afeta as propriedades mecânicas e químicas dos produtos pela tecnologia de manufatura aditiva, seu controle baseado em princípios científicos é importante para a manutenção das peças fabricadas (Dinda; Dasgupta; Mazumder, 2012a, 2012b; Parimi *et al.*, 2014; Thijs *et al.*, 2010; Wei; Mazumder; Debroy, 2015).

A textura (0 0 1) é paralela à direção de construção, e foi observada para várias ligas. A Figura 14 (a) mostra as texturas β reconstruídas para Ti-6Al-4V por PBF-EB. A Figura 14 (b) esquematicamente ilustra as diferentes estruturas de grão β de superfície, geradas pela passagem de contorno de preenchimento dentro de seções livres. As estruturas de grãos, consistem em grãos colunares grossos paralelos à direção de construção, em vez de serem alinhados com a curvatura da frente de solidificação da poça de fusão, estão alinhados em trilhas de feixe individuais como mostrado na Figura 14 (Antonysamy; Meyer; Prangnell, 2013; Neikter *et al.*, 2018; Simonelli; Tse; Tuck, 2014).

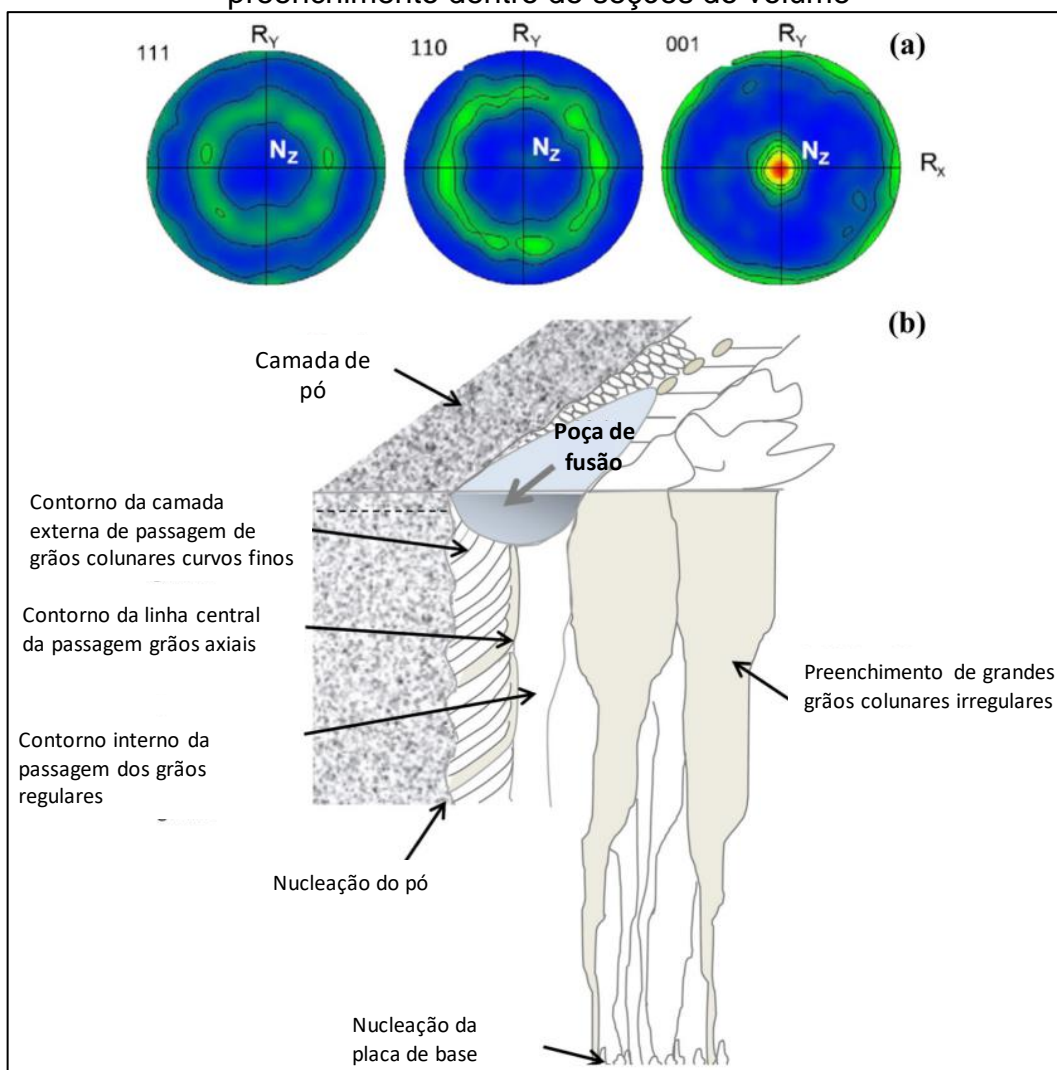
Figura 14 – Orientações de grãos alinhados com a direção de construção (0 0 1) em amostras de Ti-6Al-4V por MA PBF-EB



Fonte: Antonysamy, Meyer e Prangnell (2013).

A formação da textura mostrada na Figura 15 se origina do fato de que em seções livres os grãos crescem através de muitas camadas, o que favorece o desenvolvimento de uma estrutura de grão grosseiro que tem uma textura mais otimizada com a média condições de crescimento. A direção de crescimento de grão ideal é a direção de construção após várias camadas, porque o feixe é digitalizado para trás e para frente e girado em 90° a cada camada alternada (Antonysamy; Meyer; Prangnell, 2013).

Figura 15 – (a) Figuras polares representando texturas β reconstruídas para Ti-6Al-4V por PBF-EB. (b) Ilustração esquemática mostrando os diferentes grãos β da superfície de estruturas geradas pela passagem de contorno e hachura de preenchimento dentro de seções do volume



Fonte: Antonyamy, Meyer e Prangnell (2013).

A Figura 15 apresenta resultados de um estudo realizado por Antonyamy, Meyer e Prangnell (2013) sobre a estrutura de grãos β do titânio Ti-6Al-4V fabricado por Manufatura Aditiva (MA) através do processo PBF-EB.

Na figura 15 (a), são mostradas as figuras polares que representam as texturas β reconstruídas para o Ti-6Al-4V produzido pelo processo PBF-EB. A textura refere-se à distribuição preferencial de orientações cristalinas em um material. Essas figuras polares fornecem informações sobre a distribuição dos grãos β ao redor de um eixo específico do material. Cada ponto na figura polar representa uma orientação cristalina particular dos grãos β . A análise da textura é importante para entender a anisotropia das propriedades mecânicas e de outras características do material.

Na figura 15 (b), há uma ilustração esquemática que demonstra os diferentes grãos β presentes na superfície das estruturas fabricadas por PBF-EB. A passagem de contorno e a hachura de preenchimento referem-se aos caminhos que o feixe de elétrons percorre durante a construção camada por camada da peça. Essa trajetória influencia a forma como os grãos β se formam e se organizam na superfície da estrutura.

O estudo realizado por Antonysamy, Meyer e Prangnell analisou como a geometria de construção afeta a estrutura de grãos β e sua textura no material Ti-6Al-4V fabricado por PBF-EB. Os resultados são importantes para entender como os diferentes parâmetros do processo podem influenciar a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do material fabricado por MA (Antonysamy; Meyer; Prangnell, 2013).

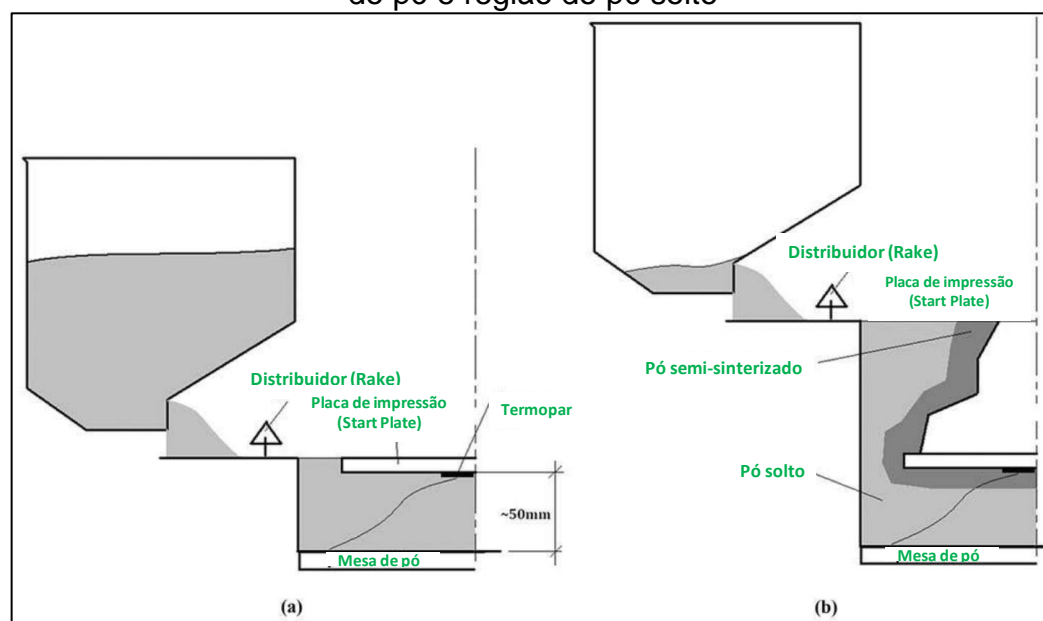
3.3.14 Reciclagem do pó de Ti-6Al-4V

Na MA existem questões importantes para a repetibilidade das propriedades mecânicas do Titânio em peças feitas pelo processo PBF-EB, existe a discussão técnica sobre a confiabilidade do pó reciclado. Cerca de 95% a 98% do pó que não é derretido pode ser usado novamente após o peneiramento.

No processo de MA PBF-EB, o pó é liberado dos reservatórios que são suspensos na lateral da câmara da máquina como demonstrado no Esquema 2.

. Assim que as janelas da tremonha estiverem abertas, o pó começa a cair livremente sobre a mesa de pó. Durante a construção, o pó é recolhido e distribuído sobre a superfície de trabalho pelo suporte distribuidor (Rake). A superfície de trabalho para a primeira camada é chamada de “placa inicial” e é colocado 50 mm acima do leito de pó. Para cada camada subsequente, a camada anterior é usada como base para a impressão de camadas (Campbell, 2006; Cao *et al.*, 2020; Petrovic; Niñerola, 2015; Tang *et al.*, 2015).

Esquema 2 – Vista esquemática da deposição de pó na ARCAM EBM Q10 Plus; (a) reservatório de pó cheio; (b) reservatório de pó vazio e região de semi-sinterização do pó e região do pó solto

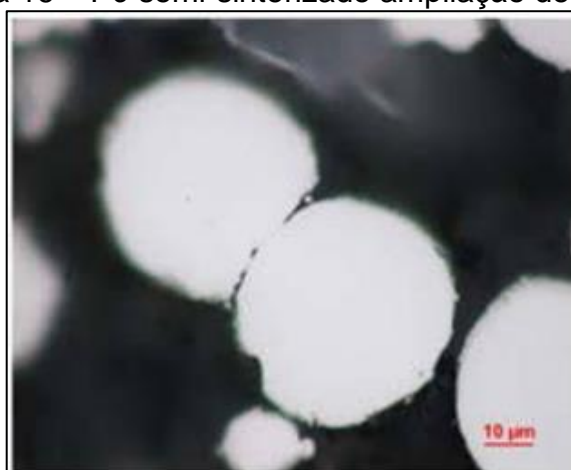


Fonte: Petrovic e Niñerola (2015).

Uma das principais características do processo de MA PBF-EB, é a criação de pó semi-sinterizado, que tem duas fontes principais. A primeira fonte é o pré-aquecimento inicial da placa de impressão. A impressão começa pelo processo de pré-aquecimento da placa de impressão até atingir uma temperatura de trabalho de 650°C. O pré-aquecimento é realizado projetando o feixe desfocado na placa inicial, que aumenta a temperatura da placa de impressão.

O calor transferido da placa de impressão a quente, cria o pó semi-sinterizado abaixo e ao redor dele, como mostrado na Figura 16.

Figura 16 – Pó semi-sinterizado ampliação de 10 µm



Fonte: Petrovic e Niñerola (2015).

A segunda fonte de pó semi-sinterizado é o pré-aquecimento que ocorre durante a impressão. De acordo com Bellini *et al.* (2022); Derimow *et al.* (2022); Gruber *et al.* (2018, 2019); Nandwana *et al.* (2016); Petrovic e Niñerola (2015) e Yáñez *et al.* (2022), uma sequência de passos é executada para cada camada, consistindo em:

- a) distribuição da camada de pó;
- b) pré-aquecimento da camada;
- c) processo de fusão de diferentes itens na impressão.

Aqui o pré-aquecimento é necessário para estabelecer as ligações iniciais de sinterização entre as partículas, e permite a transmissão de elétrons do feixe através das partículas a serem fundidas. Conforme Antonysamy, Meyer e Prangnell (2013); Lin, Dabakhsh e Rashid (2022); Petrovic e Niñerola (2015), o pré-aquecimento consiste em duas etapas:

- a) pré-aquecimento I: que afeta toda a caixa de referência (uma área estabelecida de pré-aquecimento que depende do tamanho da placa de impressão);
- b) Pré-aquecimento II: que afeta apenas a área de fusão.

O pré-aquecimento II é ativado somente quando a entrada de energia total durante o ciclo de fusão da camada não é suficiente para manter a temperatura de construção (Fotografia 2). Portanto, após a conclusão da impressão, há uma quantidade de pó semi-sinterizado ao redor das peças, este pó deve ser levado a etapa do processo em que há o reaproveitamento dos pós que podem ser reaproveitados em impressões posteriores, após o peneiramento (Nandwana *et al.*, 2016; Petrovic; Niñerola, 2015).

O jateamento é feito com ar carregado, com o mesmo pó que está sendo processado os produtos, para preservar sua pureza. Ambos os pós são peneirados e misturados na peneira industrial. Finalmente, este pó é usado para reabastecer a máquina de impressão e, se necessário, o pó virgem adicional é adicionado ao leito de pó para atingir a altura necessária para a impressão seguinte.

No entanto, segundo Chandrasekar *et al.* (2020); Derimow *et al.* (2022); Mohammadhosseini *et al.* (2014); Nandwana *et al.* (2016); Petrovic e Niñerola (2015), diferentes fatores devem ser controlados para poder contar com pó reciclado:

- a) temperatura da câmara: durante o processo de impressão de um produto, o pó na câmara de impressão é submetido a altas temperaturas (em torno de 650°C para o Ti-6Al-4V). O material previamente processado pode diferir do pó virgem em

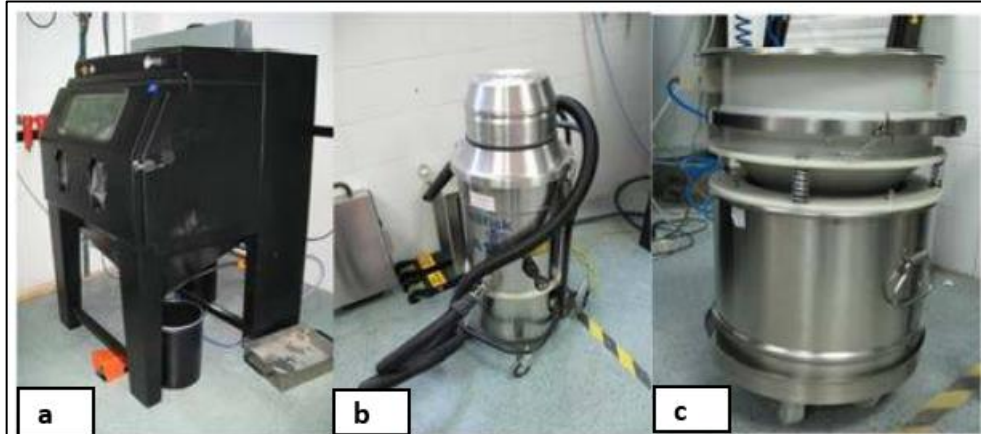
sua composição química, devido à evaporação de alguns elementos (principalmente o alumínio). No entanto, nenhum estudo completo foi publicado até agora;

b) captação de oxigênio: durante o manuseio e carregamento do pó, especialmente acima da temperatura ambiente, o pó de Ti-6Al-4V pode captar quantidades significativas de oxigênio. Apesar da câmara de produção na máquina EBM está sob vácuo, a umidade presa nas paredes da câmara de construção não foi completamente evacuado e é outra importante fonte de oxigênio e hidrogênio. A captação desses elementos pode aumentar a fragilidade do material e diminuir a fluidez do pó, evitando distribuição de pó adequada nas camadas e às vezes produzindo má fusão das camadas impressas.

c) tamanho e forma das partículas: após remover as peças da câmara de impressão, os produtos são jateados, usando ar comprimido com partículas de pó de Ti-6Al-4V. Em seguida, os pós são coletados e misturados com o pó sobressalente do processo, que fica impregnado em algumas partes da máquina, o mesmo é coletado por um aspirador. A mistura é realizada dentro do gabinete de peneiramento, após feito, o pó está pronto para reuso. A projeção de ar carregado de partículas durante jateamento dissolve o leito de pó semi-sinterizado que envolve a peça. No entanto, a colisão das partículas de pó com o leito sinterizado pode fazer com que algumas partículas se deformem ou fraturem, o que pode alterar significativamente sua morfologia. Além disso, o calor causado pelas colisões pode levar à oxidação das partículas.

A Fotografia 2 mostra o equipamento utilizado para reciclagem do pó na MA PBF-EB. Para peças aeroespaciais, a minimização do consumo matéria-prima é essencial, mas suas propriedades mecânicas devem ser garantidas. Uma das questões-chave é garantir que o pó reciclado é comparável ao pó virgem em todos os aspectos acima mencionados. Além disso, deve ser claramente verificado que as diferenças que podem aparecer entre produtos de pós virgens e reciclados não interfiram no desempenho mecânico das peças funcionais construídas com pó reciclado. Até agora, não há critérios específicos para utilização e reciclabilidade do pó, como o número de ciclos de fabricação, a atmosfera de armazenamento etc. Além disso, nenhum estudo completo de reciclabilidade foi publicado.

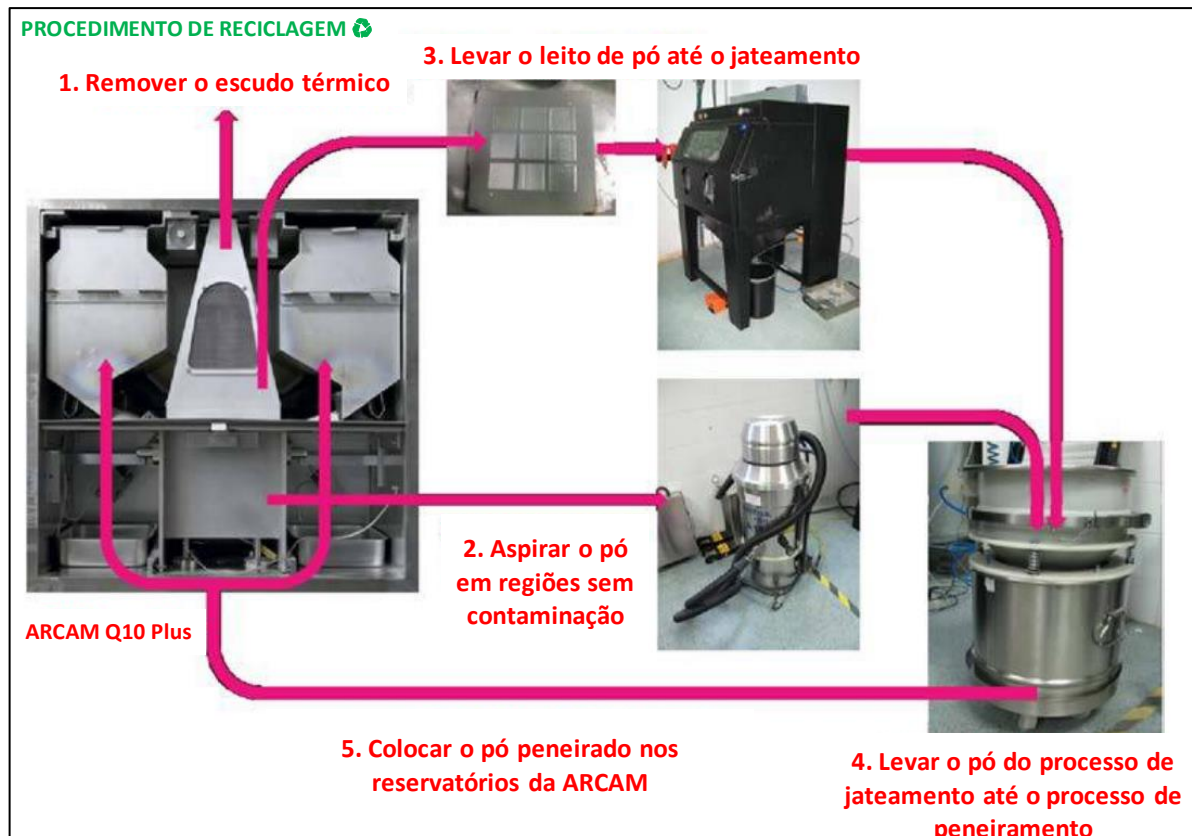
Fotografia 2 – Equipamentos tradicionalmente usados no processo de reciclagem do pó; (a) câmara de jateamento; (b) aspirador de pó; (c) máquina de peneiramento



Fonte: Petrovic e Niñerola (2015).

O Esquema 3 mostra o procedimento comumente usados na reciclagem de pó na MA PBF-EB. Esta estratégia permite que 95% a 98% do pó a ser reciclado possa ser usado posteriormente. É importante destacar que este processo sempre realizado em uma sala com temperatura controlada (21°C a 23°C) e umidade controlada (35% a 40%).

Esquema 3 – Processo de reciclagem do pó de Ti-6Al-4V aplicado a tecnologia de MA PBF-EB



Fonte: Adaptado de Petrovic e Niñerola (2015).

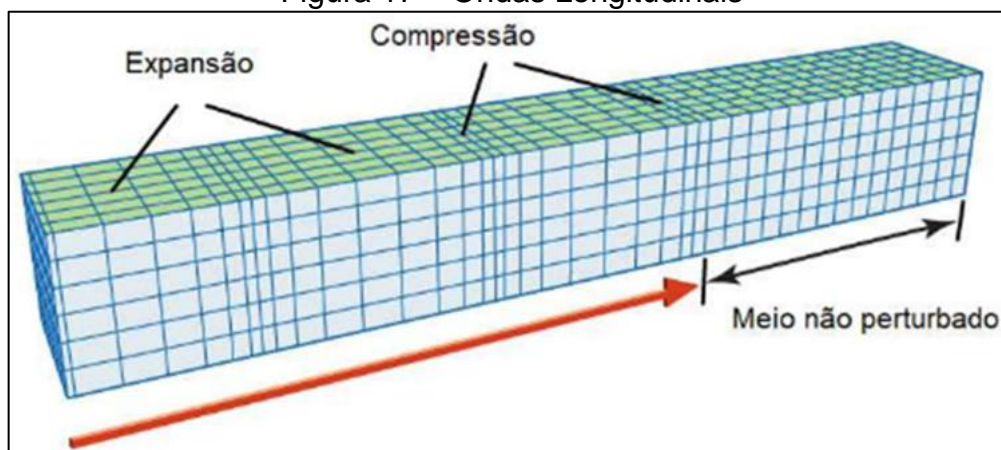
Como mencionado anteriormente, a confiabilidade do pó reciclado é muito importante na manufatura aditiva, como uma das principais fortalezas da tecnologia EBM. Nestes termos, a Arcam já publicou um estudo sobre as propriedades materiais de Ti-6Al-4V e Ti-6Al-4V ELI sob material virgem ou reciclado, e isostático à quente em condições prementes. Neste estudo, uma mudança insignificante na composição química dos principais constituintes é relatada após 15 impressões, tanto em pó como em material sólido, com a exceção do teor de oxigênio. Os dados para pó, após a mistura, mostram que o teor de oxigênio aumenta de um valor inicial de 0,17% em peso, para um valor final de 0,22% em peso. A conclusão é que após 15 impressões, o oxigênio excede o limite aceitável de 0,20% em peso (Petrovic; Niñerola, 2015).

3.4 ENSAIO DE ULTRASSOM

O ultrassom é um método de ensaio não destrutivo muito versátil e relativamente barato quando comparado a outras técnicas como, por exemplo, raio-x. Suas vantagens vão desde a capacidade de detectar imperfeições em diversos tipos de materiais, caracterizar a textura e até as caracterizações de suas propriedades elásticas. Porém, suas vantagens não se limitam a isto, pesquisas demonstram que, através das constantes de Murnaghan, e da teoria da acustoelasticidade, é possível também determinar as tensões residuais presentes em diversos tipos de materiais, incluindo compósitos e tecnologia aditiva. Isso tem aberto novas possibilidades de desenvolvimento de tecnologias *Structural Health Monitoring* (SHM) (Pao, 1987).

Na acústica aplicada em inspeção, é preciso considerar que existem dois modos básicos de ondas, as longitudinais e cisalhantes. As ondas longitudinais são representadas na Figura 17, neste tipo a onda se propaga na mesma direção da vibração (polarização) das partículas.

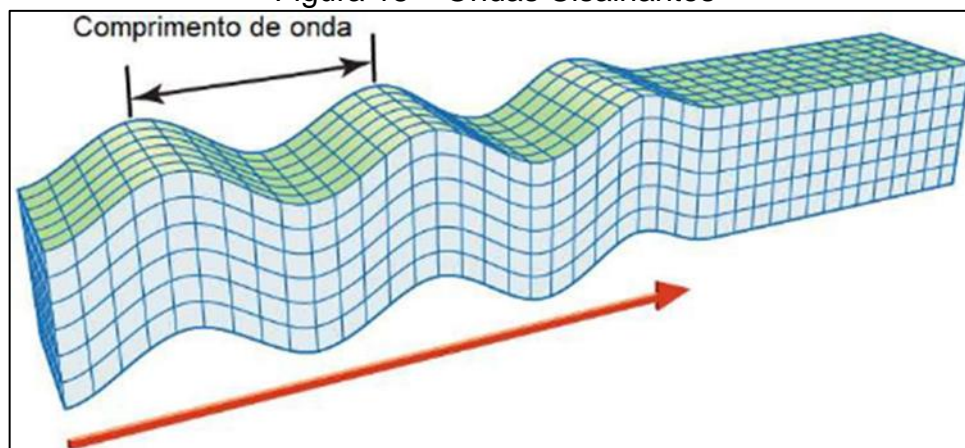
Figura 17 – Ondas Longitudinais



Fonte: Adaptada de Bolt (2018).

Já as ondas cisalhantes, que são representadas na Figura 18, a propagação da onda ocorre no sentido perpendicular das partículas (polarização).

Figura 18 – Ondas Cisalhantes



Fonte: Adaptada de Bolt (2018).

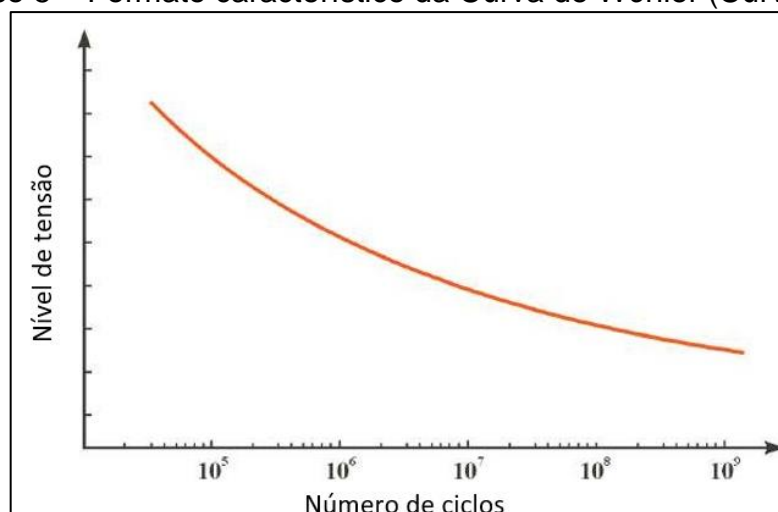
Para levar essa diferença em conta, as velocidades citadas neste trabalho possuirão dois índices, o primeiro no sentido da propagação da onda e o segundo no sentido de polarização da onda. Sendo assim V_{xx} , V_{yy} e V_{zz} são ondas longitudinais e V_{xy} , V_{xz} , V_{yx} , V_{yz} , V_{zx} , V_{zy} , ondas cisalhantes.

3.5 FADIGA

O estudo relacionado à fadiga é bastante antigo, tendo início na primeira metade do século XIX. Em torno de 1850, o pesquisador alemão August Wöhler, motivado pelas falhas ocorridas nos eixos ferroviários, iniciou diversos ensaios a fim

de descobrir as causas deste tipo de falha. Wöhler observou que os eixos estavam sob condições cíclicas, e que isso influenciava na resistência do material. A resistência do eixo nessas condições era menor que a resistência estática do mesmo. Em 1860, com base em seus estudos, Wöhler caracterizou o comportamento de fadiga em virtude da amplitude de tensão com a vida-fadiga do material e o conceito de limite de fadiga (*endurance limit*). Por volta de 1874, Gerber desenvolveu uma modelagem em fadiga com relação as tensões médias. Anos depois, Goodman propôs uma relação semelhante para modelagem de fadiga. Basquin, em 1910 propôs uma relação para construção da curva de Wöhler, conhecida também como curva S-N como demonstrado na figura (Teixeira, 2018).

Gráfico 5 – Formato característico da Curva de Wöhler (Curva S-N)



Fonte: Teixeira (2018).

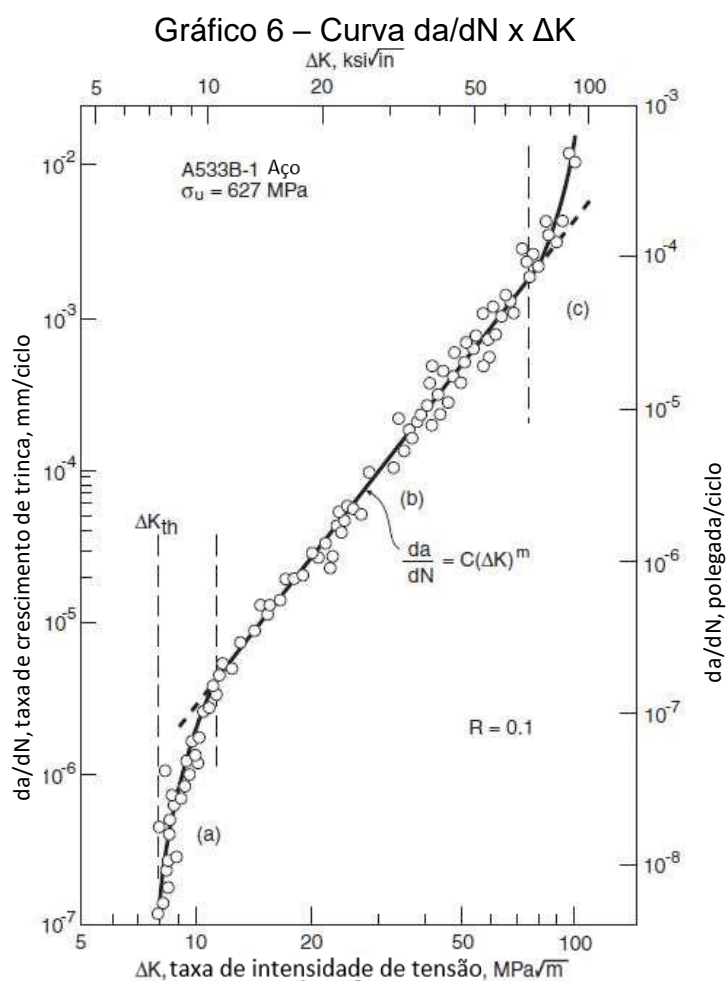
A Fadiga é o dano progressivo no material que está sob solicitações cíclicas, ou seja, são pequenas deformações plásticas acumuladas no material que está sob repetidos ciclos de carregamentos. Essas deformações provocam um defeito no material, e este defeito nucleia uma trinca. Sob essas cargas variáveis a trinca se propaga (cresce), atinge um tamanho crítico e fratura de forma brusca o componente. As falhas por fadiga são predominantemente elásticas sob condições macroscópicas. Embora os componentes de engenharia sejam projetados para trabalhar com cargas abaixo do limite de escoamento, isso não impede a ocorrência da falha por fadiga. Existem três fatores que favorecem a fadiga (simultaneamente), são eles: tensões trativas, números de ciclos e flutuação das cargas (Teixeira, 2018).

3.5.1 Dimensionamento em Fadiga

Para o dimensionamento em fadiga há três métodos conhecidos (Teixeira, 2018):

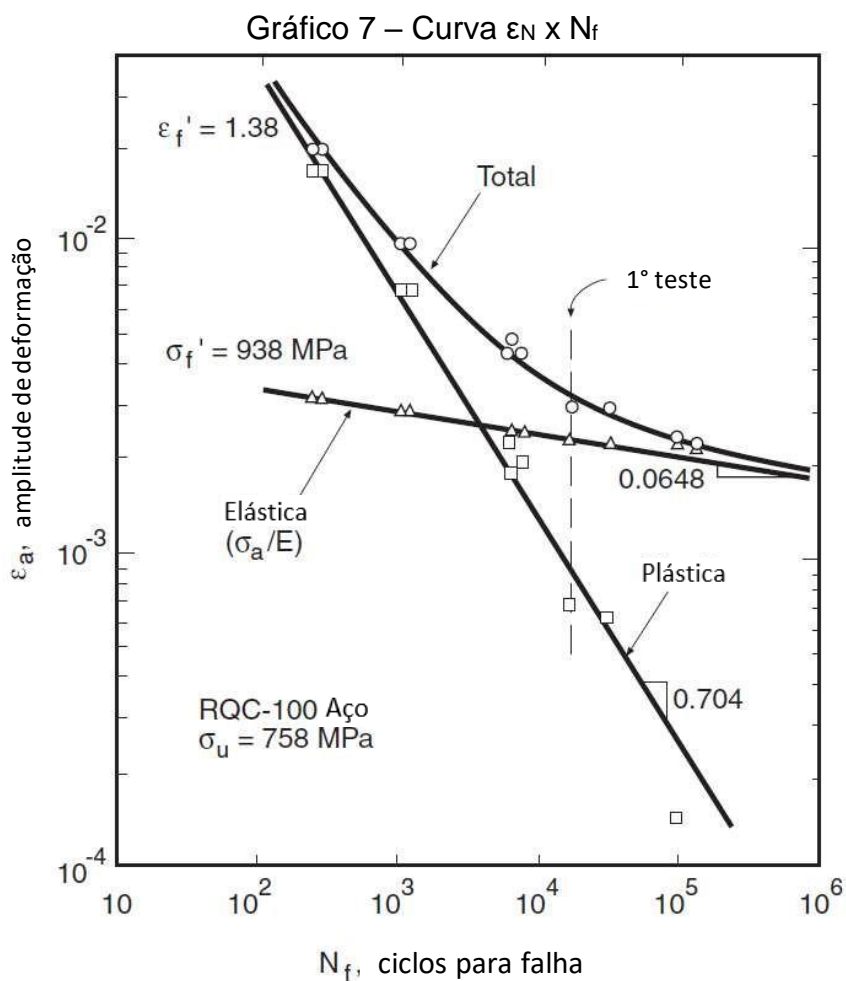
Método S-N: Correlaciona as tensões cíclicas atuantes com o número de ciclos para falha. É considerado um método simples que supõe que as tensões atuantes estão abaixo do limite de escoamento do material (são de ordem elástica). Assim como todos os métodos, ele possui vantagens e limitações. Dentre as muitas vantagens estão: aplicação simples e vasto banco de dados sobre o comportamento de diversos materiais.

Método da/dN : Desenvolvido pelo pesquisador Paris, é baseado na mecânica da fratura linear elástica. Correlaciona a taxa de propagação da trinca (da/dN) com a variação do fator de intensidade de tensões ($\Delta K = K_{max} - K_{min}$) que atua na ponta da trinca como mostrado no Gráfico 6.



Fonte: Dowling (2013 *apud* Teixeira, 2018).

Método εN : É um método mais recente e menos conservador, comparado ao S-N e da/dN. Correlaciona as deformações elastoplásticas cíclicas (ε_N), com o número de ciclos para falha (N_f), como mostrado no Gráfico 7. Este método tem como principal vantagem prever a vida de iniciação da trinca de fadiga, que não acontece nos outros métodos.



Fonte: Dowling (2013 apud Teixeira, 2018).

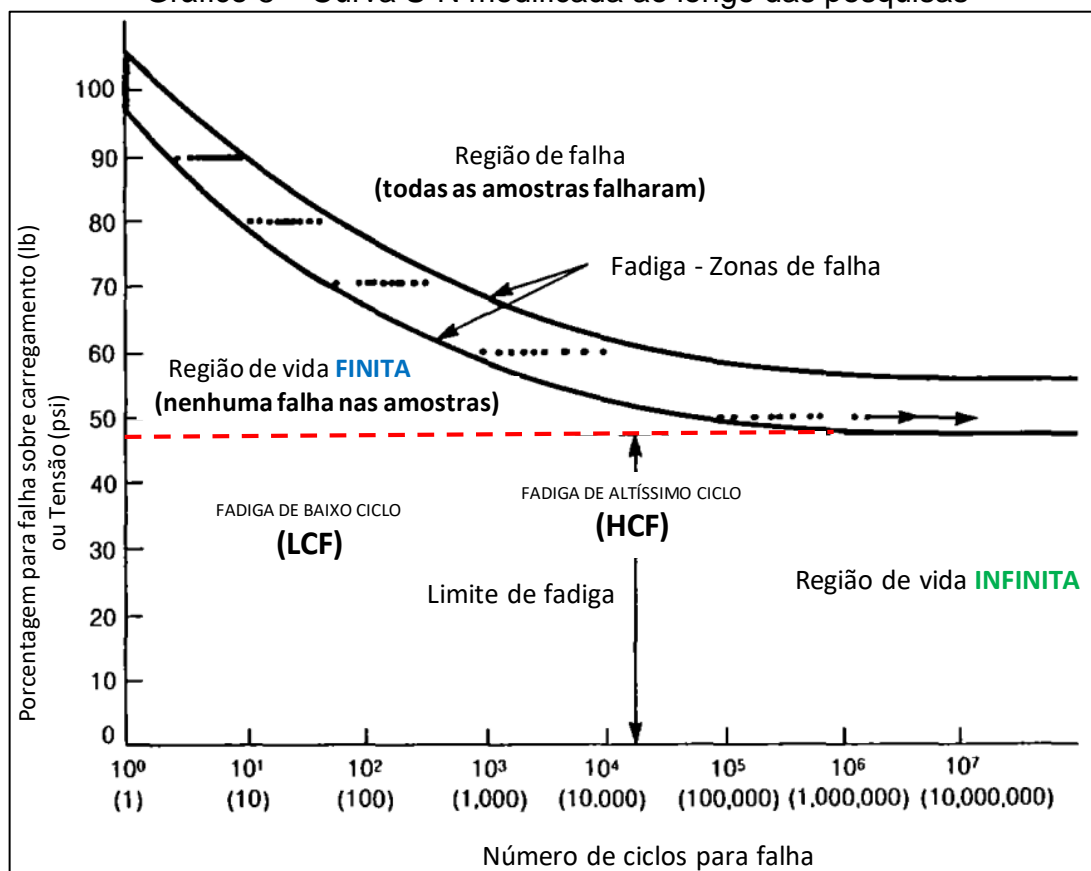
3.5.1.1 Regimes de fadiga

Por meio de diversos pesquisadores da área da fadiga, a curva S-N foi sendo estudada, compreendida e dois regimes de fadiga foram introduzidos a curva S-N:

- fadiga de baixo ciclo (*LCF – Low Cycle Fatigue*);
- fadiga de alto ciclo (*HCF – High Cycle Fatigue*).

O Gráfico 8 demonstra a evolução dos estudos realizados ao longo do tempo.

Gráfico 8 – Curva S-N modificada ao longo das pesquisas



Fonte: Boyer (1986).

O regime LCF tem por característica uma previsão de vida menor em fadiga, devido a apresentar valores de tensão que estão entre o Limite de Resistência Mecânica (LRM), e Limite de escoamento (LE) do material, promovendo tensões elevadas e deformações plásticas expressivas, tendo por padrão o controle realizado através da deformação (Bathias; Pineau, 2011; Dowling, 2013; Suresh, 1998).

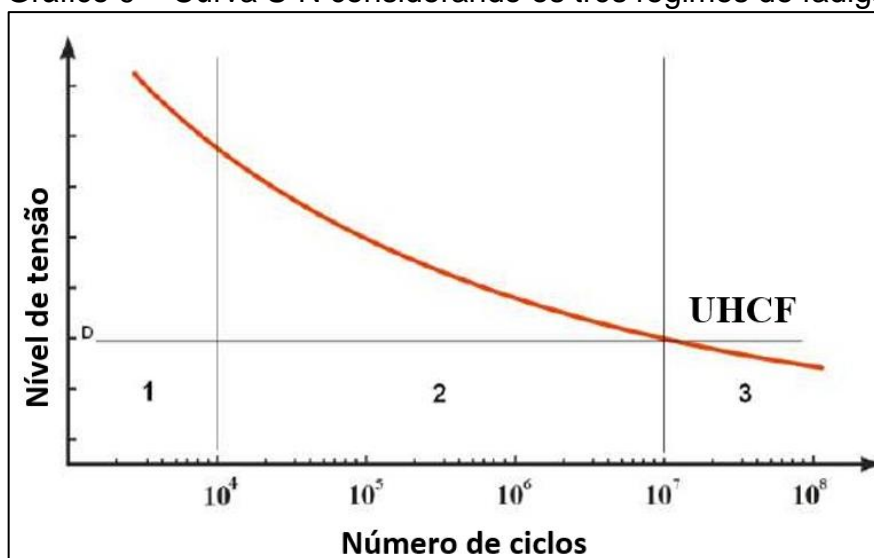
Através das pesquisas a literatura preconiza o valor de 10^4 ciclos como fronteira dos regimes LCF e HCF. Para o regime HCF os valores de tensão encontram-se abaixo do limite de escoamento do material, caracterizando-se por deformações elásticas, sendo controladas pelo nível de tensão, que para este caso é o parâmetro de controle do processo de fadiga (Bathias; Pineau, 2010; Dowling, 2013; Suresh, 1998).

O Gráfico 8 demonstra a linha pontilhada na cor vermelha, onde é possível notar que a tensão sobre os valores no intervalo de 35% a 50% do LRM do material, atinge o limite de fadiga e a curva S-N toma uma forma assíntota, e proporcionalmente corresponde a aproximadamente 10^7 ciclos, podendo-se afirmar que este componente terá uma vida infinita em fadiga (Dowling, 2013; Suresh, 1998).

Alguns materiais quando aplicado valores de tensão abaixo do limite de fadiga do material tem ultrapassado os 10^7 ciclos, possibilitando uma nova abordagem nos estudos de fadiga, chamando-se regime de altíssimo ciclo ou do inglês UHCF – *Ultra High Cycle Fatigue* (Bathias; Paris, 2005; Dowling, 2013; Suresh, 1998).

O Gráfico 9 demonstra a curva S-N abordando esta recente vertente da fadiga dos materiais, onde região 1 representa LCF, região 2 representa HCF e a região 3 representa UHCF.

Gráfico 9 – Curva S-N considerando os três regimes de fadiga



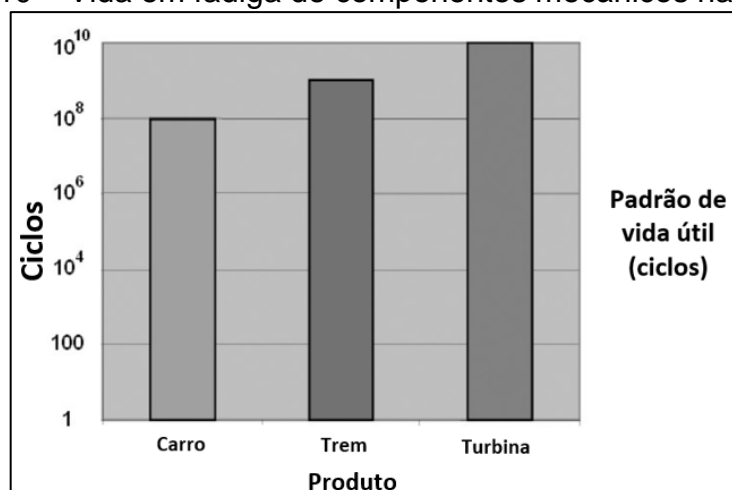
Fonte: Ruben (2012).

3.5.1.2 Regime de UHCF

A fadiga de altíssimo ciclo tem como característica a resistência de materiais que possuem a vida em fadiga superior a 10^7 ciclos, este número foi adotado por pesquisadores da área, que através de suas pesquisas obtiveram resultados de falha em materiais na região de vida infinita em fadiga conforme mostrado no Gráfico 8 e Gráfico 9 (Teixeira, 2018; Remache *et al.*, 2023).

Em 1999, Bathias, em suas pesquisas, afirmou a não existência da vida infinita para materiais metálicos. Esta desconfiança surgiu em virtude da abundância de falhas registradas em componentes mecânicos. Em análises mais detalhadas, conclui-se que os valores encontrados nas falhas ocorridas apresentavam tensões abaixo do limite de fadiga do material com o número de ciclos maior que 10^7 , como mostrado no Gráfico 10 (Bathias, 2014; Bathias; Paris, 2005; Mughrabi; Antolovich, 2016; Pyttel; Schwerdt; Berger, 2011; Ruben, 2012).

Gráfico 10 – Vida em fadiga de componentes mecânicos na indústria

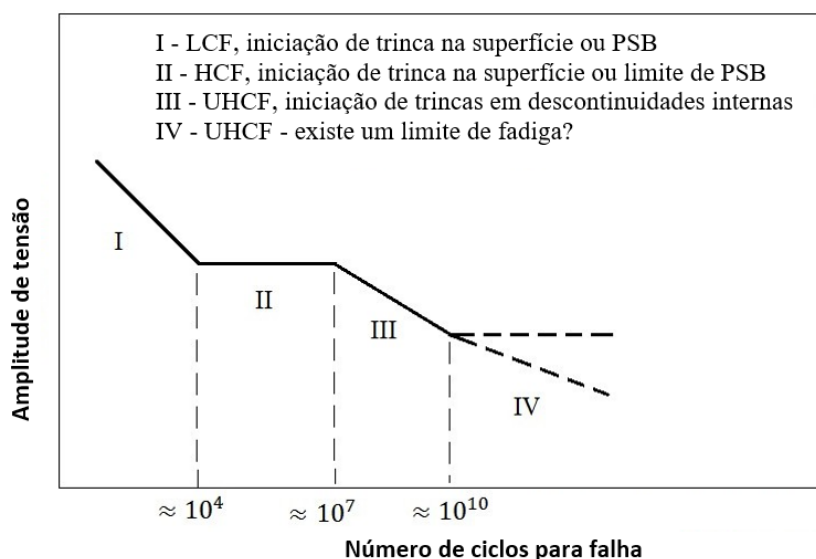


Fonte: Autor (2023), adaptado de Bathias e Paris (2005).

3.5.1.3 Curva DUPLEX S-N

A curva Duplex S-N é o resultado de estudos aprofundados realizados em materiais metálicos utilizando tensões abaixo do limite de fadiga do material, onde Bathias *et al.* (2005), realizou testes em diferentes materiais metálicos, propiciando a extensão dos ensaios e de maneira correlata a extensão da curva S-N, conseguindo chegar a números maiores que 10^9 ciclos, e conseqüentemente o gráfico da curva S-N resulta em pares de curvas, sendo chamada de curva Duplex S-N (Bathias; Paris, 2005; Kazymyrovych, 2009; Mughrabi; Antolovich, 2016; Pyttel; Schwerdt; Berger, 2011).

Gráfico 11 – Curva DUPLEX S-N



Fonte: Adaptado de Kazymyrovych (2009); Pyttel, Schwerdt e Berger (2011).

O Gráfico 11 demonstra três grupos de falhas, podendo se caracterizar por trincas que se iniciam internamente ou externamente na superfície do material (Kazymyrovych, 2009; Pyttel; Schwerdt; Berger, 2011; Teixeira, 2018):

- a) I e II – regimes de fadiga de baixo e alto ciclo;
- b) III – regime de altíssimo ciclo, onde o número de ciclos se encontra entre 10^7 à 10^{10} ;
- c) IV – regime de altíssimo ciclo, sugerindo a existência ou não do limite de fadiga para números de ciclos maiores que 10^{10} (região tracejada da figura).

De acordo com Kazymyrovych (2009) e Pyttel *et al.* (2011), a região III apresenta-se com valores de 35% a 50% abaixo do Limite de Resistência do Material (LRM), preconizando que não há limite de fadiga.

3.5.1.4 Ensaio de fadiga de altíssimo ciclo

Uma das peculiaridades dos ensaios de fadiga de altíssimo ciclo é a máquina que realiza o ensaio, geralmente em outros regimes contamos com equipamentos limitados a 100 Hz de tensão cíclica, os ensaios de fadiga para altíssimo ciclo contam com máquinas ultrassônicas que atingem frequências de teste de 20 kHz de tensão cíclica. Para efeitos comparativos do tempo, podemos citar um ensaio de 10^7 ciclos em uma máquina convencional teria um tempo estimado de teste de 12 dias e para uma máquina ultrassônica, o mesmo número de ciclos levaria aproximadamente 15 minutos (Bathias; Paris, 2005; Mughrabi; Antolovich, 2016; Haghshenas; Simsiriwong, 2023).

A participação da vibração em ambos os ensaios é um fator determinante para a qualidade e análise do limite de fadiga, em situação dinâmica de trabalho de peças mecânicas, fatores como a vibração podem determinar dispersões em cálculos analíticos ou virtuais comparados aos ensaios (Remache *et al.*, 2023). Nos testes de fadiga convencionais as vibrações em frequências naturais praticamente são inexistentes, tendo a ordem de vibração imposta pela máquina que está realizando o ensaio, no caso do ensaio de fadiga realizado em uma máquina ultrassônica o corpo de prova trabalha em vibração livre, pois a frequência fornecida pela máquina, é uma das frequências naturais do corpo de prova. A teoria da onda elástica nos ajuda a compreender e calcular por meio de equações diferenciais um corpo de prova a ser ensaiado nesta máquina de fadiga (Bathias; Paris, 2005; Haghshenas; Simsiriwong,

2023).

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{(1+\nu)} \left(\frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial e}{\partial x} + \nabla^2 u \right) \quad (6)$$

$$\rho \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} = \frac{E}{(1+\nu)} \left(\frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial e}{\partial y} + \nabla^2 v \right) \quad (7)$$

$$\rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \frac{E}{(1+\nu)} \left(\frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial e}{\partial z} + \nabla^2 w \right) \quad (8)$$

Onde:

u, v e w - são deslocamentos ao longo de x, y e z respectivamente

E - Módulo de Young

ν - Razão de Poisson

ρ – densidade

∇ – operador laplaciano

e – Volume de dilatação

O volume de dilatação é dado por:

$$e = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z} \quad (9)$$

A teoria da onda elástica aponta dois modelos que atuam em um corpo elástico isotrópico infinito: onda elástica longitudinais e ondas elásticas transversais.

Para uma onda longitudinal, o deslocamento é zero e a velocidade de propagação da onda é dada por:

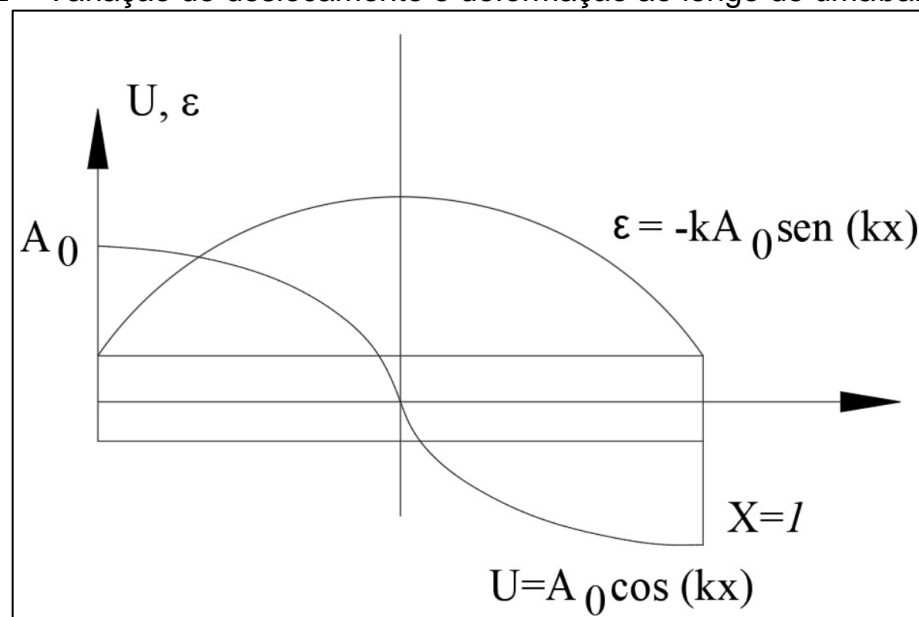
$$c = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)\rho}} \quad (10)$$

Já para a onda transversal, a dilatação volumétrica é zero e a velocidade de propagação da onda é dada por:

$$c = \sqrt{\frac{E}{2(1+\nu)\rho}} \quad (11)$$

O corpo de prova utilizado nos testes de fadiga ultrassônicos tem em vista a ação exclusiva das ondas elásticas longitudinais. Portanto, considerando um corpo cilíndrico unidimensional reto (Gráfico 12), a onda elástica longitudinal viaja através da barra, começando em um extremo, percorrendo todo o comprimento l , e é refletida no outro extremo, retornando ao seu ponto inicial (Bathias; Paris, 2005).

Gráfico 12 – Variação de deslocamento e deformação ao longo de uma barra elástica



Fonte: Adaptado de Bathias e Paris (2005).

Considerando uma barra unidimensional ($u=0$ e $\omega=0$) e somente o desempenho de ondas longitudinais ($\nu=0$), as equações reduzem para:

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (12)$$

$$\frac{\partial^2}{\partial t^2} = \frac{E}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (13)$$

A solução da Equação 14 é dada por:

$$u_n(x, t) = \left(A_{n-1} \cos \frac{n\pi ct}{l} + B_{n-1} \sin \frac{n\pi ct}{l} \right) \cos \frac{n\pi x}{l} \quad (14)$$

Para as condições de contorno considera-se deslocamento máximo em

ambas as extremidades da barra:

$$\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)_{x=0,l} = 0 \quad (15)$$

A Equação 16 para o primeiro módulo de vibração torna-se:

$$u_n(x, t) = A_0 \cos(kt) \operatorname{sen}(\omega t) \quad (16)$$

Onde:

$$k = \frac{\pi}{l} \quad (17)$$

$$\omega = \frac{\pi c}{l} \quad (18)$$

O comprimento de ressonância do corpo para o primeiro módulo de vibração é dado por:

$$l = \frac{1}{2f} \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \quad (19)$$

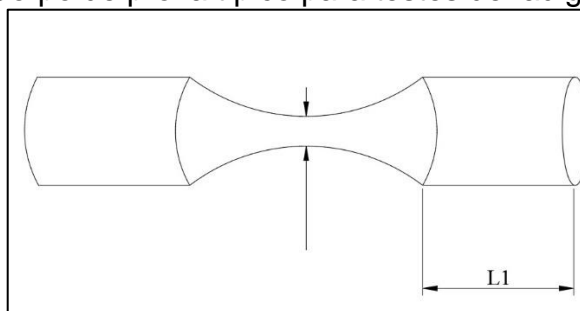
Onde:

E_d - Módulo de elasticidade dinâmico.

A relação entre o comprimento de ressonância e a frequência é inversa, de conforme a equação 19. Quanto menor o comprimento de ressonância, maior será a sua frequência. No entanto, é importante lembrar que comprimentos muito curtos de ressonância podem dificultar a usinagem do corpo de prova, a medição da deformação, o deslocamento e a dissolução de energia da amostra.

A amplitude de ressonância, determinada analiticamente, é influenciada pela geometria da amostra. Para aumentar a concentração de tensão no centro do corpo de prova e agilizar os testes de fadiga, na maioria das vezes, a seção do corpo de prova é reduzida no centro, como mostrado na Figura 19. Isso permite acelerar os testes de fadiga.

Figura 19 – Corpo de prova típico para testes de fadiga ultrassônica.



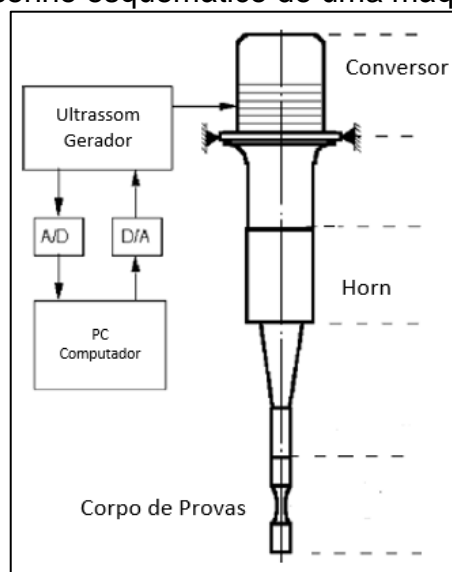
L1 é o comprimento de ressonância da amostra.
 Fonte: Adaptada de Bathias e Paris (2005).

A tecnologia de testes de fadiga ultrassônica evoluiu significativamente desde a criação da primeira máquina por Mason. Com o passar dos anos, as máquinas tornaram-se cada vez mais precisas em testar a vida útil de materiais em altíssimo ciclo. Os componentes básicos de uma máquina de teste de fadiga ultrassônica incluem um gerador ultrassônico, conversor piezoelétrico e amplificador ultrassônico. Este equipamento permite a conversão de um sinal mecânico em um sinal elétrico de alta frequência, aplicado ao material de teste. Além disso, outros componentes como sistemas de registro e medição também podem ser incluídos para melhorar o desempenho da máquina (Bathias, 2006; Bathias; Paris, 2005; Roiko; Murakami, 2012).

Como descrito acima, os componentes de uma máquina de fadiga ultrassônica são:

- a) gerador ultrassônico – Recebe um sinal elétrico de 50- 60 Hz e o transforma em um sinal elétrico senoidal ultrassônico de 20 kHz;
- b) conversor piezoelétrico – O cristal piezoelétrico é responsável por converter o sinal elétrico em ondas longitudinais ultrassônicas e vibrações mecânicas na mesma frequência;
- c) amplificador ultrassônico – Conhecido também como *horn*, é responsável por aumentar a amplitude de vibração proveniente do piezoelétrico;
- d) sistema de registro e medição – Unidade de controle de amplitude e frequência, sensor de deslocamento, computador para aquisição etc.

Figura 20 – Desenho esquemático de uma máquina ultrassônica



Fonte: Adaptada de Bathias (2006).

3.5.1.5 Fatores que influenciam a fadiga

A fadiga pode ser influenciada por diversos fatores, tanto positivamente quanto negativamente. Para Teixeira (2018), dentro desses fatores estão:

a) acabamento superficial: uma superfície rugosa, com um acabamento indevido, diminui a resistência a fadiga. Essas irregularidades atuam como concentradores de tensão. Porém, um bom acabamento pode prolongar a vida-fadiga do componente e conseqüentemente a resistência a fadiga;

b) tratamento superficial: os tratamentos superficiais aplicados no componente devem ser muito bem estudados, pois podem causar defeitos, como porosidade na superfície do componente. Já tratamentos como *shot peening* (processo que introduz tensões residuais compressivas na superfície do componente) aumenta a resistência a fadiga;

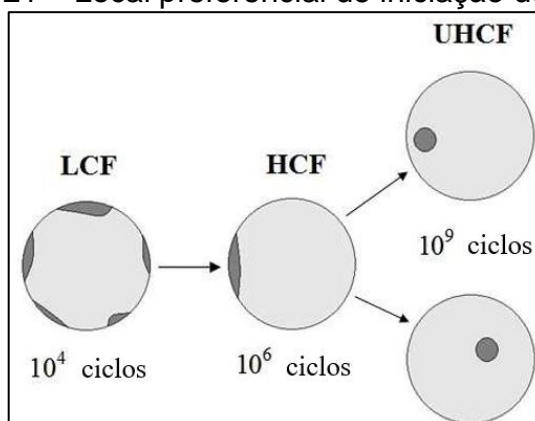
c) meio ambiente: temperaturas elevadas diminuem a vida-fadiga assim como temperaturas baixas aumentam a vida-fadiga. Um ambiente corrosivo também pode alterar a vida-fadiga. A corrosão eleva a taxa de propagação da trinca;

d) geometria: equipamentos que possuem alterações na sua geometria, como virabrequins, são mais suscetíveis a fadiga. Quanto mais irregular a superfície, mais suscetível a fadiga o componente estará.

3.5.1.6 Mecanismos de Falha

Os mecanismos de falha associados à fadiga de altíssimo ciclo, acontecem de forma diferente do que observado na fadiga de baixo e alto ciclo. Para corpos de prova ensaiados com valores altos de amplitude de carregamento (LCF), foram identificadas várias iniciações de trinca na superfície. No carregamento onde os valores de amplitude estavam entre o limite de escoamento e o limite de resistência à fadiga, foi encontrada uma situação semelhante ao LCF, porém com um único local de iniciação de trinca. Em carregamentos abaixo do limite de fadiga (UHCF), foi observada que a trinca nucleava a partir de defeitos subsuperficiais ou internos. O esquemático com o local preferencial de iniciação de trincas pode ser observado na Figura 21 (Teixeira, 2018).

Figura 21 – Local preferencial de iniciação de trincas



Fonte: Adaptada de Bathias e Paris (2005); Kazymyrovych (2009).

A explicação deste fenômeno se deve ao fato de que o defeito deixa de ser um problema mecânico e passa a ser um problema metalúrgico, um problema na qualidade da fabricação do material. Esse defeito interno desempenha um papel criando uma plasticidade que abre concorrência com o dano na superfície. A tensão na superfície passa a ser menor do que a tensão local provocada pelos defeitos internos nas condições de carregamentos abaixo do limite de fadiga (Bathias, 2014 *apud* Teixeira, 2018).

De acordo com Bathias e Paris (2005), existem três fatores que influenciam a falha na região de UHCF:

- a) concentradores de tensão: inclusões e poros;
- b) anomalias da microestrutura: grãos anormais, plaquetas alongadas;

c) condições estatísticas: A probabilidade de encontrar um concentrador de tensão é mais provável na massa do que na superfície. Além disso, o tamanho do corpo de prova também influencia, pois, o mesmo, teve seu tamanho reduzido comparado aos corpos de prova usados para ensaios de fadiga convencional.

No UHCF, o processo de falha é dividido em quatro estágios (Kazymyrovych, 2009 *apud* Teixeira, 2018):

1° estágio: nucleação ou iniciação da trinca de fadiga.

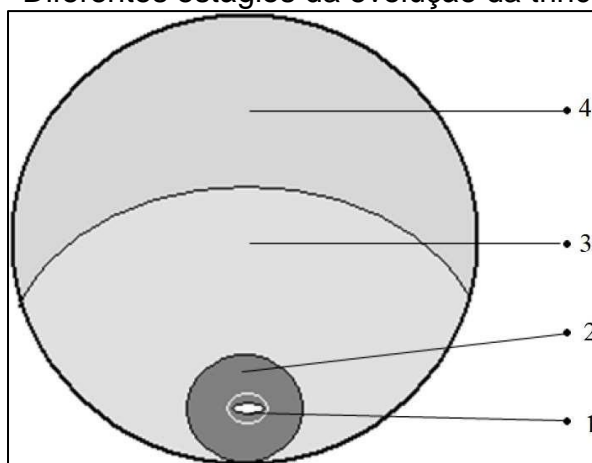
2° estágio: propagação da trinca de fadiga dentro *fish-eye*.

3° estágio: propagação da trinca de fadiga fora do *fish-eye*.

4° estágio: fratura final.

A Figura 22 demonstra os quatro estágios do processo de falha.

Figura 22 – Diferentes estágios da evolução da trinca no UHCF



Fonte: Kazymyrovych (2009).

3.5.1.7 Microestrutura

Por meio de análises realizadas sobre a superfície de corpos de prova que fraturaram em ensaios de fadiga sobre o regime de altíssimo ciclo, apresentam regiões com o formato de olho de peixe (*fish-eye*) (Bathias; Paris, 2005; Kazymyrovych, 2009; Pyttel; Schwerdt; Berger, 2011; Sakai, 2007).

De maneira a imergir neste assunto, esta região oferece análises e explicações dadas por alguns pesquisadores da área, onde ambos descrevem a mesma região, e sua abordagem técnica apresentam explicações de forma diferente (Sakai, 2007):

a) FGA - *Fine Granular Area* (Camada Fina Granular);

b) ODA - *Optically Dark Area* (Área Opticamente Escura);

- c) GBF - *Granular Bright Area* (Camada Brilhante Granular);
- d) RSA - *Rough Surface Area* (Área de Superfície Áspera).

Na grande área da fadiga as denominações mais populares são FGA e ODA, ambos encontrados no *fish-eye*.

3.5.1.8 *Fish-eye* (olho de peixe)

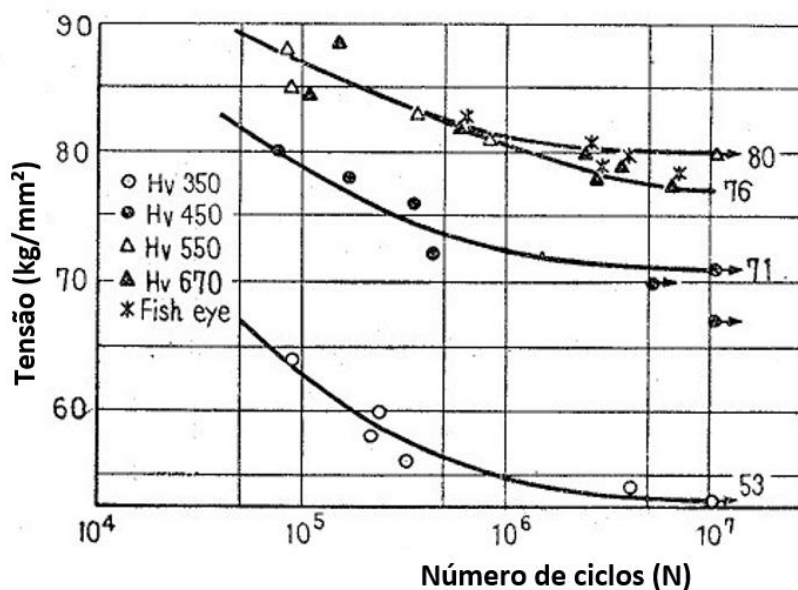
As superfícies de fratura dos corpos de prova que tiveram vida-fadiga no regime de altíssimo ciclo, são muitas vezes caracterizadas pelo fenômeno denominado como *fish-eye* ou olho de peixe, devido à aparência semelhante ao olho de peixe.

O defeito interno, normalmente inclusões, conduz a formação do *fish-eye*, sempre com contorno circular, concêntrico a origem da trinca e independente do formato inicial do defeito. Essa formação já foi relatada por diversos pesquisadores. O diâmetro costuma medir em torno de 0,5 – 1,0 mm, e ocorre principalmente nos aços de alta resistência e é considerado como um parâmetro de evolução durante o processo de fadiga (Teixeira, 2018).

Comumente tangenciando a superfície do corpo de provas, o *fish-eye* pode ou não coincidir com a superfície, ou seja, a continuidade da carga cíclica aplicada sobre o corpo de prova faz com que o *fish-eye* chegue próximo, ou atinja a superfície, desta forma, obtém-se o tamanho final do *fish-eye* e a trinca propaga até atingir o tamanho crítico (Kazymyrovych, 2009).

Em 1967, o pesquisador Ohuchida, comprovou em suas análises dos ensaios de fadiga realizados sobre corpos de prova de aço Cr-Ni-Mo, que a formação do *fish-eye* apresentava-se em camadas onde a dureza do material era mais alta. O Gráfico 13 demonstra um gráfico de tensão por número de ciclos, onde foram identificados o *fish-eye* somente em corpos de prova com 670 HV, como mostrado no Gráfico 13 (Teixeira, 2018).

Gráfico 13 – Curva S-N e relação de dureza obtida por Ohuchida



Fonte: Adaptada de Teixeira (2018).

3.5.1.9 Área opticamente escura – ODA

O modelo proposto por Murakami sugere que a formação da região com superfície rugosa encontrada no *fish-eye* é influenciada pela presença de hidrogênio. Segundo este modelo, moléculas e átomos de hidrogênio são presos ao redor da inclusão, e a fadiga com auxílio da fragilização por hidrogênio resulta na formação da região com superfície rugosa.

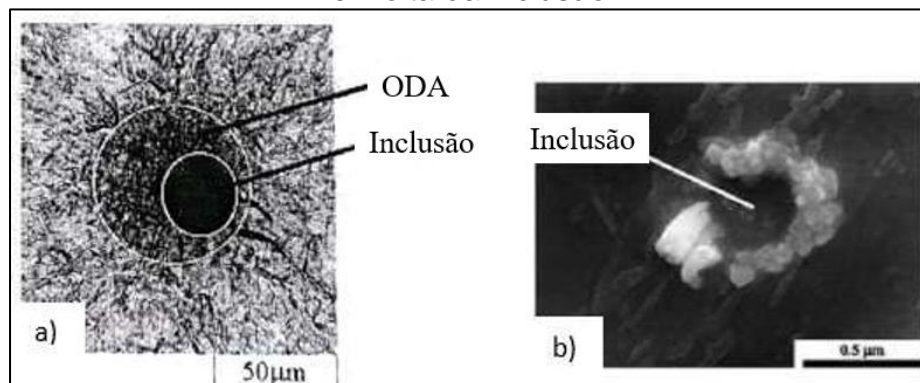
A presença de hidrogênio pode fragilizar o material, tornando-o mais suscetível a fratura devido às tensões repetidas. Isso pode resultar em uma taxa acelerada de propagação da trinca na região adjacente à inclusão, resultando na formação de uma região com superfície rugosa.

A análise da presença de hidrogênio e sua influência na fadiga do material pode ser realizada através de técnicas avançadas de microscopia, como microscopia eletrônica por varredura e microscopia por força atômica. Além disso, modelos matemáticos e simulações numéricas também podem ser utilizados para estudar a influência do hidrogênio na fadiga do material.

Em conclusão, a teoria proposta por Murakami fornece uma visão complementar sobre a formação da região com superfície rugosa encontrada no *fish-eye*, e sua importância reside em destacar a influência da presença de hidrogênio na fadiga do material. Isso é importante para o desenvolvimento de materiais mais resistentes e duráveis, e para a compreensão de como os materiais se comportam sob cargas

repetidas, como mostra a Figura 23 (Kazymyrovych, 2009; Sakai, 2007b; Sippel; Kerscher, 2020).

Figura 23 – a) Fratografia do ODA. b) Moléculas e átomos de hidrogênio presos envolta da inclusão

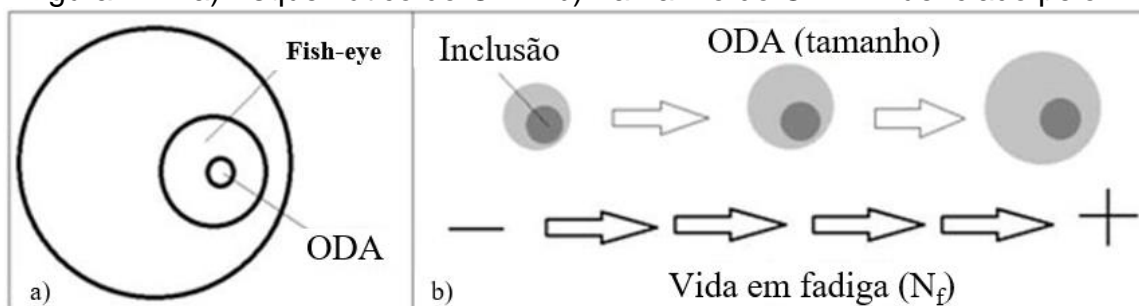


Fonte: Murakami e Matsunaga (2006); Teixeira (2018).

Os resultados apontados pelo pesquisador Murakami são importantes para a compreensão do papel do hidrogênio na formação da região da ODA (região opticamente escura). O estudo das influências da presença de hidrogênio no material sobre a fadiga é uma área de pesquisa ativa e relevante, especialmente em aplicações industriais em que o controle da presença de hidrogênio é fundamental para garantir a confiabilidade e segurança do material.

Os resultados de Murakami sugerem que a presença de hidrogênio pode afetar a fadiga do material, especialmente na formação da ODA. Portanto, esses resultados podem ser utilizados para desenvolver estratégias para controlar a presença de hidrogênio e prevenir a formação da ODA, o que pode levar a materiais mais confiáveis e seguros em aplicações industriais, como mostra a Figura 27. (Murakami; Matsunaga, 2006; Roiko; Murakami, 2012; Sippel; Kerscher, 2020).

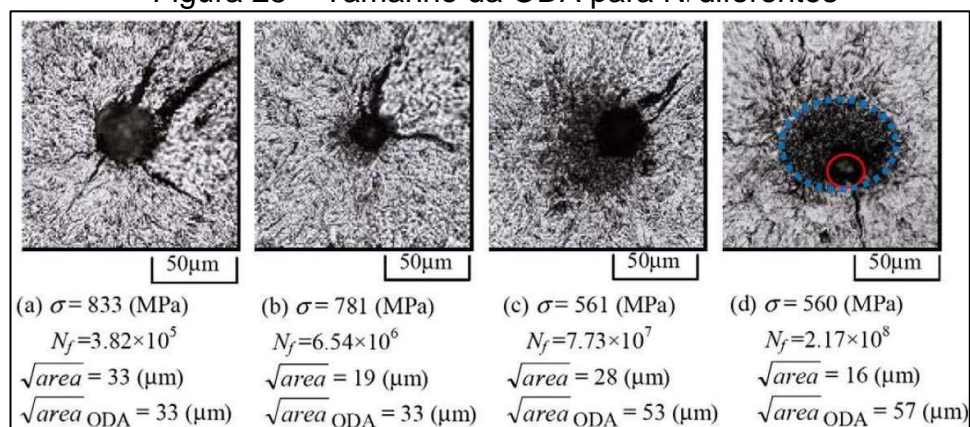
Figura 24 – a) Esquemático do ODA. b) Tamanho do ODA influenciado pelo N_f



Fonte: Adaptada de Sippel e Kerscher (2020).

A Figura 25 mostra a evolução da ODA com o número de ciclos.

Figura 25 – Tamanho da ODA para N_f diferentes



Fonte: Sippel e Kerscher (2020).

3.5.2 Fadiga do Titânio fabricado pela tecnologia de manufatura aditiva

Devido ao seu potencial para ser utilizado em aplicações na área biomédica e aeroespacial, as propriedades de fadiga do Ti-6Al-4V manufaturado aditivamente são de grande importância, e os estudos apontam que independente do processo de manufatura aditiva, há uma grande dispersão nos dados, que podem ser amplificadas pela presença de defeitos e falta de uniformidades geométricas oriundas do processo de MA.

Grande parte dos estudos realizados sobre a fadiga aplicada a MA, concentram-se em defeitos internos, externos e a influência de processos aplicados posteriormente a MA, como, por exemplo, processos de usinagem e tratamentos térmicos.

De maneira geral, em um material processado pela tecnologia de MA apresentando porosidade ou defeitos de superfícies, a falha por fadiga ocorre de maneira catastrófica quando os vazios se formam, devido ao empilhamento de discordâncias, e se propagam para fora até a fratura completa. Quando concentradores de tensão, como defeitos superficiais ou internos, estão presentes por consequência do processo de MA, o número de ciclos necessários para a fratura de um corpo de prova, ou de um produto, pode ser bastante reduzido, diminuindo assim a vida em fadiga.

A rugosidade da superfície é atualmente uma grande desvantagem da MA, pois fornece concentrações de tensão que servem como nucleação de trincas, limitando assim o desempenho de fadiga.

Através da pesquisa realizada por Greitemeier *et al.* (2017), foram comparadas as propriedades de fadiga de alto ciclo do Ti-6Al-4V fabricado via PBF-EB e a sinterização direta a laser de metal (DMLS) e descobriu que a redução da rugosidade da superfície aumentava o desempenho de ambos na resistência a fadiga (DMLS atingiu 10^7 ciclos a 550 MPa e PBF-EB a 260 MPa). Da mesma forma, Spierings, Starr e Wegener (2013), estudaram o desempenho à fadiga de dois aços inoxidáveis, 316L e 15-5PH, fabricados via PBF-L. O limite de fadiga de 316L foi de 200 MPa, após aplicado o processo de usinagem das superfícies, houve o aumento do limite de fadiga para 250 MPa, ainda neste mesmo estudo foi aplicado o processo de usinagem e polimento as amostras, e houve o aumento da tensão para o limite de fadiga para 260 MPa, que é maior que o limite de fadiga de 316L forjado (141 a 207 MPa). O 15-5PH fabricado pela tecnologia de MA e usinado, atingiu um limite de fadiga de 850 MPa, que foi superior ao limite de fadiga do 15-5PH forjado de 270 a 372 MPa. Em quase todos os casos, pode-se concluir que uma superfície mais lisa produz melhor desempenho em fadiga do que as superfícies ásperas.

Semelhante à rugosidade da superfície, os defeitos internos têm um impacto significativo na vida à fadiga dos componentes, pois a falta de fusão gera defeitos e porosidades internamente. Os resultados da pesquisa de Johnson *et al.* (2016), aplicado ao processo DED-L sobre o IN 718, apontaram que em amostras com falta de fusão, observaram-se pontos de porosidade, tendo sua vida em fadiga duas a três vezes menor do que amostras forjadas em amplitudes de deformação comparáveis. Os resultados da pesquisa de Sterling *et al.* (2016), através do processo DED-L aplicado ao Ti-6Al-4V, concluiu que porosidades próximas à superfície e com características irregulares ou pontiagudas, tiveram o impacto negativo no desempenho à fadiga. Já Amsterdam e Kool, (2009) descobriram que o IN 718 fabricado por MA, e posteriormente tratado termicamente, comparado com o IN 718 recozido e envelhecido, apresentou resistência à fadiga semelhante (480 MPa e 500 MPa, respectivamente) em $2 \cdot 10^7$ ciclos, sendo importante notar que a iniciação de trincas ocorreu próximo à superfície da amostra em áreas com maior quantidade de porosidade, onde tanto os poros quanto a falta de fusão foram observados nas superfícies de fratura.

Em um estudo sobre o comportamento de fadiga multiaxial de PBF-L Ti-6Al-4V, os pesquisadores Fatemi *et al.* (2017) descobriram que os poros próximos às superfícies das amostras eram o fator mais dominante no encurtamento da vida de fadiga dos corpos de prova sob todas as condições de carregamento proposta. As pesquisas de Siddique *et al.* (2015) e Yadollahi e Shamsaei (2017) comprovam os resultados da pesquisa de Fatemi *et al.* (2017), os principais desafios para MA para o objetivo de obtenção de maior resistência à fadiga, indicam que vazios grandes e irregulares, especialmente aqueles próximos da superfície, são os principais fatores a serem trabalhados e compreendidos para aumentar o limite da vida em fadiga dos componentes de MA.

Outras características internas das peças de MA, além dos defeitos de fusão e porosidade, também podem influenciar o desempenho de fadiga, as chamadas Fases Secundárias Frágeis, como os compostos intermetálicos e óxidos, que podem nuclear trincas e podem se propagar facilmente. Por exemplo, descobriu-se que dois tamanhos de óxidos foram mais prevalentes, óxidos grandes e pequenos em amostras de AlSi10Mg feito por PBF-L. Os grandes óxidos foram formados por meio de vapor oxidado ou respingos durante a fabricação, enquanto as inclusões menores eram óxidos pré-existentes no pó do processo de fabricação. Quando os óxidos maiores foram observados, mais poros variando os tamanhos de grande a pequeno estavam presentes nas amostras (Li *et al.*, 2016; Tang; Pistorius, 2017).

Esforços significativos foram feitos para estudar o efeito dos tratamentos térmicos pós-processamento e processamentos de prensagem isostática a quente (HIP - *Hot Isostatic Pressing*), para melhorar as propriedades da fadiga. Os tratamentos térmicos têm a capacidade de aumentar características microestruturais (por exemplo, largura- α e o comprimento- β no Ti-6Al-4V) e alivia as tensões residuais incorporadas durante a deposição. Leuders *et al.* (2013) estudaram o crescimento de trincas por fadiga em Ti-6Al-4V, mostrando o efeito do tratamento térmico e da prensagem isostática a quente (HIP) no limiar da fadiga e na taxa de crescimento de trincas, eles descobriram que o tratamento térmico e a HIP resultaram em aumentos semelhantes no desempenho de fadiga do Ti-6Al-4V fabricado por MA.

Mas Greitemeier *et al.* (2017), realizaram um estudo semelhante, e verificou-se que o efeito do HIP sozinho não teve um efeito significativo nas propriedades de fadiga das amostras sem acabamentos de superfície, no entanto, as amostras usinada e realizada o HIP, mostraram propriedades de fadiga melhoradas para EBM e DMLS,

além disso, nas amostras usinadas e HIP, devido aos defeitos internos terem sido corrigidos com sucesso, a fratura ocorreu em locais de falta de homogeneidade microestrutural, em vez de defeitos, semelhante ao que é observado em amostras recozidas e usinadas.

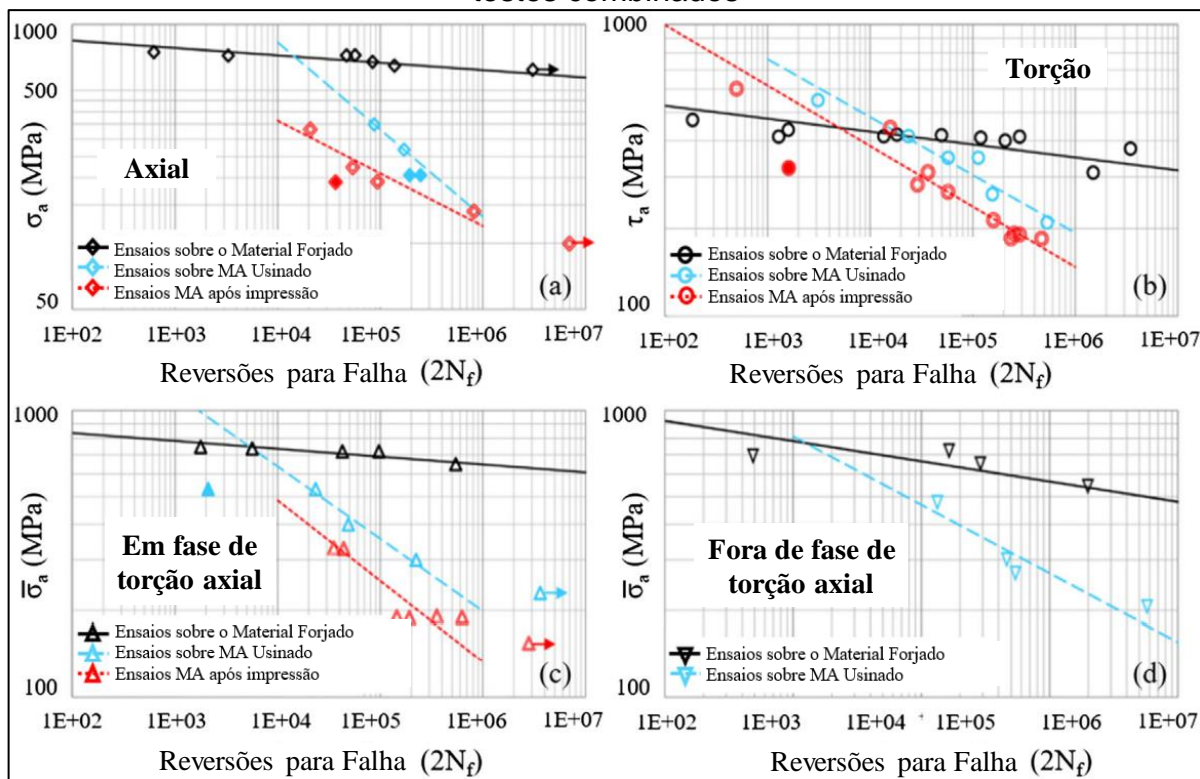
No Titânio o efeito das melhorias produzidas pela usinagem, por tratamentos térmicos e o HIP, demonstram grandes ganhos para a fadiga, mas em outros materiais ainda pode haver ganhos surpreendentes, conforme relatado por Riemer *et al.* (2014), os resultados de suas análises certificam que a combinação de reduzir a rugosidade da superfície, e a correção de defeitos internos, através da HIP, no SS316L processado por PBF-L, o aumento do limite de fadiga é surpreendente, pois, o limite de fadiga da amostra sem acabamento é de 108 MPa, aumentado para 267 MPa com usinagem de superfície, e aumentou ainda mais, para 294 MPa com a usinagem seguida do recozimento a 650°C, e a 317 MPa quando a amostra foi usinada e submetida ao HIP.

Faltam muitos dados sobre a anisotropia das propriedades de fadiga, porém Brandl *et al.* (2012), estudou o desempenho de fadiga de alto ciclo de AlSi10Mg feito por PBF-L na direção longitudinal e transversal, mostrando que as propriedades de fadiga foram superiores no sentido longitudinal (atingiu 10^6 ciclos a 210 MPa) do que no sentido transversal (atingiu 10^6 ciclos a 118 MPa).

Nota-se que entre os estudos, houve uma dispersão significativa nos dados de vida em fadiga, o que pode ser atribuído a variações nas condições de processamento (por exemplo, potência do laser, velocidade de varredura a laser, espaçamento e altura da camada) e variações na porosidade interna, incluindo a fração de volume total dos poros, sua forma e sua distribuição de tamanho.

Segundo o Gráfico 14, Fatemi *et al.* (2017), examinaram os efeitos da condição de carregamento, rugosidade da superfície e defeitos nas propriedades de fadiga do PBF-L nas amostras de Ti-6Al-4V, e descobriram que, em comparação com as amostras forjadas, as amostras de MA tinham a vida em fadiga mais curta em condições de carregamento multiaxial, independentemente do acabamento da superfície. A exceção foi na fadiga de baixo ciclo (LCF) sobre os testes de torção, onde as amostras de PBF-L tiveram vida mais longa do que o material forjado devido ao maior amolecimento do material forjado.

Gráfico 14 – Resultados sobrepostos de testes de fadiga em materiais forjados e MA; a) carga axial; b) carga de torção; c) carga de torção axial em fase; d) carga de torção axial (90°) fora de fase. A tensão equivalente de *Von Mises* é usada para os testes combinados



Fonte: Fatemi *et al.* (2017).

Além disso, as superfícies das amostras de MA usinadas tiveram maior vida de fadiga do que as amostras construídas para todas as condições de carregamento, embora o efeito, não foi tão importante quanto o efeito de defeitos internos e próximos à superfície.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

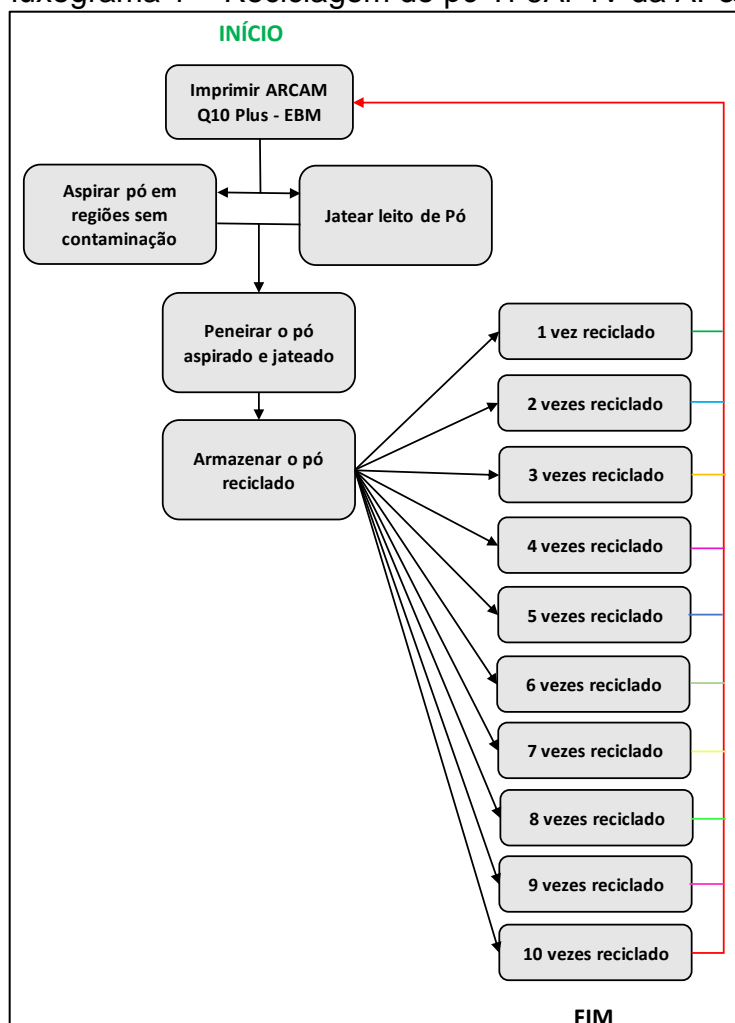
O capítulo de Procedimento Experimental desta pesquisa apresenta em detalhes o procedimento experimental adotado. São abordados os materiais e métodos empregados, com ênfase nos parâmetros específicos da tecnologia de fabricação PBF-EB, bem como o processo de reciclagem utilizado.

4.1 MATERIAIS

O pó virgem utilizado na ARCAM Q10 Plus EBM é o Ti-6Al-4V da AP&C, este pó é fabricado usando o processo de Atomização de Plasma, produzindo pós com as características ideais para muitas aplicações, incluindo a tecnologia de Manufatura Aditiva. Esse pó é esférico e não contém porosidades aprisionadas, atendendo as especificações da norma (American Society for Testing and Materials, 2014).

Nesta pesquisa foi utilizado o pó Ti-6Al-4V da AP&C reciclado dez vezes, sem ser misturado com o pó virgem. Este processo de armazenamento demorou cerca de seis meses para ser concluído. O Fluxograma 1 demonstra o fluxo adotado para garantir dez vezes a reciclagem do pó.

Fluxograma 1 – Reciclagem do pó Ti-6Al-4V da AP&C



Fonte: Autor (2023).

Criou-se o armazenamento de pó reciclado por números de reciclagens, quando a quantidade de vezes era atingida em sua escala maior, este pó foi colocado para realização de impressão, e novamente passava pelo processo de aspiração das partes sem contaminação, jateamento do leito de pó, peneiramento e era novamente armazenado, aguardando o aumento da quantidade de pó reciclado para que pudesse ser realizada uma nova impressão, respeitando a variável do número de vezes. Importante salientar, que não houve em nenhuma das etapas de reciclagem, o complemento com o pó virgem.

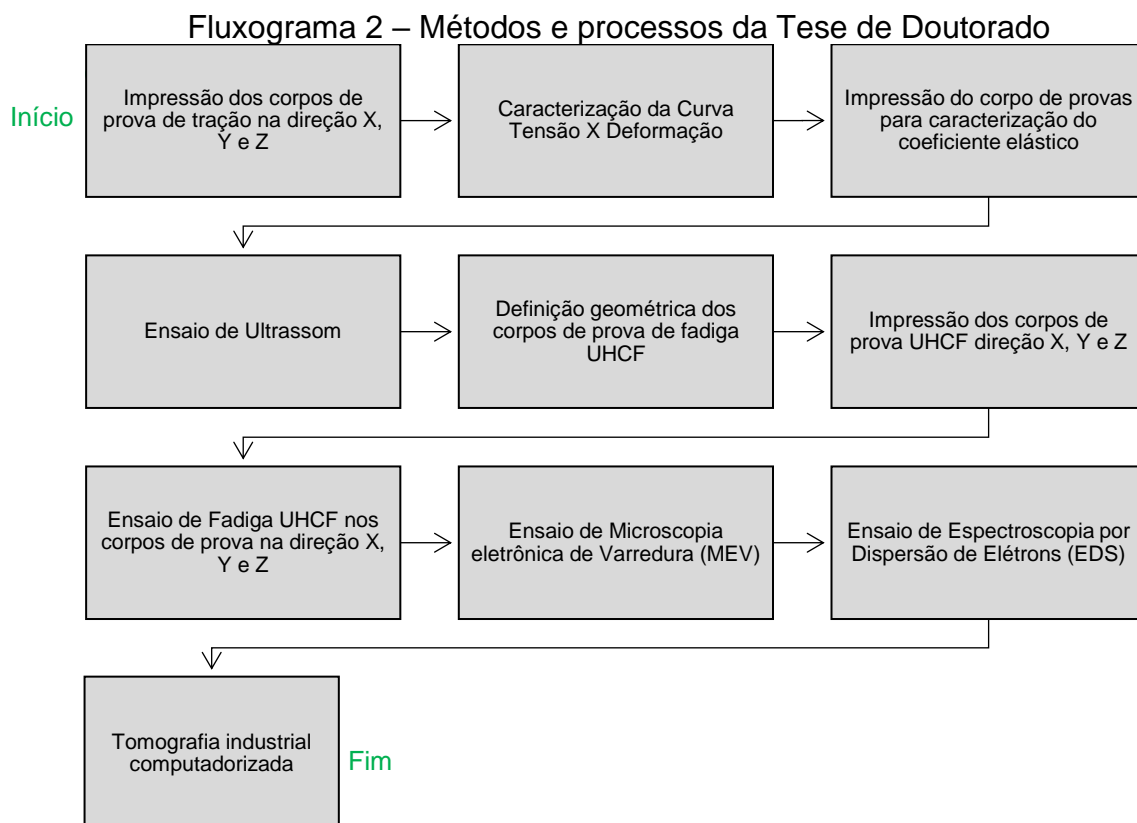
Fotografia 3 – Pó Ti-6Al-4V da AP&C reciclado dez vezes em preparo para impressão



Fonte: Autor (2023).

4.2 MÉTODOS

Neste tópico foram definidos os métodos utilizados de acordo com fluxograma apresentado a seguir.



Fonte: Autor (2023).

4.3 PARÂMETROS DE PROCESSO DE FABRICAÇÃO PBF-EB

Este tópico foi elaborado com base nos manuais da ARCAM Q10 Plus e treinamentos recebidos para operar o equipamento. Ressalta-se que os dados e o processo padrão para o Titânio Ti-6Al-4V, utilizados na ARCAM Q10 Plus, são de propriedade intelectual da GE - General Electric.

Os parâmetros de processo na impressão 3D utilizando a máquina ARCAM Q10 Plus devem seguir uma sequência adequada para obter resultados consistentes e de alta qualidade. Conforme as orientações do fabricante, a ordem correta para colocar os temas de processo é a seguinte:

- a) Pré-aquecimento;
- b) Fusão;
- c) Placa Base;
- d) Rede.

É importante observar que a posição da Placa Base e da Rede pode ser intercambiável, o que pode influenciar na geometria final da peça impressa. Essa sequência de parâmetros é fundamental para garantir a fusão adequada do material e a formação precisa da estrutura desejada durante a manufatura aditiva.

A preparação adequada de uma construção em manufatura aditiva é essencial para garantir a precisão e a qualidade das peças fabricadas. Nesse sentido, o uso de fatores de escala desempenha um papel crucial no processo. Um dos motivos para a utilização desses fatores é o encolhimento das peças devido à sua fabricação em um ambiente quente. Como os materiais são fundidos em temperaturas elevadas, é comum ocorrer algum grau de contração durante o resfriamento, o que pode afetar as dimensões finais da peça. Portanto, a aplicação cuidadosa de fatores de escala ajuda a compensar esse encolhimento e a obter geometrias mais precisas e dimensionais corretas (Barbagallo *et al.*, 2022).

Outro aspecto importante a ser considerado, é que os fatores de escala podem precisar ser ajustados consoante a geometria da construção. Diferentes peças podem requerer fatores de escala distintos, dependendo de suas formas, tamanhos e requisitos específicos. É essencial realizar testes e simulações para determinar os fatores de escala mais adequados para cada configuração de construção, garantindo assim resultados otimizados e consistentes (Ghods *et al.*, 2023).

Além disso, é fundamental definir a quantidade adequada de extrusão para cada parte da construção. Uma prática comum é utilizar um deslocamento de aproximadamente 0,5 mm a partir da base das peças. Essa medida garante que o valor mínimo de altura (Z min) seja igual a zero. A utilização dessa abordagem evita problemas de desalinhamento e assegura que todas as peças sejam adequadamente aderidas à plataforma de construção.

O pó é armazenado em recipientes fechados e em temperatura ambiente. Nunca exponha o pó muito quente, acima de 80°C, ao ar, e evite trabalhar com pó quente, acima de 50°C, no aspirador de pó ou no sistema de recuperação de pó. Além disso, foi utilizado um aspirador de pó à prova de explosão com aterramento adequado à máquina EBM, evitando assim riscos de explosão.

A Tabela 3, mostra os parâmetros de processo utilizados para o Ti-6Al-4V grau 5:

Tabela 3 – Parâmetros de processo ARCAM Q10 / Q20 – Ti-6Al-4V grau 5

ESPECIFICAÇÃO	Q10	Q20
Espessura de camada (µm)	50	90
Velocidade de construção (mm/h)	~ 3 à 4	~ 6 à 7
Tamanho do pó (µm)	45 à 105	
Tipo de pó	Esférico	
Teor de oxigênio máximo (%)	20	
Temperatura do processo (°C)	~ 650	
Pressão do ar comprimido (bar)	5 à 9	
Pressão do gás hélio (bar)	5 à 10	
Versão do software	4.2	
Tratamento térmico pós-processo	Geralmente não necessário	

Fonte: Autor (2023).

A Arcam Q10 Plus oferece uma série de parâmetros de processo que permitem uma alta customização na fabricação das peças. A espessura das camadas, por exemplo, pode ser ajustada para 50 µm, o que garante uma elevada precisão e detalhamento das estruturas produzidas. Essa possibilidade de controle fino dos parâmetros é fundamental para a obtenção de peças com as características desejadas pelos projetistas.

Além disso, a máquina possui uma velocidade de construção que varia entre ~3-4 mm/h, o que proporciona uma produção ágil e eficiente das peças. Isso é

especialmente relevante em setores que demandam uma rápida prototipagem ou fabricação de produtos em escala reduzida.

Outro aspecto importante é o tamanho do pó utilizado no processo, que varia entre 45 μm e 105 μm . Esse pó é do tipo esférico, o que confere alta fluidez e densidade de empacotamento, resultando em peças com excelente qualidade estrutural.

A fusão do pó de titânio ocorre em uma temperatura de aproximadamente $\sim 650^\circ\text{C}$, proporcionando uma fusão completa e homogênea dos materiais, o que é essencial para garantir a resistência e integridade das peças produzidas.

O software da Arcam Q10 Plus é outro destaque, com a versão 4.2 oferecendo um controle avançado e preciso de todo o processo de fabricação. Esse software permite que os operadores monitorem e ajustem os parâmetros em tempo real, garantindo a consistência e a qualidade das peças produzidas.

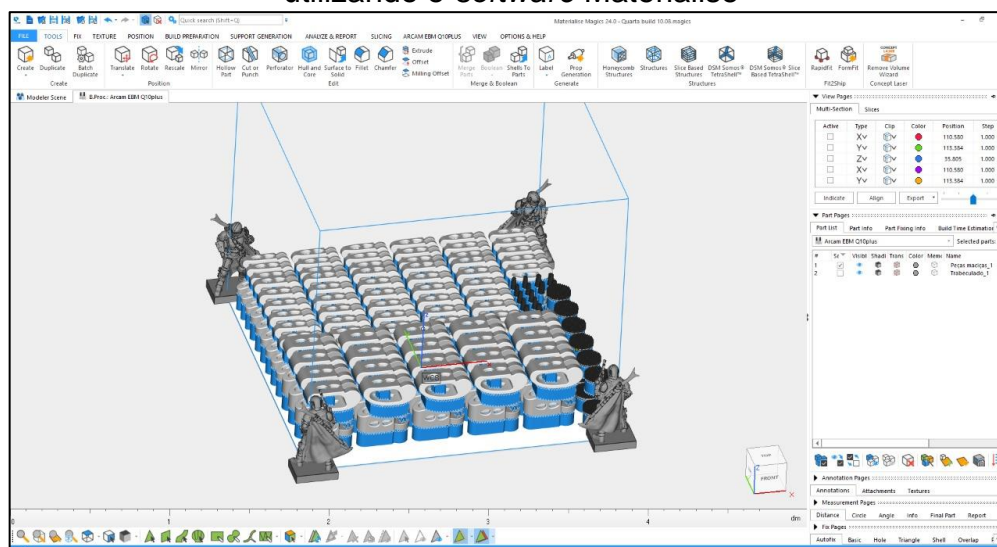
Ao avaliar minuciosamente o comportamento do pó de titânio em diferentes cenários, pode-se concluir que o armazenamento em ambiente aberto não resulta em uma absorção significativa de oxigênio. Similarmente, durante a operação do aspirador de vácuo, a absorção é mínima, aproximadamente 0,00013% por ciclo, o que indica um impacto limitado dessa etapa no teor de oxigênio. No contexto do sistema de recuperação de pó, o gabinete apresenta uma absorção ainda menor, inferior a 0,0002% por ciclo, reforçando a ideia de estabilidade nesse estágio. Notavelmente, o processo de peneiração não induz a absorção de oxigênio. No entanto, é na máquina EBM que se observa a absorção de oxigênio, uma vez que essa etapa registra a maior variação no conteúdo de oxigênio. Esse achado enfatiza a necessidade de rigoroso controle nesse estágio para assegurar a qualidade do produto final. Essas observações, datadas até o ano de 2015, contribuem de forma significativa para um entendimento mais profundo dos efeitos da absorção de oxigênio nas diferentes fases do processo, resultando em direcionamentos mais precisos para a manufatura aditiva.

4.4 PROGRAMAÇÃO DAS AMOSTRAS DE TRAÇÃO E ULTRASSOM

Para realizar a impressão foi necessário alterar a extensão do arquivo contendo a geometria do Dispositivo de Fusão Lombard para a extensão .STL, e utilizando o software Materialise Magics 24.0, foi colocada a quantidade de amostras a serem

impressas na direção X, Y e Z que foram distribuídas ao longo da área de impressão, como mostrado na Figura 26.

Figura 26 – Exemplo de programação das amostras na plataforma de impressão utilizando o software Materialise



Fonte: Autor (2023).

Este programa apresenta uma plataforma de impressão que permite ao usuário posicionar a geometria do modelo sólido em qualquer direção, porém, posicionada nos eixos cartesianos X, Y e Z, gera a posição dos eixos de trabalho da máquina de manufatura aditiva ARCAM Q10 Plus EBM, permitindo assim direcionar a posição de impressão ao qual o usuário deseja, independente da complexidade da geometria e posição de impressão.

O posicionamento dos componentes deve respeitar uma distância mínima de 10 mm das margens da base de impressão, e 4 mm de distância entre um produto e outro, para garantir a impressão sem erros de geometria, conforme a orientação do fabricante.

Após a realização do posicionamento é necessário criar suportes, que após a impressão serão descartados. Estes suportes devem ser posicionados partindo da superfície da plataforma de impressão com o mínimo de 10 mm de construção, como exemplificado na Figura 27.

Figura 27 – Exemplo de aplicação de suporte de impressão no programa Materialise



Fonte: Autor (2023).

Terminada a etapa de programação, o programa Materialise gera um arquivo na extensão .abp e .xml, que permitem a leitura geométrica pelo programa EBM Control da Máquina de Manufatura Aditiva ARCAM Q10 Plus EBM.

No processo de preparação de um trabalho no software Magics, é crucial considerar a quantidade adequada de extrusão para a peça. Recomenda-se utilizar um deslocamento de aproximadamente 0,5 mm a partir da parte inferior das peças. É importante assegurar que o valor mínimo da coordenada Z seja configurado como zero para as peças que estão conectadas à placa de início. Essa abordagem visa a otimização da impressão, garantindo a aderência adequada das peças à placa de início e minimizando possíveis problemas de aderência ou deformação durante o processo de fabricação aditiva. A configuração adequada desses parâmetros no Magics desempenha um papel fundamental na obtenção de peças de alta qualidade e precisão, contribuindo para a excelência no resultado do processo de manufatura aditiva.

4.5 ETAPA DE PREPARAÇÃO E INDUSTRIALIZAÇÃO NA MA ARCAM

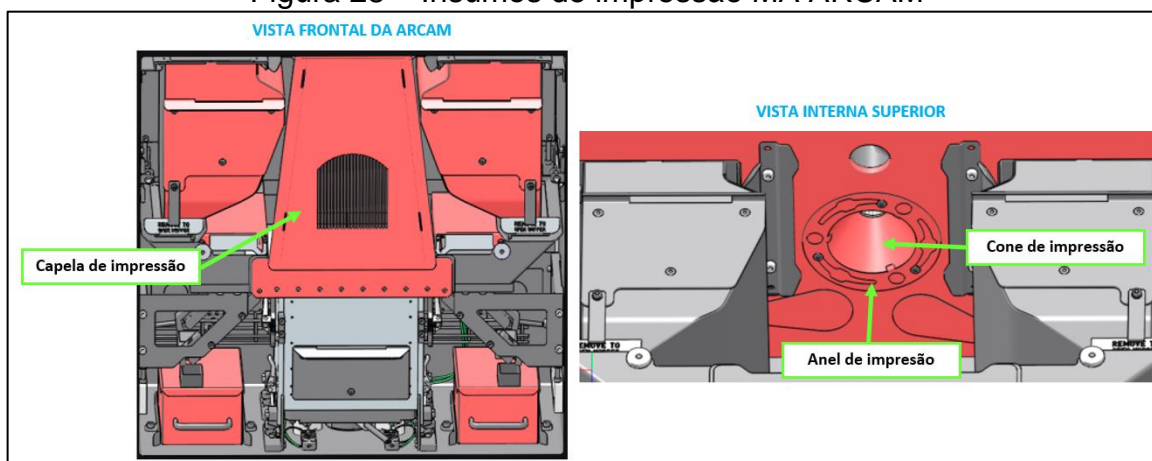
O EBM Control é o programa utilizado pela Máquina de Manufatura Aditiva ARCAM Q10 Plus EBM para leitura dos arquivos de impressão dos produtos. Este programa é simples e está separado em variáveis de controle de:

- a) *Build Setup* (configuração de construção);

- b) *Hardware Setup* (configuração de *hardware*);
- c) *Process Setup* (configuração de processo);
- d) *Align Beam* (alinhamento do feixe).

Esta etapa de preparação é a mais importante do processo, visto que este equipamento condiciona o seu processo a insumos consumíveis de impressão fornecidos pela própria fabricante com materiais específicos para garantir o bom funcionamento do feixe de elétrons para promover a fusão do pó de Titânio. Estes itens estão relacionados na Figura 28:

Figura 28 – Insumos de impressão MA ARCAM



Fonte: Autor (2023).

A máquina de Manufatura Aditiva ARCA Q10 Plus EBM utiliza como insumo externo, o gás Hélio que precisa estar conectada ao equipamento.

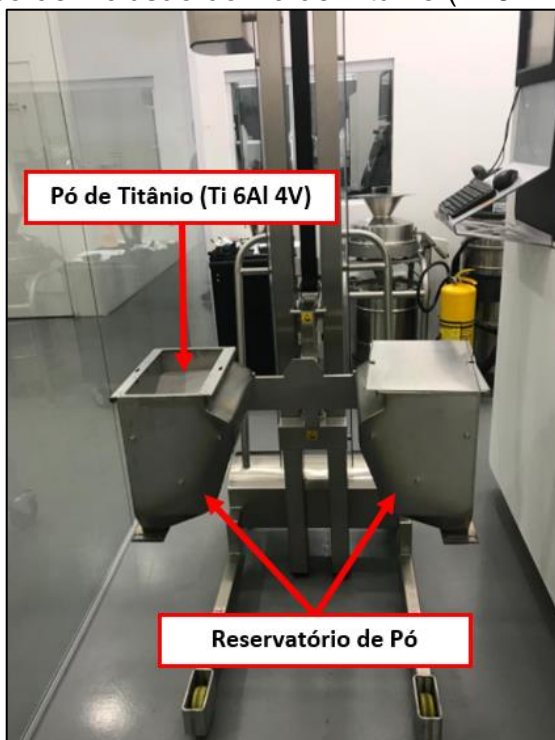
O arquivo de impressão construído no programa Materialise é imputado na variável *Build Setup* (configuração de construção), para dar início a programação de fabricação dos produtos. As variáveis *Hardware Setup*, *Process Setup* e *Align Beam* pertencem ao processo, sendo programado pela lista de checagem do fabricante, ao qual os parâmetros não podem ser alterados para garantir a impressão do produto.

Os compartimentos de pó de Titânio foram preenchidos para garantir a impressão sem faltar material conforme Fotografia 4.

Este processo deve ser feito com equipamentos de proteção individual como luvas, máscara de respiração e avental manga longa, pois o pó de Titânio é cancerígeno.

Com o equipamento preparado, é dado início a impressão dos produtos consoante a programação realizada no programa Materialise, e o processo de impressão se inicia.

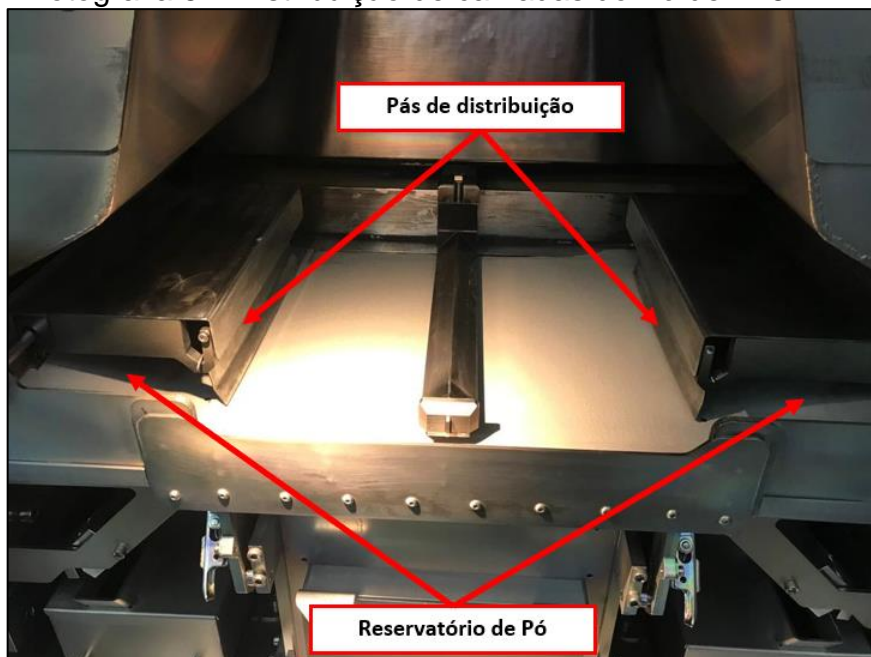
Fotografia 4 – Processo de inclusão do Pó de Titânio (Ti-6Al-4V) dez vezes reciclado



Fonte: Autor (2023).

Na MA PBF-EB, o feixe de elétrons funde o pó de Ti-6Al-4V, camada por camada, onde a distribuição do pó é realizada pelas pás ilustradas na Fotografia 5.

Fotografia 5 – Distribuição de camadas do Pó de Ti-6Al-4V



Fonte: Autor (2023).

Ao terminar o processo de impressão, um bloco de pó de Titânio sobressalente a impressão é retirada aplicando ar comprimido em uma cabine encapsulada. Nesta

mesma cabine é aplicado o jateamento com pó de Ti-6Al-4V dez vezes reciclado. A Fotografia 6 demonstra a etapa de retirada do bloco de Titânio com as amostras de tração e de ultrassom, o processo de retirada do pó sobressalente e a aplicação do jateamento com pó de Titânio.

Fotografia 6 – Retirada amostras de tração e de ultrassom da ARCAM Leito de Pó de Ti-6Al-4V dez vezes reciclado



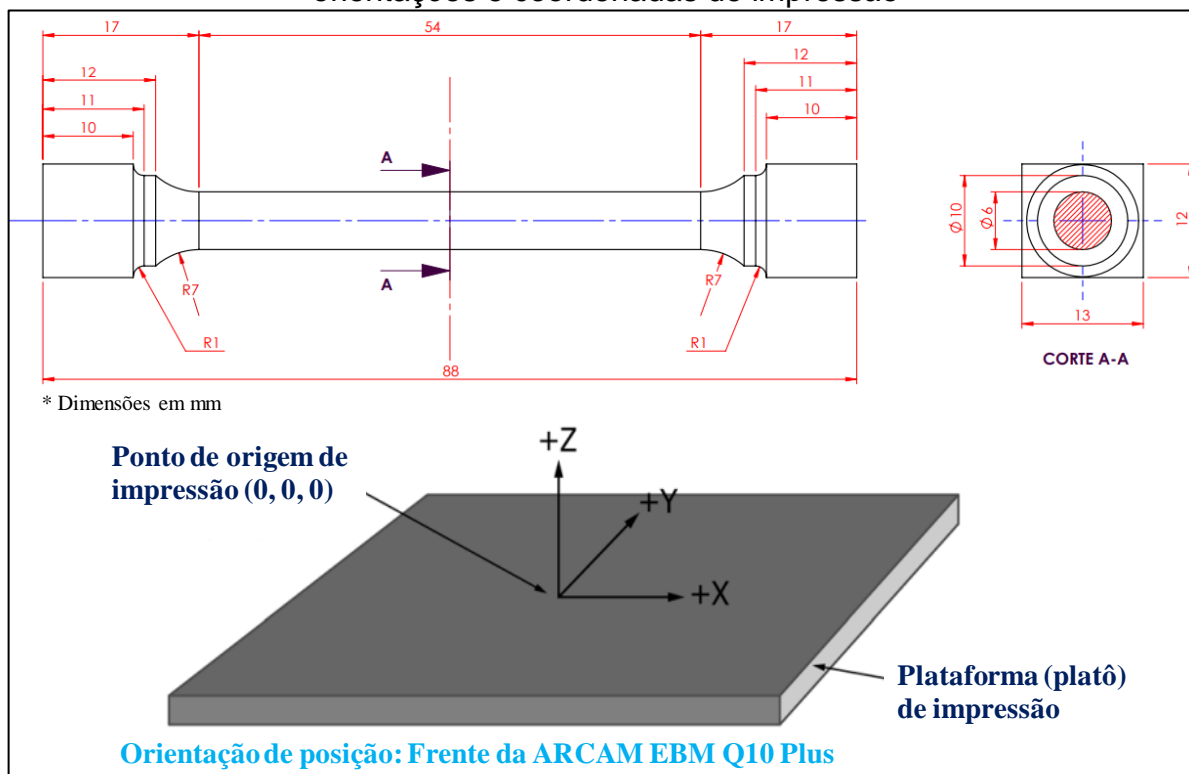
Fonte: Autor (2023).

Foram fabricadas duas amostras para o ensaio de ultrassom, e foram fabricadas nove amostras para o ensaio de tração, sendo 3 amostras para cada direção de impressão (X, Y e Z).

4.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

Para caracterização da curva Tensão x Deformação do Titânio Ti-6Al-4V dez vezes reciclados, foram impressos três corpos de prova nas direções X, Y e Z conforme a norma (Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2018), totalizando 9 amostras, conforme mostrado sua geometria e direções de impressão na Figura 29.

Figura 29 – Dimensões do corpo de prova de tração e demonstração das orientações e coordenadas de impressão



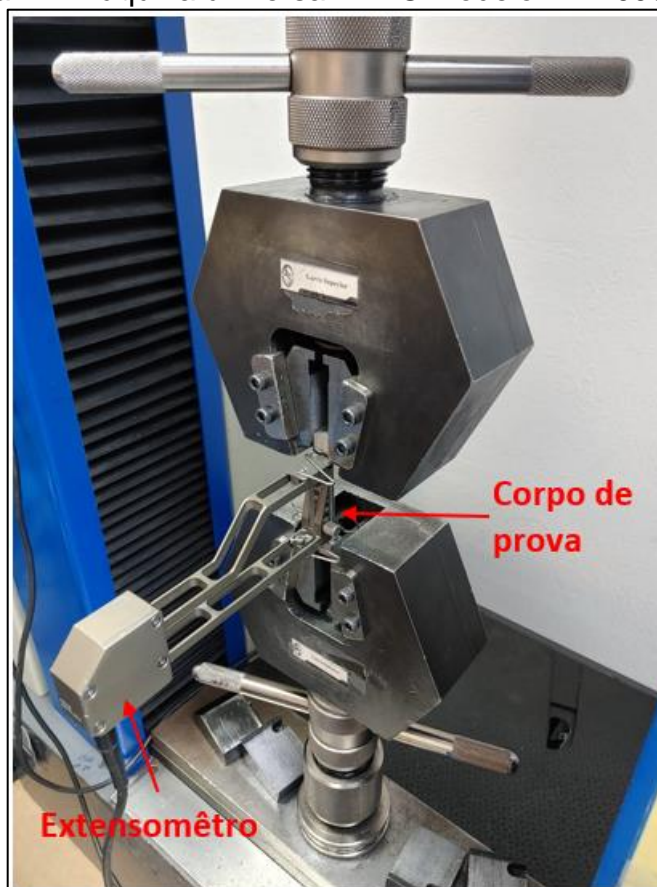
Fonte: Adaptada da Associação Brasileira de Normas Técnicas (2018).

Os corpos de prova foram impressos na ARCAM Q10 Plus EBM, fabricada pela GE Additive Machine, este equipamento detêm a tecnologia *Electron Beam Melting* (EBM – Fusão de Feixe de Elétrons) que comparada a outras tecnologias de impressão de metal, são mais produtivas, exigindo em alguns casos acabamentos em processos posteriores.

O seu platô de impressão (placa) tem as dimensões de 200 x 200 x 180 mm, o que faz desta máquina um projeto adequado ao seguimento de implantes médicos, devido as pequenas geometrias dos produtos deste seguimento.

Os corpos de provas foram ensaiados na máquina Universal EMIC modelo DL-10000 com uma célula de carga modelo CC com capacidade para 10 toneladas. Foram utilizados dispositivos em formato de garras para garantir o engastamento dos corpos de prova.

Fotografia 7 – Máquina universal EMIC modelo DL-10000 – 10Ton



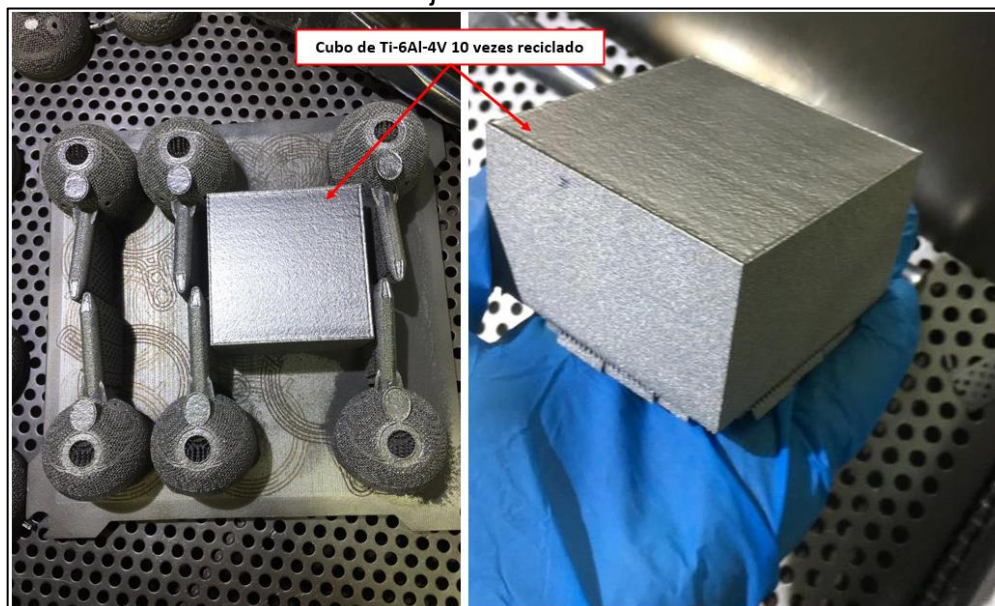
Fonte: Autor (2023).

Os ensaios de tração foram realizados em três corpos de provas para cada direção de impressão (X, Y e Z).

4.7 ENSAIO DE ULTRASSOM

A amostra foi impressa pela tecnologia de MA PBF-EB, nas dimensões 115x150x110 mm, devido à grande necessidade de usinagem e acabamento superficial para realização do ensaio de ultrassom, a amostra foi fabricada com dimensões superiores. A Fotografia 8, demonstra a impressão após o processo de jateamento.

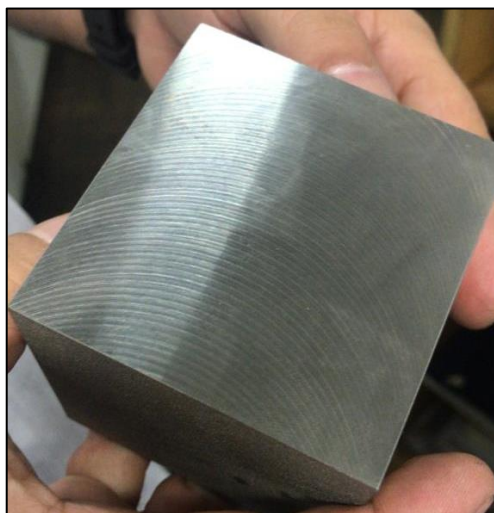
Fotografia 8 – Amostra do Cubo Ti-6Al-4V dez vezes reciclado após processo de jateamento



Fonte: Autor (2023).

Após a realização do processo a amostra foi encaminhada ao processo de usinagem para que fosse garantido a geometria linear do cubo, e seu acabamento superficial adequado ao processo de medição, ficando com as dimensões de 100x100 mm. A Fotografia 9 demonstra o Cubo após o processo de usinagem.

Fotografia 9 – Cubo Ti-6Al-4V dez vezes reciclado com dimensão de 100 x 100 mm



Fonte: Autor (2023).

O módulo de elasticidade ou módulo de Young, módulo de cisalhamento, e coeficiente de Poisson podem ser relacionados com as velocidades de ondas

cisalhantes e longitudinais, conforme mostram as equações (20) a (22) (Sol *et al.*, 2018; Tevet; Yeheskel, 2002; Yeheskel; Tevet, 1999):

$$E = \frac{\rho V_{ij}^2 (3V_{ii}^2 - 4V_{ij}^2)}{(V_{ii}^2 + V_{ij}^2)} \quad (20)$$

$$G = \rho V_{ij}^2 \quad (21)$$

$$E = \frac{(3V_{ii}^2 - 4V_{ij}^2)}{2(V_{ii}^2 + V_{ij}^2)} \quad (22)$$

Nas equações anteriores, E é o módulo de elasticidade, G o módulo de cisalhamento, ν coeficiente de Poisson, ρ densidade, V_{ii} velocidade da onda longitudinal na direção de propagação i e polarização i , V_{ij} velocidade da onda cisalhante na direção i e polarização em j .

Com as medições feitas através da técnica de ultrassom temos VT sendo a velocidade transversal e VL a velocidade longitudinal, com isto as propriedades elásticas podem ser calculadas através das equações 4, 5, 6 e 7 respectivamente:

a) Coeficiente de Poisson:

$$\mu = \frac{V_L^2 - 2V_T^2}{2(V_L^2 - V_T^2)} \quad (23)$$

b) Modulo de Rigidez

$$G = \rho V_T^2 \quad (24)$$

c) Módulo de Young

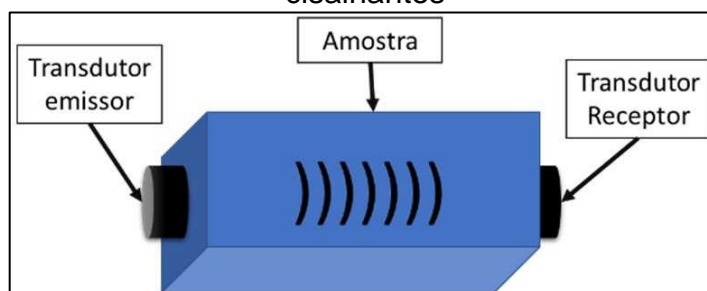
$$E = 2G(1 + \mu) \quad (25)$$

d) Módulo Volumétrico

$$B = \frac{E}{3(1 - 2\mu)} \quad (26)$$

Para as medições do tempo de percurso das ondas longitudinais e cisalhantes, foi utilizada a técnica *troughth-transmission*, que consiste em posicionar dois transdutores em duas faces paralelas, sendo que um transdutor emite a onda que se propaga através do material e o outro tem a função de captar a onda após ela trafegar na amostra, conforme ilustrado na Figura 274.

Figura 30 – Técnica *troughth-transmission* utilizada para ondas longitudinais e cisalhantes

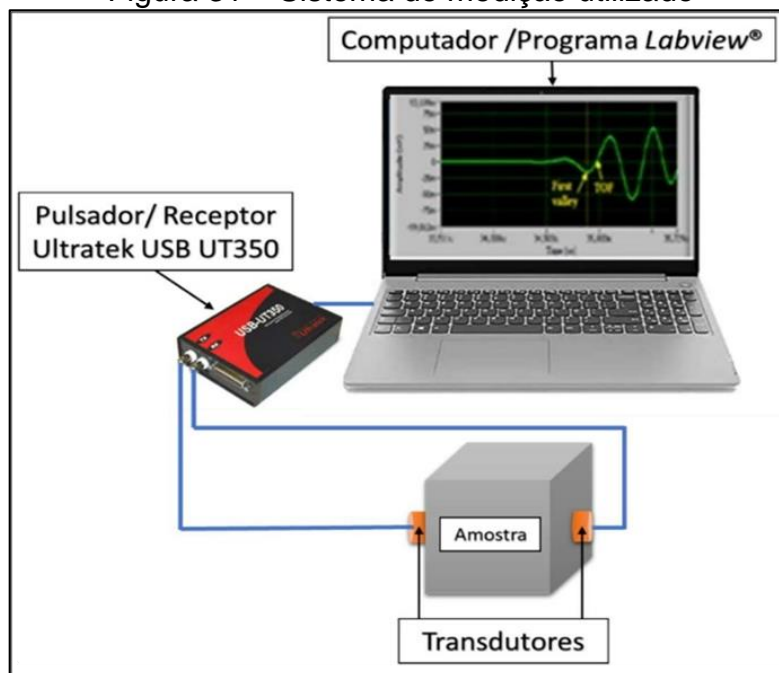


Fonte: Autor (2023).

Os equipamentos utilizados nas medições possuem a seguinte configuração:

- um Computador, contendo o programa Labview® que fará a comunicação entre os equipamentos e processamento dos sinais;
- um pulsador receptor Ultratek USB-UT350 com taxa de amostragem de 50 MHz;
- dois pares de transdutores para a emissão e captura dos sinais ultrassônicos. Sendo um de onda longitudinal de 1 MHz, e o de onda cisalhante de 2,25 MHz. O sistema descrito é apresentado na Figura 31.

Figura 31 – Sistema de medição utilizado

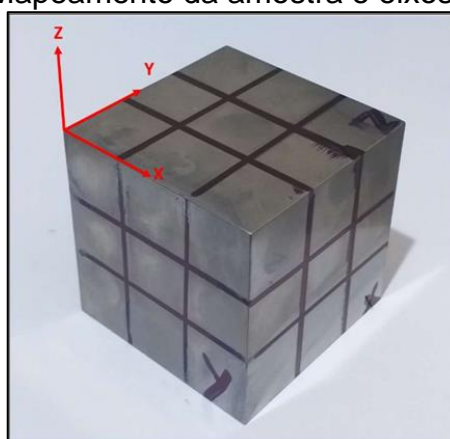


Fonte: Autor (2023).

A amostra analisada é um cubo de material Ti-6Al-4V dez vezes reciclado sem adição de pó virgem, produzido pela tecnologia de MA PBF-EB, que após a sua manufatura foi retificado para criar uma superfície adequada para a medição.

Cada face da amostra foi dividida em nove regiões, o mapeamento da amostra e os eixos de referência que serão utilizados para descrever o sentido de propagação da onda e sua polarização são apresentados na Figura 32.

Figura 32 – Mapeamento da amostra e eixos de referência



Fonte: Autor (2023).

Em cada face é possível realizar três medições do tempo de propagação das ondas, uma longitudinal (onda-P) e duas cisalhantes (onda-SH e onda-SV). Em outras palavras, e tomando como exemplo a face X, os modos de ondas possíveis são: a onda longitudinal, que se propaga na direção X e é polarizada em X, a onda cisalhante que se propaga em X polarizada na direção Y, a onda cisalhante que se propaga na direção X e é polarizada em Z.

Para as medições do tempo de onda longitudinal e das duas ondas cisalhantes, foram realizadas nove posições de cada face, com três repetições em cada uma das posições, totalizando 81 medições por face.

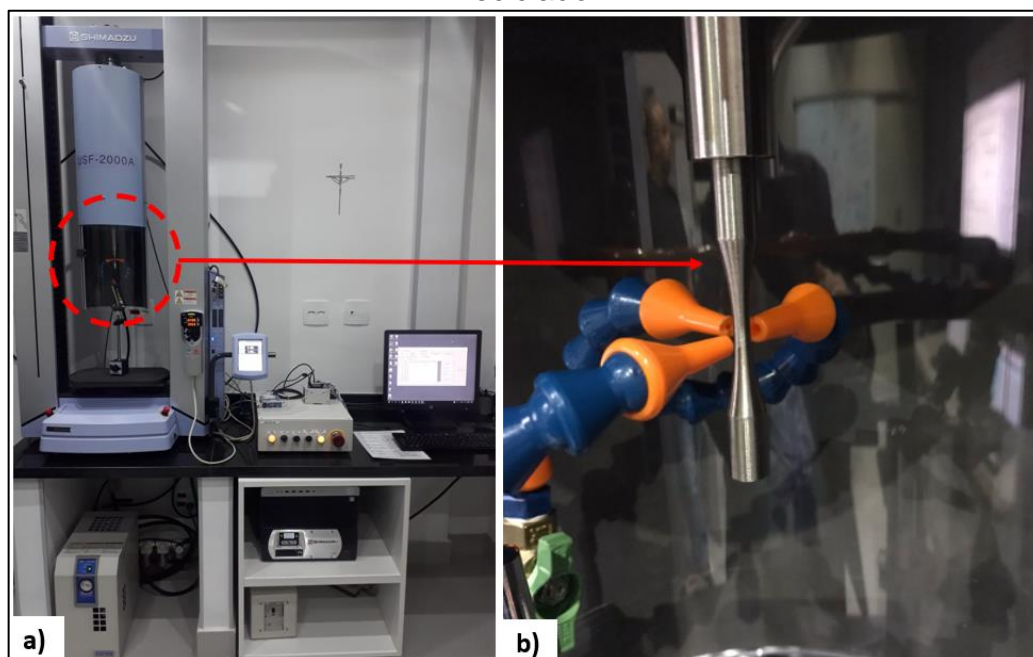
Para a medição das dimensões do cubo utilizou-se de um paquímetro digital Digimess® de capacidade para medição de 200 mm e resolução de 0,01 mm, realizando cinco repetições em cada uma das direções, totalizando 15 medições.

Por fim, as velocidades foram calculadas dividindo as dimensões pelos tempos de percurso de cada um dos tipos de onda. Estes valores foram aplicados nas equações Equação 20, Equação 21 e Equação 22. Todas as medições foram realizadas em ambiente com controle de temperatura por ar-condicionado, a 20°C.

4.8 ENSAIO DE FADIGA DE ALTÍSSIMO CICLO

Os experimentos foram conduzidos em uma máquina Shimadzu, modelo USF-2000, localizada no Laboratório de Fadiga de Alta Frequência (LABFADAC) da PUC-Rio de Janeiro. Conforme ilustrado na Fotografia 10, essa máquina é a única na América Latina que permite realizar testes de fadiga em altíssimo ciclo (20 kHz). Os testes foram executados com taxa de carga totalmente reversível ($R = -1$), tensão média (σ_m) igual a zero, e de forma intermitente, alternando entre 300 milissegundos de oscilação e 200 milissegundos de pausa. A temperatura será mantida sob controle por meio do resfriamento com ar comprimido.

Fotografia 10 – a) Máquina Shimadzu modelo USF-2000A, localizado no LABFADAC, b) ampliação da área de ensaio do corpo de provas de Ti-6Al-4V MA dez vezes reciclado



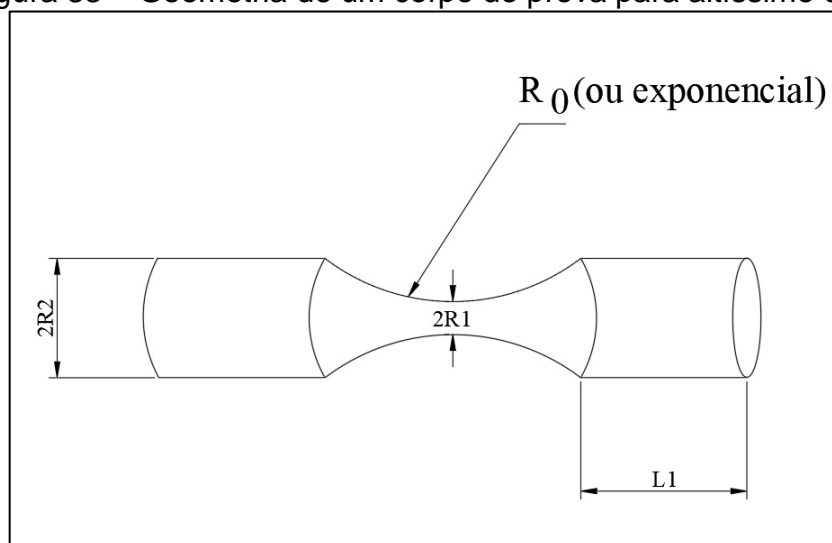
Fonte: Autor (2023).

As amplitudes de tensão serão determinadas a partir do Limite de Resistência ao Material (LRM), lembrando que precisam ficar abaixo do Limite de Escoamento (LE). Serão conduzidos ensaios com amplitudes de tensão a partir de 28% do limite mecânico de resistência (LRM), baseados nos resultados do ensaio de tração. Serão utilizados 3 corpos de prova para cada direção (X, Y e Z), resultando em um total de 9 corpos de prova. Todos os corpos de prova serão submetidos a ensaios até 10^8 ciclos.

4.8.1 Corpo de prova UHCF

Os corpos de prova para ensaios em alta frequência são menores em comparação com aqueles utilizados em ensaios convencionais. Para serem testados em uma máquina de fadiga ultrassônica, eles devem ser projetados de maneira que a sua frequência natural seja semelhante à da máquina. Os parâmetros R_0 , R_1 , R_2 e L_2 podem ser selecionados de acordo com as dimensões desejadas, enquanto a dimensão L_1 , que corresponde ao comprimento de ressonância, é determinada matematicamente com base no módulo de elasticidade obtido dos resultados do ensaio de ultrassom e na densidade do material. É importante lembrar que a amplitude de tensão para ensaios em altíssimo ciclo está estreitamente ligada à geometria do corpo de prova (Bathias; Paris, 2005).

Figura 33 – Geometria de um corpo de prova para altíssimo ciclo



Fonte: Bathias e Paris (2005).

A fim de tornar a usinagem dos corpos de prova mais fácil, as dimensões R_0 , R_1 , R_2 e L_2 são estabelecidas e mantidas constantes para todos os materiais. A única variação ocorre com o comprimento de ressonância L_1 , que é calculado de forma analítica para o primeiro modo de vibração. Este parâmetro determina o comprimento (L) total da amostra (Bathias; Paris, 2005).

$$L = 2(L_1 + L_2) \quad (27)$$

$$L_1 = \frac{1}{k} \arctan \left\{ \frac{1}{k} [\beta \cos h (\beta L_2) - \alpha \tan h (\alpha L_2)] \right\} \quad (28)$$

Onde,

$$k = \frac{\omega}{c} = \frac{2\pi f}{c} \quad (29)$$

$$c = \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \quad (30)$$

A velocidade de propagação de uma onda longitudinal (c) é determinada pelo módulo de elasticidade dinâmico, que é distinto do módulo de elasticidade estático, e pela densidade do material. Pois o ensaio de fadiga em altíssimo ciclo é realizado através de ondas ultrassônicas, é necessário utilizar o módulo de elasticidade dinâmico, que é calculado por meio da frequência de ressonância do corpo de prova e amplitudes de vibração mínimas. Os parâmetros α e β são definidos nas equações a seguir, sendo que o parâmetro α é baseado nos parâmetros fixos, enquanto β depende das propriedades do material E_d e ρ , do α e da frequência a ser utilizada no ensaio (Teixeira, 2018).

$$\alpha = \frac{1}{L_2} \arccos h \left(\frac{R_2}{R_1} \right) \quad (31)$$

$$\beta = \sqrt{\alpha^2 - k^2} \quad (32)$$

Para calcular a tensão e deformação da amostra são usadas as equações a seguir:

Para $|x| \leq L_2$:

$$\sigma(x) = E_d A_0 \varphi(L_1, L_2) \frac{[\beta \cos h(\beta x) \cos h(\alpha x) - \alpha \operatorname{sen} h(\beta x) \operatorname{sen} h(\alpha x)]}{\cos h^2(\alpha x)} \quad (33)$$

$$\varepsilon(x) = A_0 \varphi(L_1, L_2) \frac{[\beta \cosh(\beta x) \cosh(\alpha x) - \alpha \operatorname{sen} h(\beta x) \operatorname{sen} h(\alpha x)]}{\cos h^2(\alpha x)} \quad (34)$$

Sendo,

$$\varphi(L_1, L_2) = \frac{\cos(kL_1) \cos h(\alpha L_2)}{\operatorname{sen} h(\beta L_2)} \quad (35)$$

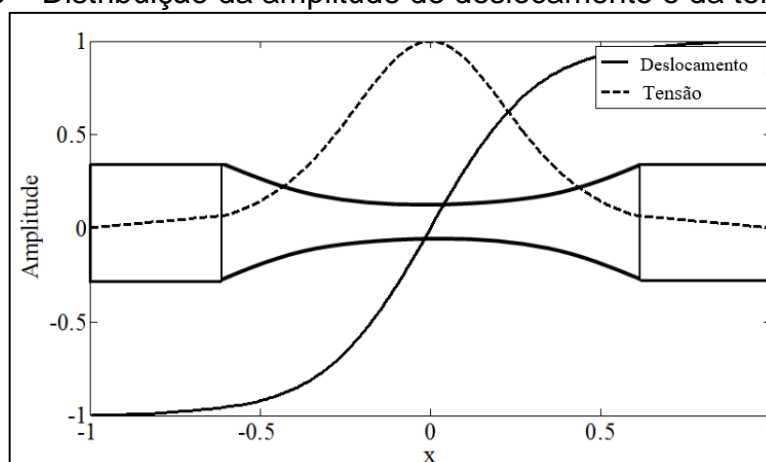
Para $L_2 < |x| \leq L$:

$$\sigma(x) = E_d k A_0 \operatorname{sen}[k(L - x)] \quad (36)$$

$$\varepsilon(x) = kA_0 \text{sen}[k(L - x)] \quad (37)$$

De acordo com Lage *et al.* (2014), a distribuição da amplitude e deslocamento da tensão são demonstradas no Gráfico 15.

Gráfico 15 – Distribuição da amplitude de deslocamento e da tensão no CP




Fonte: Lage *et al.* (2014).

4.9 ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza foi realizado para análise teórica utilizando as equações de Murakami e Matsunaga (2006), que dependem tanto da tensão quanto da dureza do material. Neste ensaio, as medidas foram realizadas em 6 pontos (3 pontos para cada corpo de prova) e obtida uma média desses valores.

Os ensaios de dureza foram realizados na Faculdade Senai Roberto Simonsen em durômetro Mitutoyo modelo HR-523. A Fotografia 11 demonstra uma imagem do durômetro e os resultados obtidos de dureza Vickers (HV) para os corpos de prova na direção X, Y e Z, medidos em 6 pontos.

Fotografia 11 – Durômetro Mitutoyo modelo HR-523 e os resultados de dureza Vickers



CP Direção	Pontos	HV	Média
X	1	365	369
	2	371	
	3	362	
	4	375	
	5	372	
	6	369	
Y	1	372	366
	2	372	
	3	363	
	4	360	
	5	355	
	6	371	
Z	1	362	364
	2	355	
	3	355	
	4	372	
	5	368	
	6	369	

Fonte: Autor (2023).

4.10 ANÁLISE FRATOGRÁFICA E CARACTERIZAÇÃO DO PÓ

Nesta seção, descreveremos os materiais e métodos empregados na análise do pó de Ti-6Al-4V, utilizado em um processo de manufatura aditiva por Feixe de Elétrons (PBF-EB), após dez reciclagens sem adição de pó virgem. A caracterização detalhada do pó foi realizada utilizando um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) integrado, disponível na Faculdade Mauá. A amostra consistiu no pó resultante de dez ciclos de reciclagem, buscando compreender as modificações morfológicas e composicionais ao longo desse processo. O MEV permitiu a observação da superfície do pó em alta resolução, enquanto o EDS possibilitou a identificação dos elementos químicos presentes na amostra.

O pó de Ti-6Al-4V foi submetido a preparação adequada antes da análise no MEV, sendo disperso em um substrato adequado e posteriormente metalizado para garantir a condutividade elétrica necessária durante a análise. Em seguida, as amostras foram inseridas no MEV e as imagens foram obtidas sob diferentes condições de aceleração de elétrons para maximizar a resolução e obter informações detalhadas sobre a morfologia do pó reciclado. A análise de EDS foi realizada simultaneamente para identificar a composição química do pó e mapear a distribuição espacial dos elementos presentes.

Para compreender a composição do pó reciclado, foram realizadas várias

análises pontuais em diferentes regiões da amostra. Além disso, foram obtidos espectros de energia dispersiva, permitindo a identificação dos elementos químicos presentes e suas proporções relativas. Através da análise de EDS, também foi possível verificar a possível presença de contaminantes ou impurezas que pudessem afetar a qualidade do pó reciclado.

Após a análise no MEV com EDS, os dados obtidos foram processados e interpretados para caracterizar a morfologia e a composição química do pó de Ti-6Al-4V reciclado após dez ciclos. Essa caracterização proporcionou informações cruciais sobre a qualidade do pó, incluindo possíveis alterações em sua morfologia e composição decorrentes do processo de reciclagem. Além disso, identificou-se a possível presença de elementos indesejados ou contaminantes, que poderiam afetar negativamente as propriedades do material fabricado por manufatura aditiva. As análises do pó reciclado foram realizadas na Faculdade Mauá através do microscópio de varredura eletrônica modelo EMU – Vega 4 LMS com EDS integrado conforme Figura 11.

Figura 11 – Microscópio Eletrônico de Varredura EMU – Vega 4 LMS



Fonte: Autor (2023).

Do total de 8 corpos de prova ensaiados, foram examinadas 8 superfícies de fratura. A análise fractográfica foi feita com a ajuda de alguns equipamentos, a microscopia eletrônica de varredura (MEV) modelo JEOL JSM-7800F e a espectroscopia de raios x por dispersão de energia (EDS), na Universidade Presbiteriana Mackenzie. O EDS, integrado ao MEV, permitiu identificar os elementos

químicos presentes no ponto de início da trinca de fadiga. As imagens foram capturadas com diferentes aumentos, utilizando o MEV.

O Microscópio Eletrônico de Varredura JSM-7800F (Fotografia 12) emprega tecnologia avançada, a *Super Hybrid Lens* (SHL), para alcançar alta precisão sem comprometer a facilidade de uso. Com um filtro de energia montado próximo ao detector de elétrons superior (UED), é possível selecionar com precisão os elétrons secundários e retrodispersos, mesmo em tensões de aceleração baixas, possibilitando a análise da composição da superfície superior da amostra. O equipamento inclui 4 tipos de detectores, incluindo o UED, USD, BED e LED.

Fotografia 12 – Microscópio Eletrônico de Varredura JSM-7800F



Fonte: Autor (2023).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados apresentados nesta seção compreendem todos os ensaios realizados para análise de fadiga de altíssimo ciclo, aplicado ao Titânio Ti-6Al-4V dez vezes reciclado sem a adição de pó virgem.

5.1 CARACTERIZAÇÃO DO PÓ DEZ VEZES RECICLADO SEM ADIÇÃO DE PÓ VIRGEM

A caracterização do pó reciclado foi realizada na Faculdade Mauá, através do microscópio de varredura eletrônica modelo EMU – Vega 4 LMS. Na Tabela 4 é apresentada a sua composição química medida no laboratório.

Tabela 4 – Composição química do Ti-6Al-4V conforme ASTM F2924-14

ELEMENTO	ASTM F2924-14		RECICLADO 10x	DIFERENÇA (%)
	MÍNIMO	MÁXIMO	VALOR MEDIDO	
Alumínio	5,5	6,5	5,85	10%
Vanádio	3,5	4,5	3,01	33%
Ferro	-	0,25	0,01	96%
Oxigênio	-	0,13	13,64	-10392%
Carbono	-	0,08	0	100%
Nitrogênio	-	0,05	12,27	-24440%
Hidrogênio	-	0,012	0	100%
Ítrio	-	0,005	0,64	-12700%
Outros elementos, separado	-	0,1	-	-
Outros elementos, total	-	0,4	-	-
Titânio	balanço		64,57	-

Fonte: Adaptado de American Society for Testing and Materials (2014).

A diferença na composição química entre o titânio virgem e o titânio reciclado pode gerar diversos problemas durante o processo de PBF-EB. A redução no teor de alumínio no titânio reciclado pode afetar a microestrutura e as propriedades mecânicas da peça final, uma vez que o alumínio desempenha um papel importante na formação de fases de liga e na resistência à corrosão. Além disso, o aumento significativo no teor de oxigênio no titânio reciclado pode levar à formação de óxidos e inclusões, resultando em enfraquecimento e falhas prematuras. Esses óxidos

também podem causar porosidade, comprometendo a integridade estrutural da peça. Além disso, o oxigênio pode reagir com o titânio fundido, reduzindo a ductilidade e a resistência à corrosão da peça. Outra consequência é a possível mudança na textura e nas propriedades mecânicas, influenciando negativamente o desempenho da peça.

A tabela 4 evidencia que a diminuição do teor de vanádio no titânio reciclado pode desempenhar um papel crítico no processo de PBF-EB e afetar significativamente a qualidade e desempenho das peças fabricadas. O vanádio é um elemento de liga fundamental no titânio, contribuindo para o aumento da resistência mecânica, da tenacidade e da estabilidade da fase beta, o que é crucial para assegurar as propriedades mecânicas desejadas da liga Ti-6Al-4V.

A redução do teor de vanádio no pó de titânio reciclado pode levar à formação de fases indesejadas ou não controladas durante a solidificação, afetando negativamente a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades finais da peça. Além disso, o vanádio desempenha um papel importante no fortalecimento da matriz metálica, e sua diminuição pode levar a uma estrutura mais frágil e menos resistente, comprometendo a integridade estrutural e a vida útil da peça.

O nitrogênio é conhecido por formar nitretos, que são compostos indesejáveis e podem causar a fragilização da matriz metálica do titânio. Esses nitretos podem surgir durante o processo de solidificação durante a fabricação da peça aditiva e afetar adversamente a coalescência dos grãos, levando a um material mais quebradiço e menos dúctil.

Além disso, o aumento do nitrogênio pode resultar em uma maior formação de porosidade na peça final, pois o nitrogênio pode ser liberado como gás durante a solidificação. A presença de porosidade reduz a resistência mecânica da peça e pode ser prejudicial para aplicações que exijam alta confiabilidade estrutural.

Outro aspecto a ser considerado, é o efeito do nitrogênio na estabilidade da fase beta do titânio. O nitrogênio pode competir com o vanádio para a formação de nitretos, o que pode levar a uma diminuição na quantidade de fases beta estáveis, comprometendo as propriedades mecânicas e térmicas da liga Ti-6Al-4V.

O hidrogênio, por sua vez, é um elemento indesejável em ligas de titânio, pois pode causar fragilização do material. Durante o processo de fusão por feixe de elétrons, o hidrogênio pode ser absorvido pelo material e, em altas concentrações, pode levar à formação de trincas e falhas na peça final. A ausência total de hidrogênio

nas ligas de titânio é desejável para garantir sua integridade e desempenho mecânico adequado.

Além disso, a ausência de carbono e hidrogênio também pode afetar a estabilidade da fase beta do titânio, uma vez que esses elementos podem influenciar a transformação de fases durante a solidificação. A falta desses elementos pode levar a uma microestrutura menos controlada e, conseqüentemente, afetar negativamente as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão da liga.

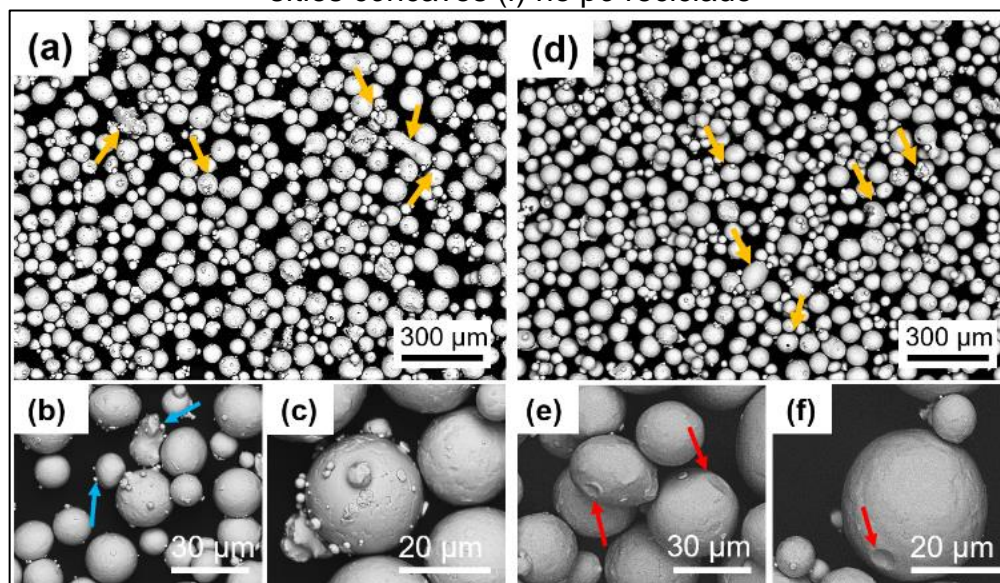
O ferro é frequentemente adicionado em pequenas quantidades como um elemento de liga para melhorar a resistência e a tenacidade do titânio. Em ligas de titânio comercialmente disponíveis, a quantidade de ferro é geralmente mantida abaixo de 0,5%. No entanto, na tabela 3, o teor de ferro é extremamente baixo, sendo relatado como 0,01, indicando que o ferro quase não está presente nessa liga reciclada. A falta de ferro pode levar a uma diminuição na resistência mecânica da liga de titânio reciclado, tornando-a mais suscetível a deformações e falhas. O ferro pode atuar como um endurecedor de solução sólida, fortalecendo a estrutura cristalina do titânio e melhorando suas propriedades mecânicas. Com uma quantidade tão baixa de ferro, a liga pode perder parte de sua resistência e ductilidade, o que pode ser crítico em aplicações que exigem alta resistência e durabilidade.

O aumento do ítrio pode trazer benefícios em termos de resistência à oxidação e estabilidade térmica, tornando a liga mais adequada para aplicações em ambientes de alta temperatura. Além disso, o ítrio pode contribuir para a refinação do grão do titânio, resultando em uma microestrutura mais fina e, conseqüentemente, melhorando as propriedades mecânicas, como resistência à fadiga e tenacidade. Por outro lado, o aumento excessivo do ítrio na liga reciclada pode levar a desafios na usinagem e processamento da peça final. O ítrio é conhecido por ser um elemento difícil de se trabalhar, e sua presença em altos teores pode afetar a usinabilidade da liga, levando a problemas de cavacos e desgaste excessivo de ferramentas. Além disso, altos teores de ítrio podem levar à formação de fases indesejáveis ou inclusões, afetando negativamente a qualidade da peça final.

Soundarapandiyan *et al.* (2021) pesquisou sobre a morfologia do pó aplicados ao Ti-6Al-4V virgem e reciclado (pó reciclado misturado com virgem) fabricados por MA PBF-EB, e as micrografias do pó virgem e reciclado são apresentadas na Figura 34 a-c e d-f, respectivamente. Em baixa ampliação (Figura 34 a e d), ambos os pós se apresentam semelhantes. A maioria das partículas é esférica, com algumas

características comuns geralmente encontradas em pós, como satélites, alongamentos, partículas de formas irregulares, aglomerados e partículas com poros abertos, como indicado pelas setas amarelas. No entanto, uma diferença distinta na morfologia da superfície do pó pode ser vista em alta ampliação. O pó virgem, Figura 34 b e c, contém um número significativo de partículas finas (indicadas pelas setas azuis) ligadas a partículas mais grossas. Em comparação, o pó reciclado apresenta crateras (depressões rasas) e depressões na superfície do pó, como indicado pelas setas vermelhas na Figura 40, Figura 41, Figura 42 e Figura 34 e e f.

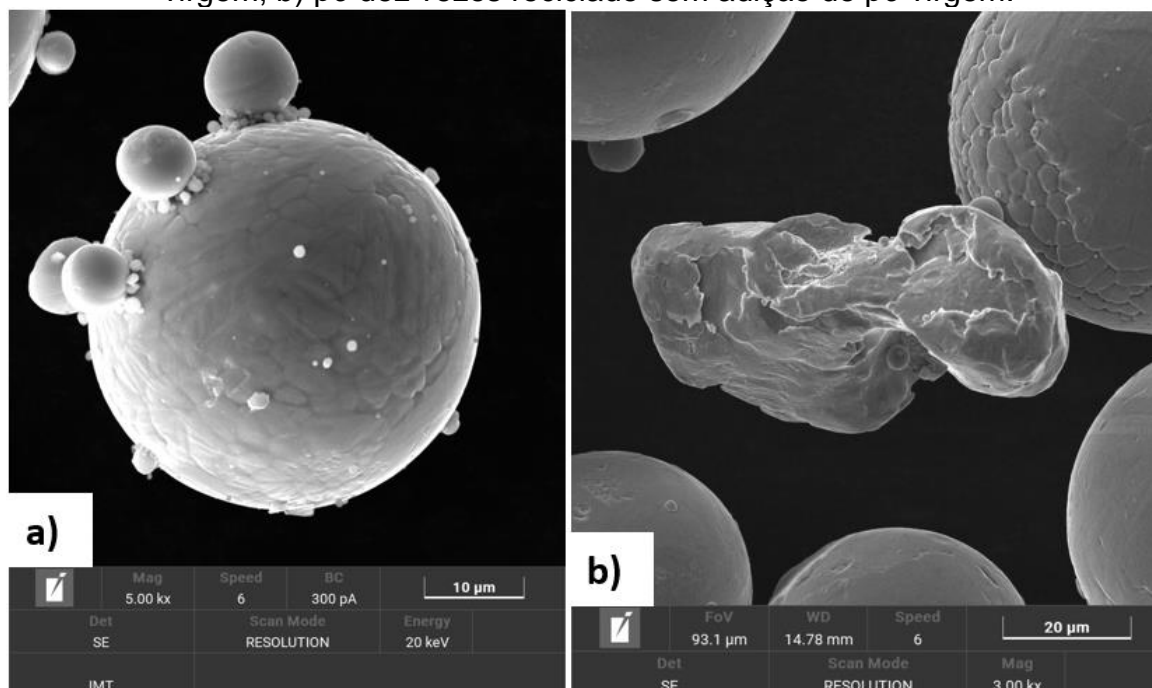
Figura 34 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) de pó de Ti-6Al-4V processado por PBF-EB (fabricação por feixe de elétrons) (a-c) virgem e (d-f) reciclado. As setas amarelas apontam para as características comuns, como satélites, alongamentos, partículas com formas irregulares, aglomerados e partículas com porosidades abertas presentes em (a) e (d). As setas azuis indicam as partículas finas (b e c) no pó virgem. As setas vermelhas indicam as crateras (e) e os sítios côncavos (f) no pó reciclado



Fonte: Soundarapandiyar *et al.* (2021).

As análises apresentadas por Soundarapandiyar *et al.* (2021), assemelham-se aos resultados encontrados nas análises de MEV para o Ti-6Al-4V dez vezes reciclado sem adição de pó virgem como mostrado nas Figura 47 (a) e (b), porém, é notado deformações maiores na geometria esférica do pó, o que pode ser uma consequência do número de reciclagens sem adição do pó virgem e suas respectivas degradações na composição química do pó reciclado.

Figura 47 – Imagem MEV de pó de titânio Ti-6Al-4V processado por PBF-EB, a) pó virgem, b) pó dez vezes reciclado sem adição de pó virgem.



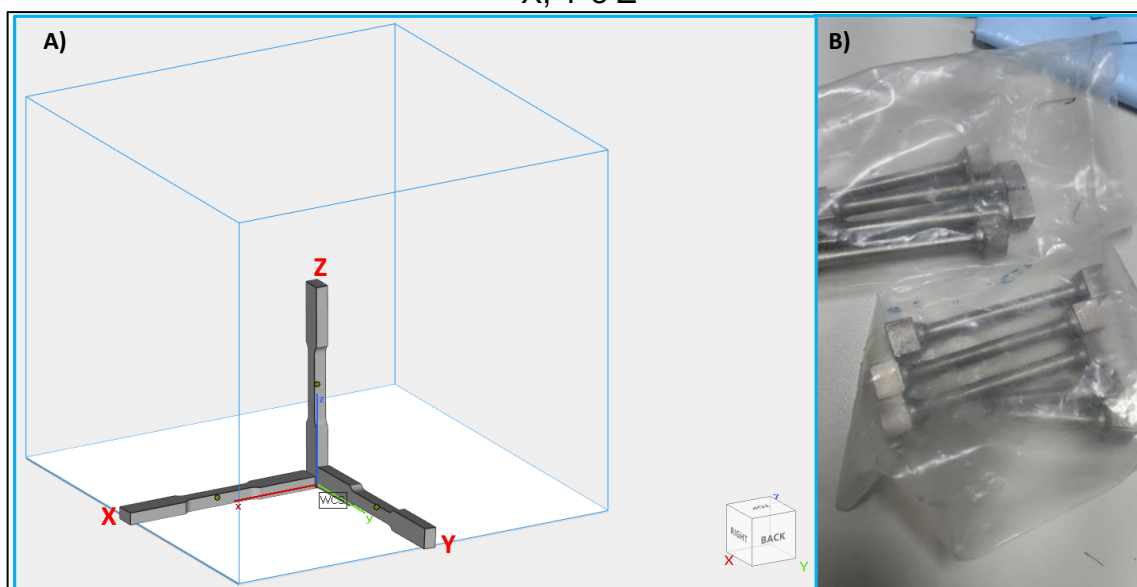
Fonte: Autor (2023).

5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO - CURVA TENSÃO X DEFORMAÇÃO

Foram fabricados 9 corpos de prova, sendo 3 na direção X, 3 na direção Y e 3 na direção Z, segundo a norma DIN EN ISO 6892-1.

Através dos resultados obtidos do ensaio experimental de tração, possibilitou a obtenção das curvas de tensão x deformação para o material Titânio Ti-6Al-4V impresso pela tecnologia de MA PBF-EB dez vezes reciclado sem adição de pó virgem. Deste experimento foi possível extrair dados de entrada importantes para compararmos com resultados obtidos em outras pesquisas com Titânio Ti-6Al-4V virgem.

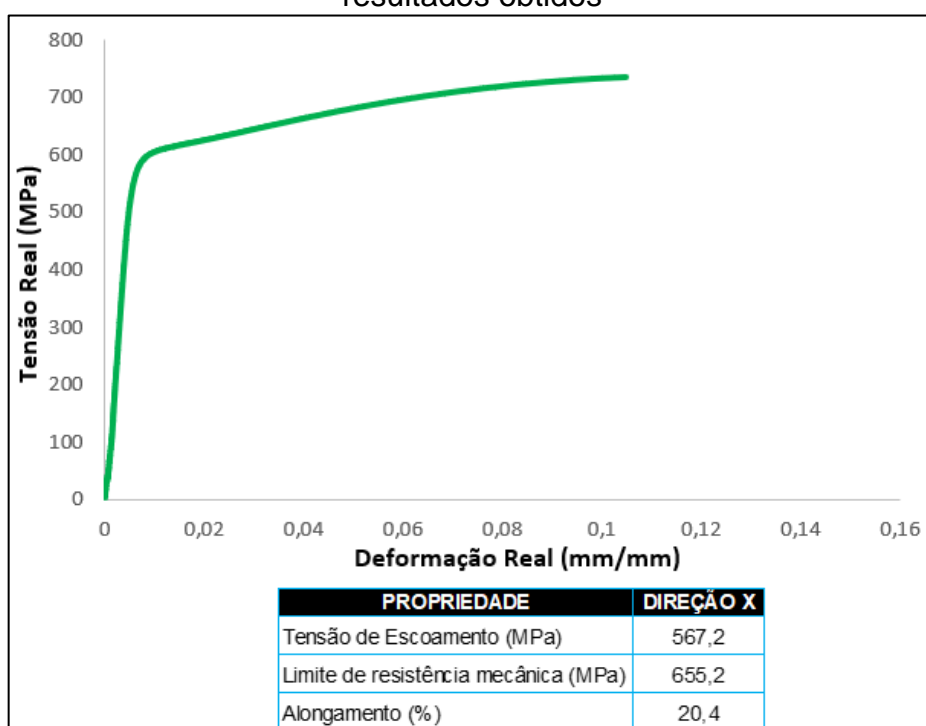
Figura 35 – Corpos de Prova nas Direções X, Y e Z de impressão (A) Platô de impressão com corpos de prova nas posições e orientações de acordo com os eixos X, Y e Z; (B) Amostras impressas em Ti de acordo com a programação de impressão X, Y e Z



Fonte: Autor (2023).

O Gráfico 16, apresenta o resultado do ensaio de tração para os corpos de prova impressos na direção X.

Gráfico 16 – Curva de Tensão x Deformação (real) na direção de impressão X e os resultados obtidos

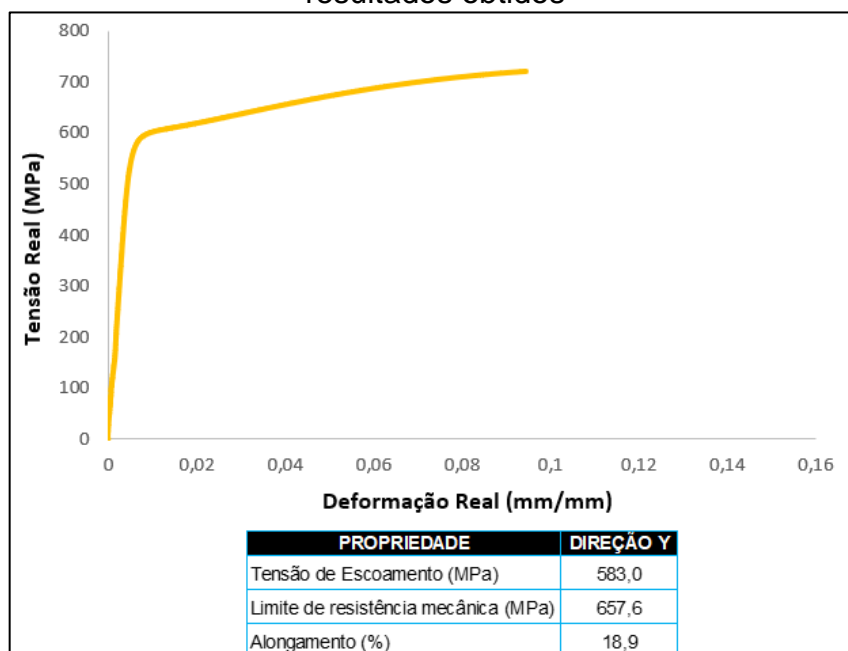


Fonte: Autor (2023).

De acordo com Nguyen *et al.* (2022), em suas pesquisas, onde foi caracterizado o Ti-6Al-4V (virgem) o valor para direção X é de 899 MPa para tensão de escoamento e para o limite de resistência mecânica (LRM) o valor é de 978 MPa. Este resultado demonstra que o Ti-6Al-4V dez vezes reciclado sem adição de pó virgem, resulta em uma degradação de 37% na tensão de escoamento e no limite de resistência mecânica (LRM).

O Gráfico 17, apresenta o resultado do ensaio de tração para os corpos de prova impressos na direção Y.

Gráfico 17 – Curva de Tensão x Deformação (real) na direção de impressão Y e os resultados obtidos

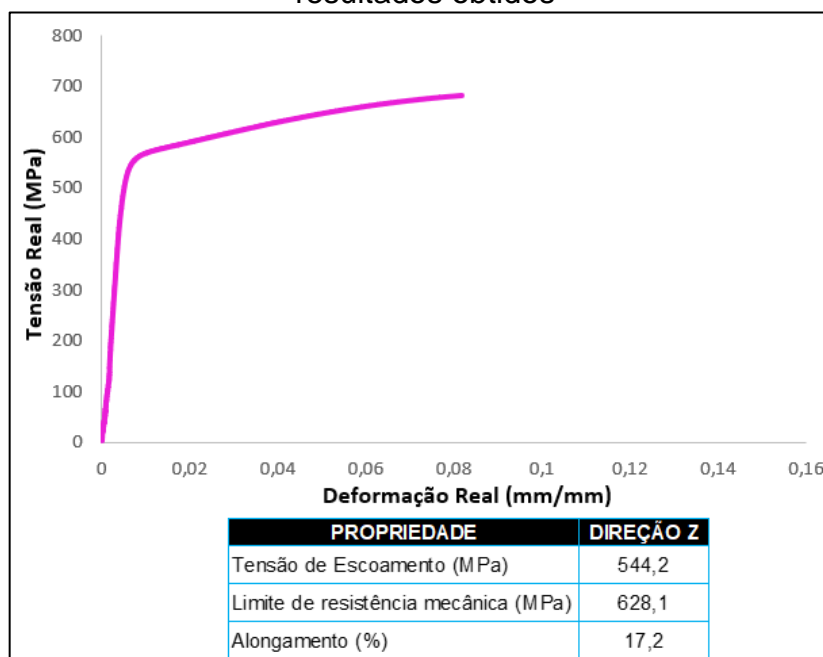


Fonte: Autor (2023).

Nas pesquisas realizadas por Zhai, Galarraga e Lados (2015), foram encontrados valores de 973 MPa para tensão de escoamento e 1.032 MPa para o limite de resistência mecânica (LRM), e foi utilizado em seu processo de fabricação o Titânio Ti-6Al-4V virgem através da tecnologia de MA PBF-EB, e comparado aos resultados que foram obtidos nesta pesquisa, houve uma redução de 41% na tensão de escoamento e 37% no limite de resistência mecânica (LRM), de acordo com os dados obtidos no ensaio de tração para a direção Y, usando o Titânio Ti-6Al-4V dez vezes reciclado sem adição de pó virgem.

O Gráfico 18, apresenta o resultado do ensaio de tração para os corpos de prova impressos na direção Z.

Gráfico 18 – Curva de Tensão x Deformação (real) na direção de impressão Z e os resultados obtidos



Fonte: Autor (2023).

Tabela 5 – Propriedades mecânicas do Ti-6Al-4V 10x reciclado impresso nas orientações de impressão X, Y e Z

PROPRIEDADE	DIREÇÃO X	DIREÇÃO Y	DIREÇÃO Z
Tensão de Escoamento (MPa)	567,2	583,0	544,2
Limite de resistência mecânica (MPa)	655,2	657,6	628,1
Alongamento (%)	20,4	18,9	17,2

Fonte: Autor (2023).

Os resultados apresentados para o ensaio de tração, trazem diferenças grandes comparadas ao Ti-6Al-4V virgem e compara ao Ti-6Al-4V reciclado com adição de pó virgem. Algumas informações ainda são necessárias para o maior entendimento sobre o Ti-6Al-4V reciclado com adição de pó virgem, pois as quantidades misturadas do Ti-6Al-4V reciclado e Ti-6Al-4V virgem, não estão claramente especificadas, assim como a quantidade de vezes que o pó foi processado antes de ser misturado.

Baseado nestes resultados, é possível afirmar, de maneira geral, que o Ti-6Al-4V dez vezes reciclado sem adição de pó virgem tem uma diferença nas propriedades mecânicas de tensão de escoamento de cerca de 40% menor, e do limite de resistência mecânica de 38% menor em relação ao pó virgem ou reciclado com adição de pó virgem.

5.3 ENSAIO DE ULTRASSOM – MÓDULO DE ELASTICIDADE

As propriedades elásticas do material foram obtidas aplicando as equações 20, 21 e 22 com os resultados das velocidades que foram apresentados na Tabela 6. A literatura relata que é aceitável utilizar um coeficiente que considera a porcentagem de porosidade do material, que leva a redução a densidade do material. Como consequência, as propriedades elásticas também seriam alteradas. Entretanto, para estas medições considerou-se a densidade completa do material, ou seja, $\rho = 4.500 \text{ kg/m}^3$.

Para o cálculo dos módulos elásticos, foram analisadas todas as faces, considerando as duas velocidades de ondas cisalhantes (Sol *et al.*, 2018). Os resultados são apresentados na Tabela 66, a seguir.

Tabela 6 – Valores obtidos das constantes elásticas

Direção	Módulo Cisalhamento (GPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson (adimensional)
XY	47,71	119,27	0,25
XZ	46,57	117,25	0,26
YX	46,25	116,62	0,26
YZ	47,82	119,41	0,25
ZX	46,6	117,18	0,26
ZY	47,06	118	0,25

Fonte: Autor (2023).

Foram obtidas as propriedades elásticas do material. Tais propriedades se aproximam da liga produzida por métodos tradicionais. Os resultados sugerem uma anisotropia nas constantes elásticas. Isso poderia ser causado por fatores não analisados, como a presença de tensões residuais ou não uniformidades diversas, que requeriam um estudo aprofundado para sua avaliação.

As constantes foram calculadas considerando a densidade de um material livre de porosidade, o que é feito por alguns autores (Castellano *et al.*, 2020), entretanto para se obter resultados mais consistentes com o previsto em literatura, poderia ser considerado também que a porosidade reduz a densidade e altera, conseqüentemente, as constantes elásticas calculadas conforme as equações (20) a (22).

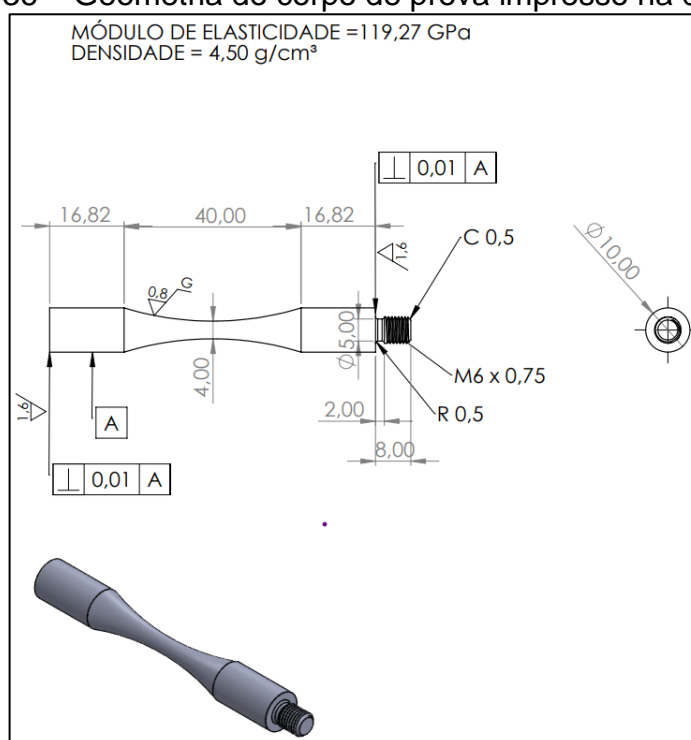
5.4 CORPOS DE PROVA UHCF

Os corpos de prova para ensaios de altíssimo ciclo são projetados com base no módulo de elasticidade dinâmica e na frequência de ensaio, a fim de determinar o comprimento de ressonância e, finalmente, o comprimento total.

O dimensionamento geométrico dos corpos de prova calculados considerando a densidade do Titânio Ti-6Al-4V de 4.500 kg/m^3 , e o módulo de elasticidade de acordo com os valores apresentados no Gráfico 18, sobre uma frequência de teste de 20 kHz.

A Figura 36 demonstra a geometria do corpo de prova de fadiga UHCF na direção X.

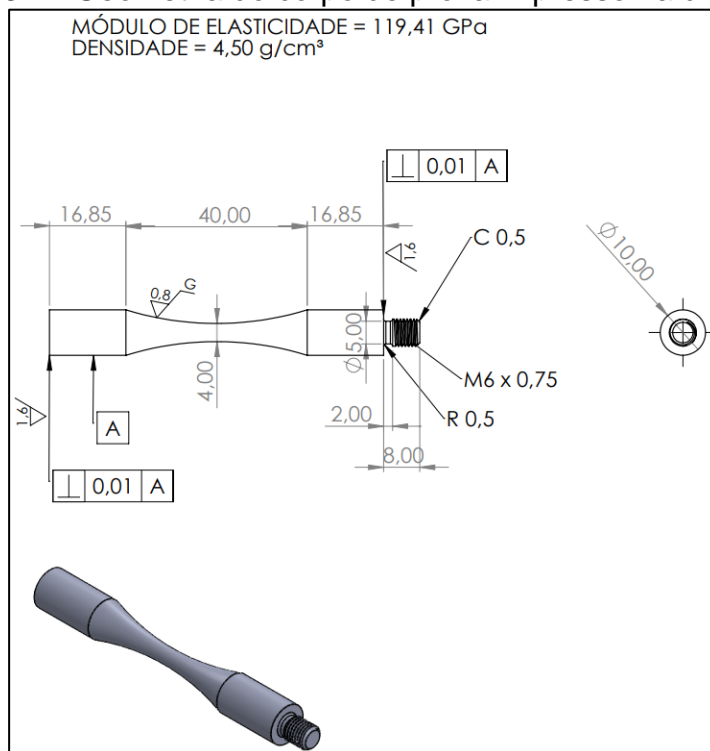
Figura 36 – Geometria do corpo de prova impresso na direção X



Fonte: Autor (2023).

A Figura 37 demonstra a geometria do corpo de prova de fadiga UHCF na direção Y.

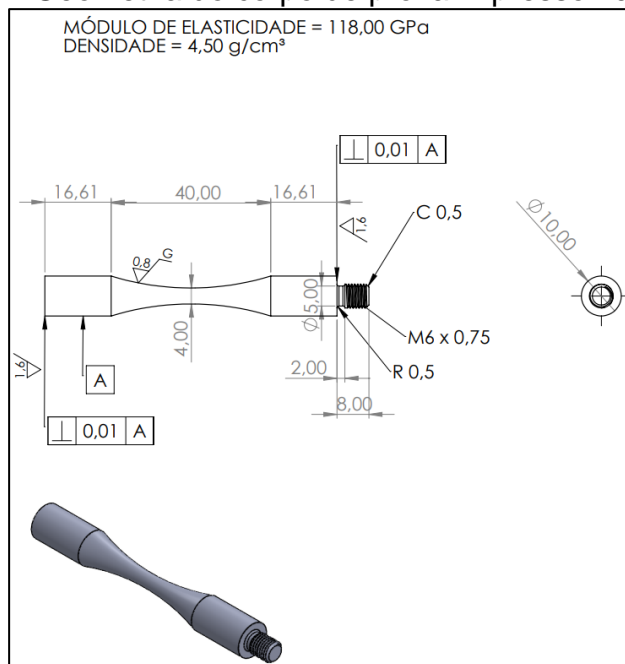
Figura 37 – Geometria do corpo de prova impresso na direção Y



Fonte: Autor (2023).

A Figura 38 demonstra a geometria do corpo de prova de fadiga UHCF na direção Z.

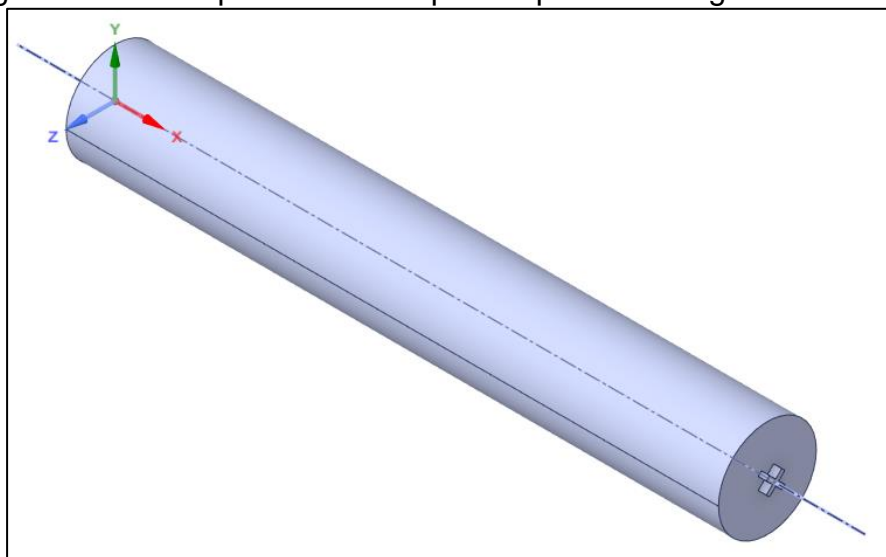
Figura 38 – Geometria do corpo de prova impresso na direção Z



Fonte: Autor (2023).

As impressões foram realizadas em formato de barras cilíndricas maciças nas respectivas direções, para serem posteriormente usinadas, e conseqüentemente estarem aptas para realização do ensaio de fadiga UHCF. A Figura 39 demonstra o formato impresso para usinagem, conforme as geometrias definidas.

Figura 39 – Exemplo de barra impressa pela tecnologia de MA EBM



Fonte: Autor (2023).

O processo realizado para fabricação através da tecnologia de MA PBF-EB, foi descrito na seção 5.

Foram impressas 9 barras cilíndricas maciças, 3 na direção X, 3 na direção Y e 3 na direção Z, ambas com o diâmetro de 15 mm e comprimento de 120 mm. As direções X e Z não apresentaram problemas de impressão, porém, durante o processo de usinagem, 1 corpo de prova na direção Y, apresentou falha de preenchimento, tendo que ser descartado. A Fotografia 13 demonstra a região da falha descoberta no processo de usinagem.

Fotografia 13 – Falha de preenchimento do corpo de provas na direção Y



Fonte: Autor (2023).

Desta forma, os ensaios de fadiga seguiram com 8 corpos de prova, sendo 3 corpos de prova na direção X, 2 corpos de prova na direção Y e 3 corpos de prova na direção Z.

5.5 ENSAIO DE FADIGA UHCF

Os ensaios de fadiga de altíssimo ciclo foram realizados no laboratório da PUC-Rio de Janeiro (LABFADAC), todos os corpos de prova foram testados a uma frequência de $20 \pm 0,5$ kHz, não havendo necessidade de realizar ajustes nas frequências dos corpos de prova testados, pois estes já se adequaram à frequência da máquina.

Devido ao limitado número de amostras disponíveis, a construção da curva S-N não pôde ser abrangente. Assim, os esforços desta pesquisa foram concentrados na realização de ensaios, seguindo a abordagem teórica delineada por Dowling (2013) e Suresh (1998). Esses estudos indicam que a tensão de vida infinita aplicada a um material, após exceder 10^7 ciclos, situa-se entre 35% e 50% do limite de resistência do material (LRM). No contexto deste estudo, onde as informações são limitadas, foi adotado um valor inicial de 28% do LRM determinado a partir dos ensaios de tração. Os ensaios foram conduzidos sequencialmente nas direções X, Z e, por último, Y, considerando-se a disponibilidade de amostras.

O método utilizado para o acréscimo de tensão é similar ao método de escada, conhecido como método de degraus. Esse método é empregado para estimar a vida em fadiga de um material sujeito a cargas alternadas, proporcionando uma abordagem eficaz nesse contexto.

Nesse método, uma série de níveis de tensão são aplicados em sequência, cada um correspondendo a um degrau em uma escada. A amplitude da tensão em cada nível é geralmente escolhida para produzir um ciclo de tensão semelhante ao experimentado pelo componente ou estrutura real em serviço. A partir daí, a vida em fadiga é determinada pelo número de ciclos necessários para o material falhar, ou seja, exceder sua resistência à fadiga (Farhat, 2021a, 2021b; Marghitsu; Diaconescu; Ciocirlan, 2001; Petrangeli, 2020).

Tabela 7 – Resultados do ensaio de fadiga UHCF Ti-6Al-4V 10x reciclado

CP direção	LRM (MPa)	N° CP	% aplicado (LRM)	Tensão (MPa)	N° ciclos	Observação
X	655	1	28	183	2,00E+08	run-out
		2	32	210	2,00E+08	run-out
		3	35	230	2,00E+08	run-out
CP direção	LRM (MPa)	N° CP	% aplicado (LRM)	Tensão (MPa)	N° ciclos	Observação
Z	628	4	35	220	2,00E+08	run-out
		5	37	232	2,00E+08	run-out
		6	39	245	8,05E+07	Falha
CP direção	LRM (MPa)	N° CP	% aplicado (LRM)	Tensão (MPa)	N° ciclos	Observação
Y	658	7	37	243	2,00E+08	run-out
		8	39	257	2,00E+08	run-out

Fonte: Autor (2023).

Os resultados dos ensaios mostrados na Tabela 7, demonstram a necessidade de mais amostras para ampliar o nível de tensão nas direções X e Y, mas por este método de progressão de carga, onde aumentamos 2% da carga a cada 200 milhões de ciclos em amostras diferentes, para a direção Z, houve uma falha a 39% (245 MPa) do valor de LRM (628 MPa) para o Titânio Ti-6Al-4V dez vezes reciclado sem adição de pó virgem, com 80 milhões de ciclos no corpo de prova número 6 (CP_6_Z). Os resultados mostrados na Tabela 7 demonstram que o CP_6_Z, mesmo apresentando a falha, encontra-se na região de altíssimo ciclo conforme teoria apresentada por Bathias *et al.* (2010).

Devido a pequena quantidade de amostras para o ensaio de fadiga, foi aplicado um método similar ao método de escada, onde optou-se em alternar a tensão através as 8 amostras sequenciadas como mostrado na Tabela 7, variando o percentual de tensão aplicado segundo o LRM da direção em questão, estabelecendo o aumento da tensão até a obtenção da falha em altíssimo ciclo. Como houve a falha na amostra 6 na direção Z, ao iniciarmos o teste na amostra 7 foi reduzida a tensão para 37%, sendo a tensão anterior aplicada antes da obtenção da falha na amostra 6 (falha com 39%). Os Gráfico 19, Gráfico 20 e Gráfico 21 destacam os resultados com os pontos que falharam e os pontos que não falharam (*run-out*) até 10^8 ciclos.

Na direção X, os corpos de prova reciclados suportaram tensões variando de 183 MPa a 230 MPa, correspondendo a 28% a 35% da LRM. No estudo de Kirchner *et al.* (2019), corpos de prova de Ti-6Al-4V fabricados por PBF-EB com pó de Ti-6Al-4V virgem foram submetidos a tensões comparáveis, variando de 195 MPa a 232 MPa, correspondendo a 30% a 35% da LRM. Além disso, em outro estudo conduzido por Pessard *et al.* (2018), corpos de prova impressos com pó de Ti-6Al-4V reciclado e pó de Ti-6Al-4V reciclado misturado com pó virgem, apresentaram tensões semelhantes, variando de 180 MPa a 210 MPa, correspondendo a 28% a 33% da LRM. Esses resultados sugerem que a reciclagem de pó de Ti-6Al-4V não afetou significativamente a resistência à fadiga em direção X.

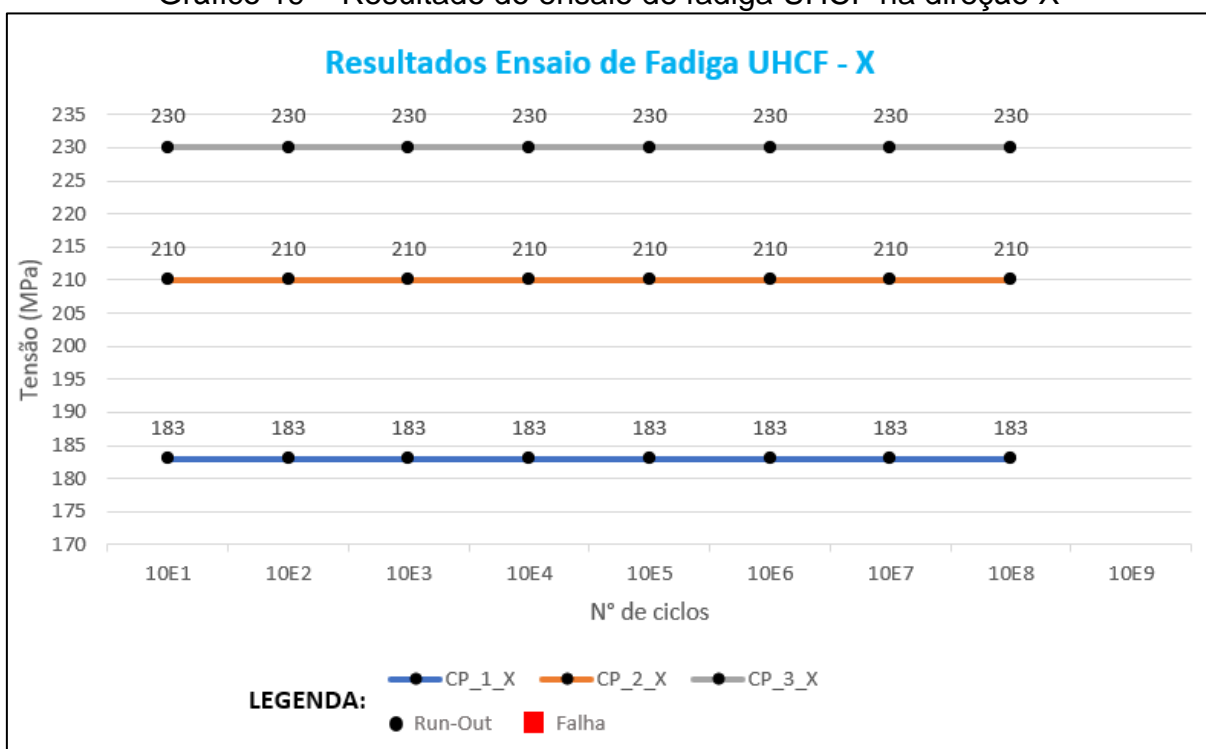
Para a direção Y, os corpos de prova reciclados foram submetidos a tensões de 243 MPa e 257 MPa, representando 37% e 39% da LRM, respectivamente. Em contraste, no estudo de Siddique *et al.* (2015), corpos de prova impressos com uma mistura de pó reciclado e pó de Ti-6Al-4V virgem apresentaram tensões variando de 240 MPa a 250 MPa, correspondendo a 36% a 38% da LRM. Já em um trabalho realizado por Wu *et al.* (2013), os corpos de prova fabricados com pó de Ti-6Al-4V reciclado puro atingiram tensões de 250 MPa a 260 MPa, correspondendo a 38% a 40% da LRM. Novamente, os resultados dos corpos de prova reciclados são comparáveis aos estudos que utilizaram pó de Ti-6Al-4V virgem ou mistura de pó reciclado e pó de Ti-6Al-4V virgem.

Na direção Z, os corpos de prova reciclados suportaram tensões variando de 220 MPa a 245 MPa, correspondendo a 35% a 39% da LRM. Nesta direção, é notável a influência da orientação de construção, já que é conhecido que a direção Z suporta menor esforço de fadiga devido à sua orientação. A afirmativa encontra respaldo no

estudo de Morrissey e Nicholas (2020), que também constataram menor resistência à fadiga na direção Z para amostras fabricadas por manufatura aditiva.

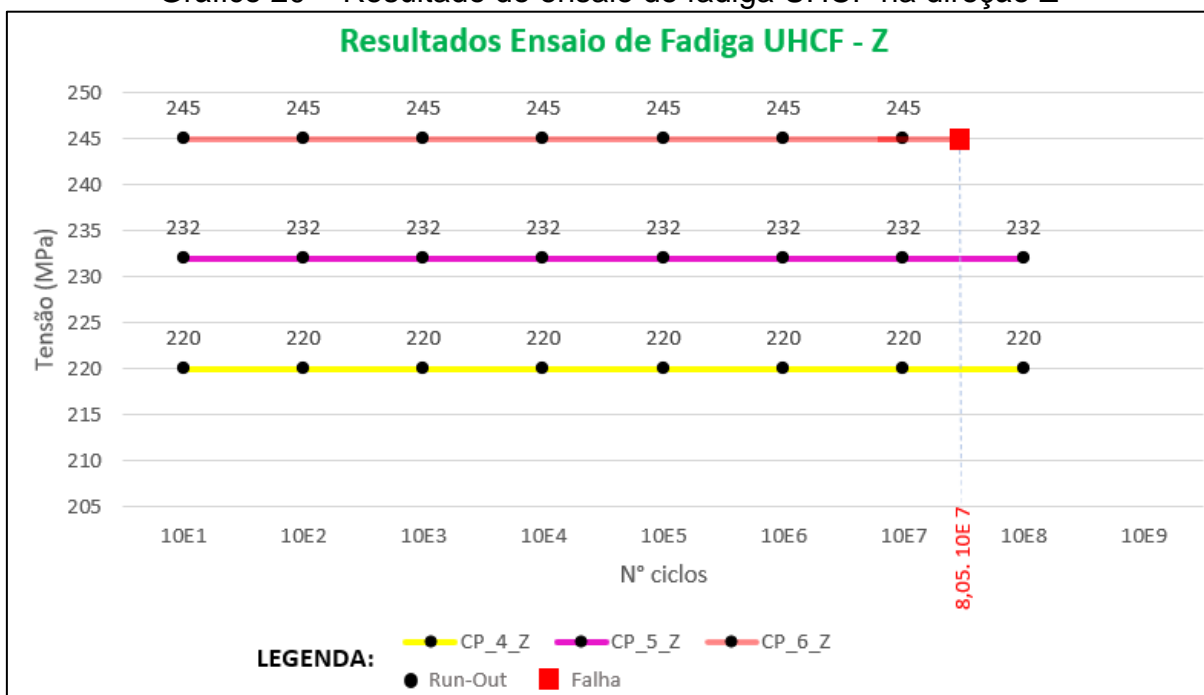
É interessante observar que, nas direções X e Y, os ensaios de fadiga de altíssimo ciclo foram interrompidos antes de atingir a falha do material, conforme observado nos estudos de Kirchner *et al.* (2019) e Siddique *et al.* (2015). Esses resultados sugerem que a resistência à fadiga nessas direções é significativamente alta, independentemente do pó de Ti-6Al-4V utilizado.

Gráfico 19 – Resultado do ensaio de fadiga UHCF na direção X



Fonte: Autor (2023).

Gráfico 20 – Resultado do ensaio de fadiga UHCF na direção Z



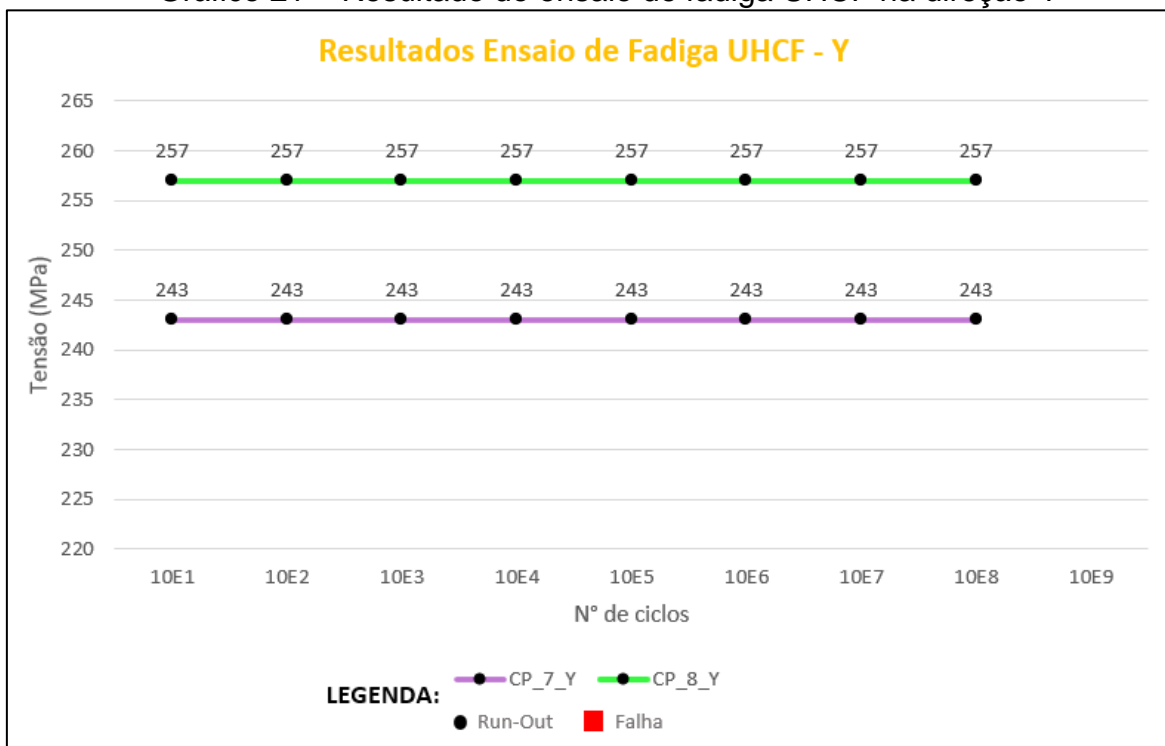
Fonte: Autor (2023).

O corpo de prova CP_6_Z (direção Z) obteve falha com a tensão aplicada de 245 MPa, porém Persenot (2019), além de afirmar que a direção Z é a mais crítica para ensaios cíclicos devido a sua construção pelo processo de MA PBF-EB desfavorecer sua resistência em carregamentos trativos, em suas pesquisas certifica que a tensão para o limite de fadiga à 10^7 ciclos é de 150 MPa para o Titânio Ti-6Al-4V grau 5 pó virgem, porém o método utilizado de tração e compressão pelo equipamento ao qual foi realizado o ensaio por ele, Bathias (2005) certifica a influência nos resultados pelos métodos tradicionais de ensaio de fadiga, isso ocorre porque durante os ensaios de fadiga tradicionais, como o ensaio de flexão rotativa e o ensaio de tração-compressão, as amostras são submetidas a uma carga cíclica que varia de uma tensão máxima para uma tensão mínima, repetidamente. Essa carga cíclica pode gerar deformações plásticas e microtrincas no material, o que pode afetar sua microestrutura e propriedades mecânicas, levando à diminuição do tempo de vida e à falha prematura do material. Além disso, as técnicas de ensaio de fadiga tradicionais não levam em conta as condições reais de serviço do material, como a presença de corrosão, variação de temperatura, presença de fluência e outras condições ambientais que podem afetar a vida útil do material.

Da mesma forma, Mohammadhosseini (2015), pelo método de flexo rotação, realizou o ensaio de fadiga em sua pesquisa nas amostras de Titânio Ti-6Al-4V virgem

e Titânio Ti-6Al-4V reciclado com adição de pó virgem, e obteve os respectivos resultados do limite de fadiga de 300 MPa à 10^7 ciclos e 275 MPa à 10^7 ciclos.

Gráfico 21 – Resultado do ensaio de fadiga UHCF na direção Y



Fonte: Autor (2023).

O método de escada é uma técnica simples e direta que pode ser usada para avaliar rapidamente a vida em fadiga de um material, com base em informações limitadas sobre as condições de carga. No entanto, deve-se ter cuidado ao usar esse método, pois ele não leva em conta as possíveis variações nas condições de carga, como a presença de ciclos de alta tensão ou a influência do ambiente na fadiga do material.

De acordo com Farhat (2021a, 2021b); Marghitu, Diaconescu e Ciocirlan (2001); Petrangeli (2020), o método envolve duas etapas principais:

a) determinação dos limites de fadiga: primeiro, é necessário determinar os limites de fadiga do material, que são os valores de tensão abaixo dos quais o material pode suportar um número infinito de ciclos sem falhar;

b) Avaliação da vida útil: com os limites de fadiga em mãos, é possível avaliar a vida útil do material sujeito a um determinado carregamento cíclico. Para isso, é necessário determinar a amplitude de tensão alternada, que é a diferença entre os valores máximos e mínimos da tensão ao longo de um ciclo. Em seguida, a amplitude

de tensão alternada é dividida pelo limite de fadiga, resultando em um fator de segurança em fadiga.

Neste caso, o método aplicado torna-se similar, pois seria necessária uma maior quantidade de amostras para as direções X e Y para que fosse possível conhecer o valor de tensão referente ao seu limite de fadiga, aumentando a tensão aplicada a 2% do LRM para cada amostra sendo aplicado 10^8 ciclos. Para as respectivas direções podemos concluir que o número de amostras não foram o suficiente, mas a direção X serviu como referência para que fosse determinado o limite de fadiga para a direção Z.

5.5.1 Aplicação do diagrama de Kitagawa-Takahashi

A análise do comportamento em fadiga de materiais estruturais é um tópico de grande importância na engenharia, especialmente na seleção e projeto de componentes sujeitos a ciclos repetidos de carga. Nesse contexto, o Diagrama de Kitagawa tem sido uma ferramenta valiosa para compreender o desempenho em fadiga de diferentes materiais e componentes.

O Diagrama de Kitagawa, também conhecido como Diagrama S-N, é uma representação gráfica que relaciona a tensão aplicada à amplitude de tensão e ao número de ciclos para falha de um material submetido a ensaios de fadiga. O diagrama é construído a partir de ensaios experimentais, onde corpos de prova representativos do material são submetidos a diferentes níveis de tensão cíclica. Os valores de tensão média e amplitude de tensão são registrados e, posteriormente, plotados em um gráfico log-log.

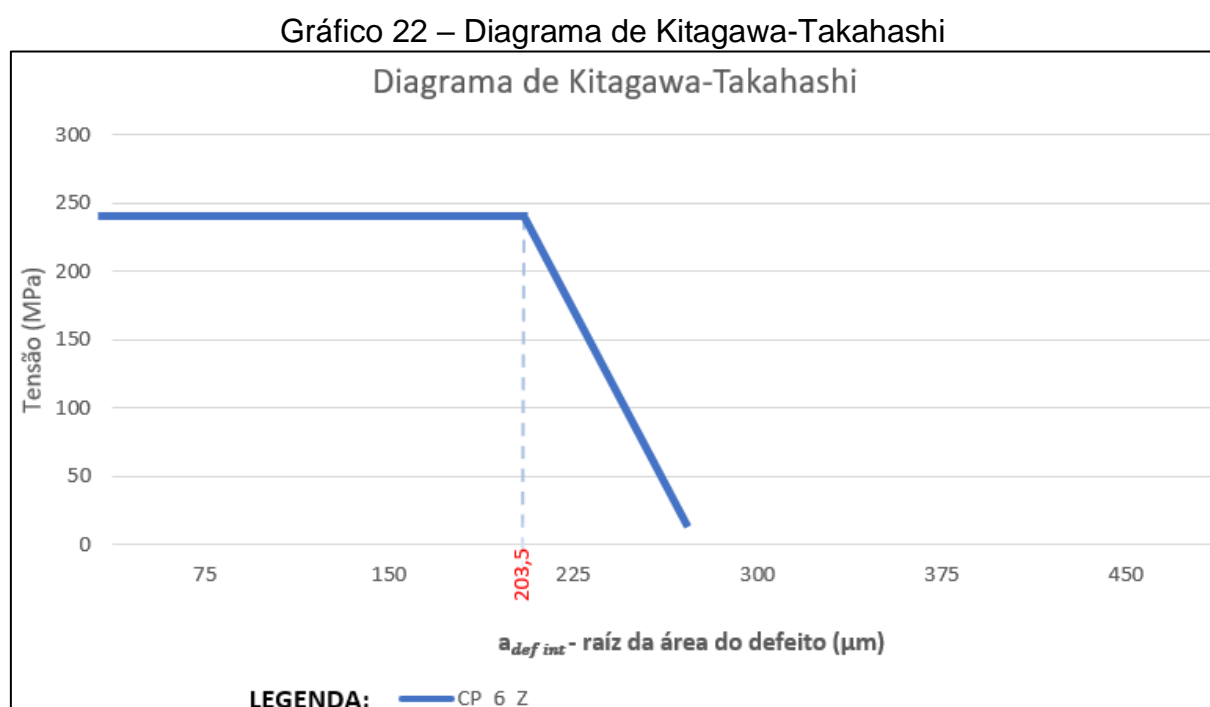
A região inferior do Diagrama de Kitagawa, conhecida como "região de vida longa", representa condições de baixa tensão onde a falha por fadiga é improvável durante a vida útil do componente. Por outro lado, a região superior, denominada "região de vida curta", representa tensões elevadas onde a falha por fadiga é esperada em um número relativamente pequeno de ciclos. A transição entre essas duas regiões é denominada "zona de transição", onde a falha ocorre após um número intermediário de ciclos.

A ASM INTERNATIONAL (1990) contribuiu para a literatura com um livro referência sobre aplicações práticas do Diagrama de Kitagawa. A obra aborda como esse diagrama pode ser utilizado na determinação de limites de projeto seguro para

materiais estruturais, fornecendo informações fundamentais para projetistas e engenheiros na seleção de materiais.

Além disso, estudos têm explorado as aplicações do Diagrama de Kitagawa em condições específicas de carregamento. Wang *et al.* (2018) investigaram sua utilidade na previsão da vida em fadiga de componentes fabricados por manufatura aditiva. Através da análise de componentes impressos em 3D, eles demonstraram como o Diagrama de Kitagawa pode auxiliar na avaliação da integridade estrutural desses componentes.

O gráfico 22 apresenta os resultados obtidos sobre apenas uma amostra que apresentou falha no ensaio de fadiga de altíssimo ciclo, de conforme a Tabela 6, sobre uma tensão de 245 MPa, e através do cálculo analítico foi possível correlacionar com a raiz de área do defeito de 203,5 μm , conforme equação 39.



Fonte: Autor (2023).

5.6 ANÁLISES FRATOGRÁFICAS

As análises fratoográficas através da microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas sobre quatro condições:

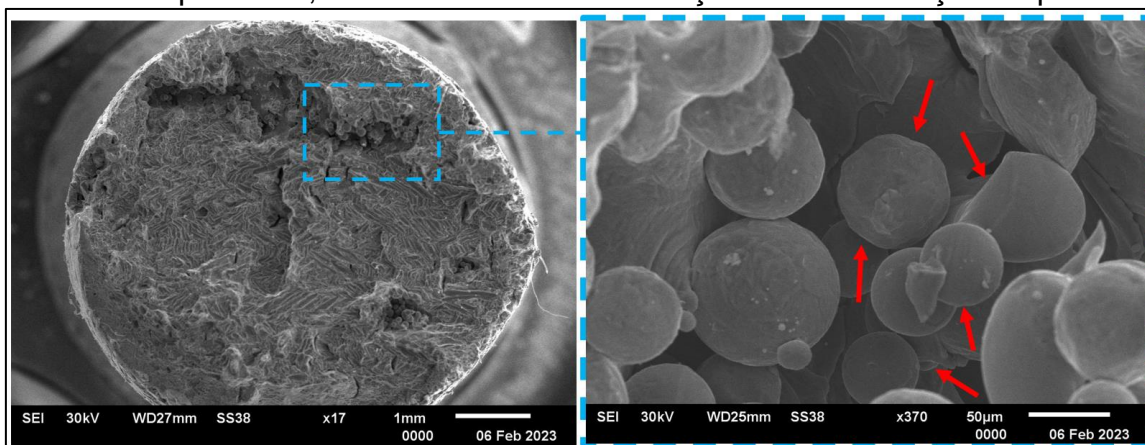
- a) Corpos de prova de tração nas direções X, Y e Z;
- b) Corpo de prova que apresentou falha na direção Z (CP_6_Z);

- c) Corpos de prova que não apresentaram falha nas direções X, Y e Z;
- d) Corpos de prova que foram incluídos furos entalhe concentrador de tensões (furo \varnothing 0,05 mm) na direção X, Y e Z e ensaiados por fadiga em suas respectivas tensões finais para provocar a falha.

5.6.1 MEV - corpos de prova de tração

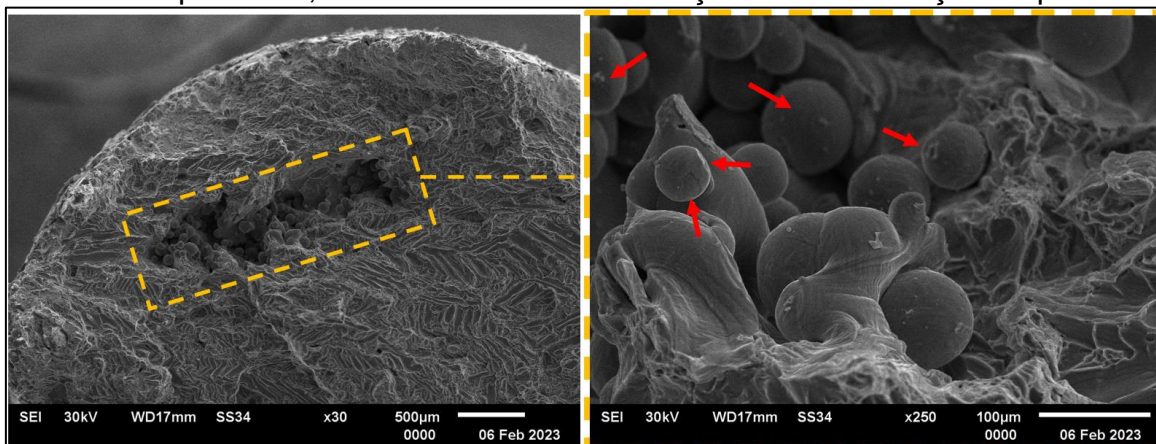
Após o ensaio de tração nos 9 corpos de prova, 3 na direção X, 3 na direção Y e 3 na direção Z, eles tiveram sua fratura analisada através da microscopia eletrônica de varredura (MEV), devido a apresentarem resultados similares, as análises a seguir demonstrarão imagens de um corpo de prova em cada direção, conforme Figura 40, Figura 41 e Figura 42.

Figura 40 – Análise de MEV CP tração direção X – setas vermelhas apontando depressões, concavidades ou deformações na sinterização do pó



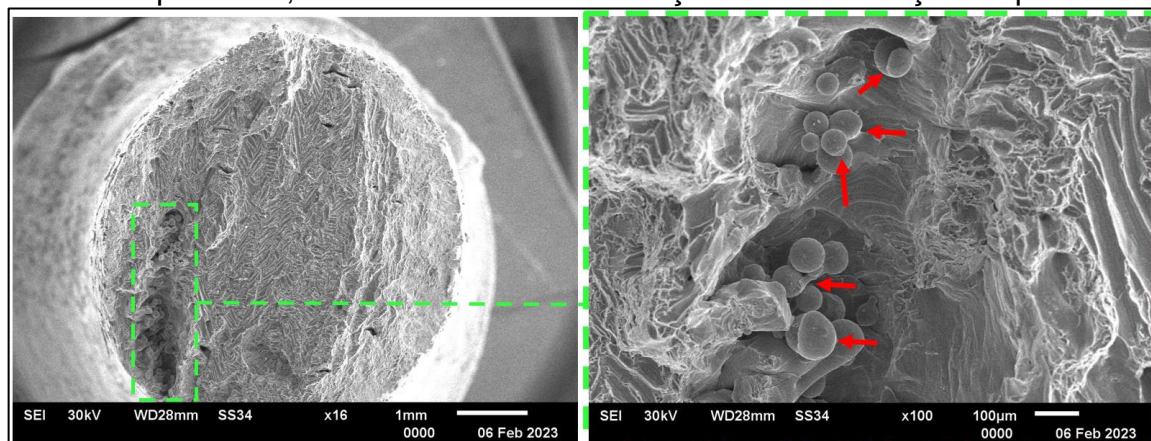
Fonte: Autor (2023).

Figura 41 – análise de MEV CP tração direção Y – setas vermelhas apontando depressões, concavidades ou deformações na sinterização do pó



Fonte: Autor (2023).

Figura 42 – análise de MEV CP tração direção Z – setas vermelhas apontando depressões, concavidades ou deformações na sinterização do pó



Fonte: Autor (2023).

A análise detalhada por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) nos corpos de prova revelou de maneira evidente a presença de discontinuidades na fusão do material, uma condição que pode acarretar diversos desafios, tais como fragilidade e perda de propriedades mecânicas. Essas observações corroboram com estudos prévios realizados por autores renomados na área. Por exemplo, em um estudo conduzido por Siddique *et al.* (2015), foi destacada a importância crítica da fusão completa do material em processos de manufatura aditiva para assegurar a integridade e a resistência mecânica das peças. De maneira similar, o trabalho de Pessard *et al.* (2018) ressalta que a falta de fusão adequada pode levar à formação de trincas e porosidades internas, reduzindo substancialmente a vida útil das peças em aplicações sujeitas a esforços cíclicos.

Embora muitos estudos tenham abordado essa questão, é importante destacar a escassez de informações e fontes que esclareçam as causas subjacentes desses defeitos. Um dos principais tipos de defeito discutidos é a falta de fusão, cuja origem está frequentemente associada ao uso de parâmetros de processo não otimizados e instabilidades nos componentes e parâmetros da própria tecnologia de MA, conforme observado em Muzangaza (2018), ilustra exemplos característicos de defeitos de falta de fusão e de poros esféricos identificados no processo de Manufatura Aditiva por Fusão de Feixe de Elétrons (EBM - Electron Beam Melting) similares aos apresentados nesta pesquisa, conforme Figura 42.

Além disso, Wu *et al.* (2013) destacam que a qualidade da fusão do material está intimamente ligada à otimização dos parâmetros de processo, como a potência do laser, velocidade de varredura e temperatura do leito de pó. Portanto, a presença

de falta de fusão observada nos corpos de prova analisados pode indicar a necessidade de revisão e ajuste desses parâmetros a fim de alcançar uma fusão completa e homogênea. A falta de fusão também pode impactar negativamente nas propriedades mecânicas, como ressalta Morrissey e Nicholas (2020), tornando-se um ponto crucial a ser abordado na busca por componentes com desempenho e durabilidade satisfatórios. Nesse sentido, a análise de MEV reforça a degradação nos resultados obtidos dos ensaios de tração comparados ao Ti-6Al-4V virgem ou reciclado com adição de pó virgem.

Através dos estudos de morfologia do Titânio Ti-6Al-4V fabricado por MA PBF-EB de Petrovic e Niñerola (2015), foi medida a distribuição do tamanho de partícula com o instrumento Mastersize 2000 para avaliar mudanças morfológicas durante as construções consecutivas realizadas em seu experimento. A análise granulométrica mostrou que o parâmetro característico se mantém constante em todas as construções, as imagens da MEV revelam que as partículas de pó permanecem esféricas e bem definidas para garantir a fluidez constante do pó durante as construções consecutivas.

Além de deformações pontuais na forma das partículas, em termos gerais, a forma e o formato do pó permaneceram constantes em concordância com as análises apresentadas na Figura 40, Figura 41 e Figura 42. As deformações ocasionais no formato esférico podem ser causadas por diferentes efeitos, como a deformação produzida pela transferência de calor do feixe de elétrons, a fratura do pó durante o processo de jateamento ou a fratura mecânica ocasionada durante o processo de sinterização.

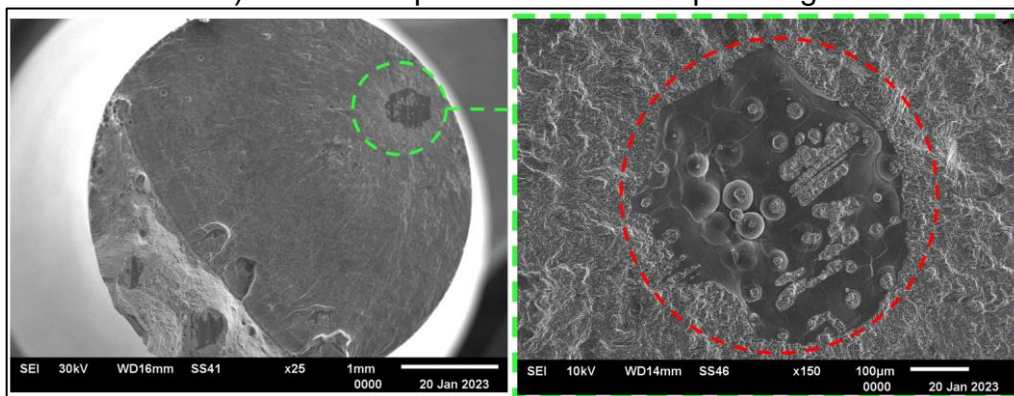
5.6.2 MEV - corpo de prova (falha na direção Z)

A análise de MEV realizada sobre o corpo de prova (CP_6_Z) que apresentou falha no ensaio de fadiga de altíssimo ciclo à $8,05 \cdot 10^7$ ciclos, foi realizada visando identificar o causador da fratura por fadiga.

Através da análise de MEV foi possível identificar onde houve o início da fratura por fadiga no corpo de prova como mostrado na

Figura 43, a partir desta descoberta outras análises foram realizadas para imersão sobre o entendimento do defeito.

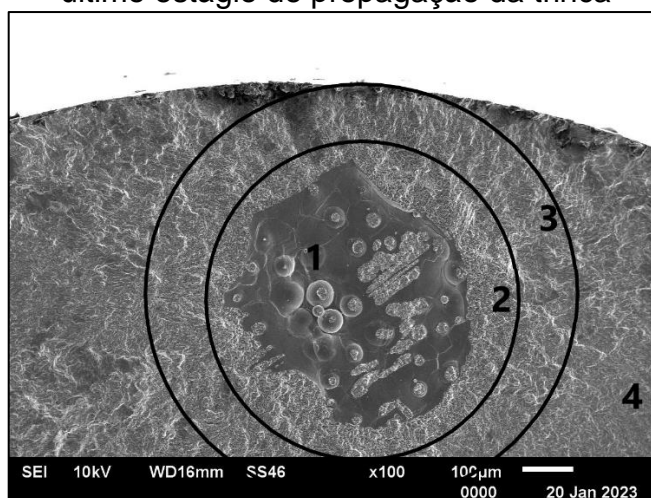
Figura 43 – Análise de MEV da fratura do corpo de prova CP_6_Z e ampliação (em vermelho) do defeito que iniciou a fratura por fadiga UHCF



Fonte: Autor (2023).

Partindo desta análise que a iniciação da trinca começou internamente, através do auxílio do software Fiji, foi possível tratar as imagens e obter resultados de acordo com a Figura 44.

Figura 44 – áreas de análise: (1) defeito, (2) FGA, (3) *fish-eye* (olho de peixe) e (4) último estágio de propagação da trinca



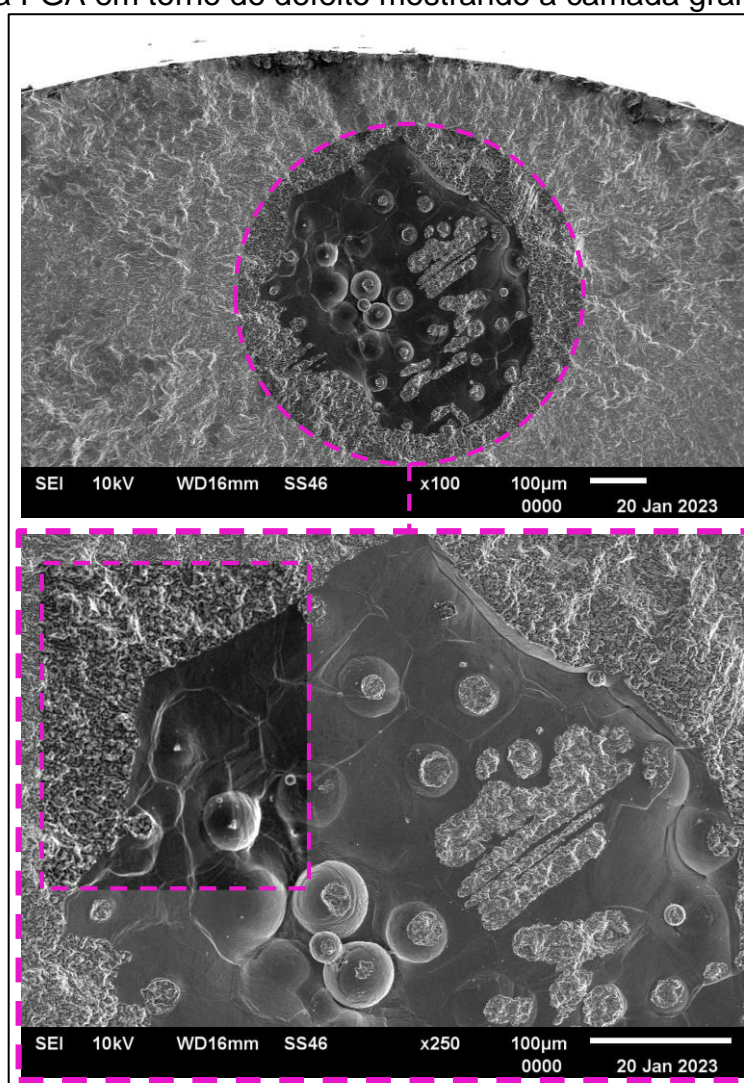
Fonte: Autor (2023).

De acordo com (Sakai, 2007), o corpo de provas (CP_6_Z) que apresentou falha durante o ensaio de fadiga, apresenta quatro regiões de análise, conforme Figura 44:

a) Região 1: área de defeito ou inclusão que desencadeou a falha, este defeito pode ser oriundo do processo de sinterização da manufatura aditiva EBM, falha na fusão do Ti-6Al-4V, desequilíbrio de componentes químicos preconizados para o Ti-6Al-4V, entre outros;

b) Região 2: área que chamamos de FGA ou área fina granular, durante essa etapa, a trinca é impulsionada a propagar-se mais rapidamente na área próxima à inclusão ou defeito, o que leva à formação de uma zona com textura fina, como processo apresentado na seção sobre zona de nucleação de trincas. O tamanho da área (K_{max}) alcançada nesta região define-se por ser o mesmo tamanho de ΔK_{th} (parâmetro tecnológico de conceito de falha segura de tolerância ao dano). A Figura 45 demonstra a camada granular mais fina em torno do defeito;

Figura 45 – área com a camada granular mais fina em torno do defeito (FGA), e a ampliação da FGA em torno do defeito mostrando a camada granular mais fina



Fonte: Autor (2023).

c) Região 3: área que chamamos de *fish-eye* (olho de peixe), esta região é onde conseguimos notar a área de propagação da trinca de forma circular, que neste caso ele atinge o seu tamanho máximo quando chega a superfície, e de forma similar a

propagação convencional de trinca em outros tipos de ensaio de fadiga, ao chegar na superfície é gerado o defeito que segue a mesma forma de propagação da trinca convencional;

d) Região 4: trata-se do último estágio de propagação da trinca, esta última etapa tange a propagação da trinca até atingir um tamanho crítico, chegando até a fratura final do corpo de prova.

Através do software Fiji é possível calcularmos a área da FGA, e conseqüentemente cálculo o ΔK_{th} . O ΔK_{th} é um parâmetro tecnológico que representa o valor crítico de ΔK abaixo do qual uma trinca não se propagará durante a vida útil de um componente sujeito à fadiga. Já K_{max} representa a amplitude máxima do fator de intensidade de tensão, ou seja, o valor máximo da tensão aplicada em um ponto específico da estrutura.

A relação entre ΔK_{th} e K_{max} é que, para que a falha por fadiga não ocorra, a amplitude de tensão em um componente não deve exceder o valor de K_{max} e a variação cíclica da tensão, representada por ΔK , não deve ultrapassar o valor de ΔK_{th} . Portanto, a relação entre ΔK_{th} e K_{max} é uma das considerações importantes na análise de fadiga de componentes estruturais.

De acordo com Li, Deng e Liu (2016) e Teixeira (2018), podemos calcular o K_{max} utilizando a seguinte expressão:

$$\Delta K_{DI \text{ ou } FGA} = 2K_{max} = \frac{4}{\pi} \sigma_a \sqrt{\pi \cdot r} \quad (38)$$

Onde:

$\Delta K_{DI \text{ ou } FGA} ; K_{max}$ - Amplitude mínima de tensão abaixo da qual o material é capaz de resistir inúmeros ciclos.

σ_a – Tensão ao qual ocorreu a falha por fadiga UHCF.

r – Raio calculado para a FGA ou o defeito.

Com a utilização do software Fiji foi possível calcular a área do defeito interno e da FGA, portanto temos:

$$r_{def \text{ int}} = 203,5 \mu\text{m} \text{ ou } 203,5 \cdot 10^{-6} \text{ m} \quad (39)$$

$$r_{FGA} = 262 \mu\text{m} \text{ ou } 262 \cdot 10^{-6} \text{ m} \quad (40)$$

Como a tensão de falha (σ_a) para o CP_6_Z foi de 245 MPa, temos os seguintes resultados substituindo os valores na equação 34:

$$\text{Para o defeito interno: } K_{\max-DI} = 3,94 \text{ MPa } \sqrt{m} \quad (41)$$

$$\text{Para a FGA: } K_{\max-FGA} = 4,47 \text{ MPa } \sqrt{m} \quad (42)$$

Como o K_{\max} é o fator de intensidade de tensão máxima que há para o tamanho do defeito ou da FGA, e com a proximidade dos resultados de $K_{\max-DI}$ e $K_{\max-FGA}$, pode-se concluir que a influência do defeito na falha por fadiga é grande comparada a influência da FGA.

Kieback *et al.* (2015), em sua pesquisa, caracterizou o Ti-6Al-4V (virgem) fabricado pela tecnologia de MA PBF-EB, e chegou ao resultado de $\Delta K_{th} = 10 \text{ MPa } \sqrt{m}$, e comparado ao resultado desta pesquisa com o Ti-6Al-4V (10 vezes reciclado) fabricado pela tecnologia de MA PBF-EB, o valor de $4,47 \text{ MPa } \sqrt{m}$ representa estar 55% menor que o valor de ΔK_{th} , para o Ti-6Al-4V (virgem).

De acordo com Boyce e Ritchie, (2001), em suas pesquisas, os valores de K_{\max} para Ti-6Al-4V (ELI) estão entre 10 e 13 $\text{MPa } \sqrt{m}$, mesmo sendo uma informação, não oriunda do processo de MA, serve como base de análise.

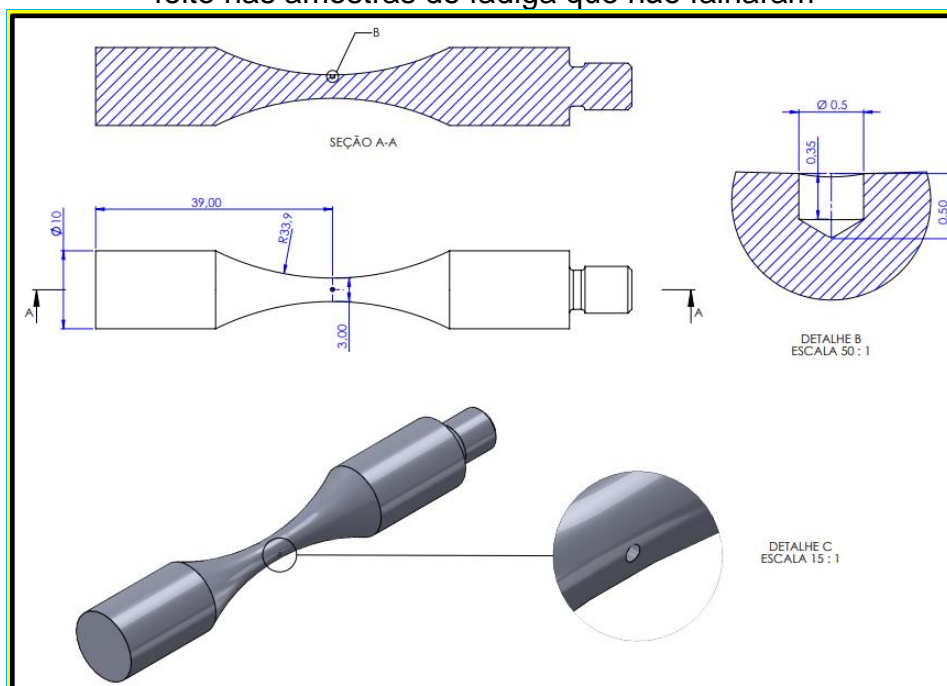
Mas, Nguyen *et al.* (2022), chegaram a resultados importantes em suas pesquisas, onde os valores de ΔK_{th} para o Ti-6Al-4V fabricado por manufatura aditiva EBM estão entre 4 e 4,8 $\text{MPa } \sqrt{m}$, este resultado coloca os valores obtidos de K_{\max} nesta pesquisa no limite aceitável.

Ao realizar o EDS sobre esta mesma região, obteve-se os resultados conforme Figura 50.

5.6.3 MEV - corpos de prova sem falha por fadiga

De modo investigativo foram selecionados 3 corpos de prova, 1 na direção X, 1 na direção Y e 1 na direção Z, nestes corpos de prova foram incluídos furos de $\emptyset 0,05 \text{ mm}$ com profundidade de 0,05 mm na mesma região em que houve a falha por fadiga do corpo de prova CP_6_Z (direção Z). A Figura 46 demonstra a região onde foi realizada a furação.

Figura 46 – Desenho de posicionamento do furo entalhe concentrador de tensões feito nas amostras de fadiga que não falharam



Fonte: Autor (2023).

Os furos foram realizados na Faculdade Senai “Roberto Simonsen” através do processo de erosão. As amostras foram tracionadas para romperem no ponto onde foi realizado o furo, conforme Figura 47.

Figura 47 – Exemplo dos corpos de prova que foram realizados o furo entalhe concentrador de tensões de $\varnothing 0,05 \times 0,05$ mm

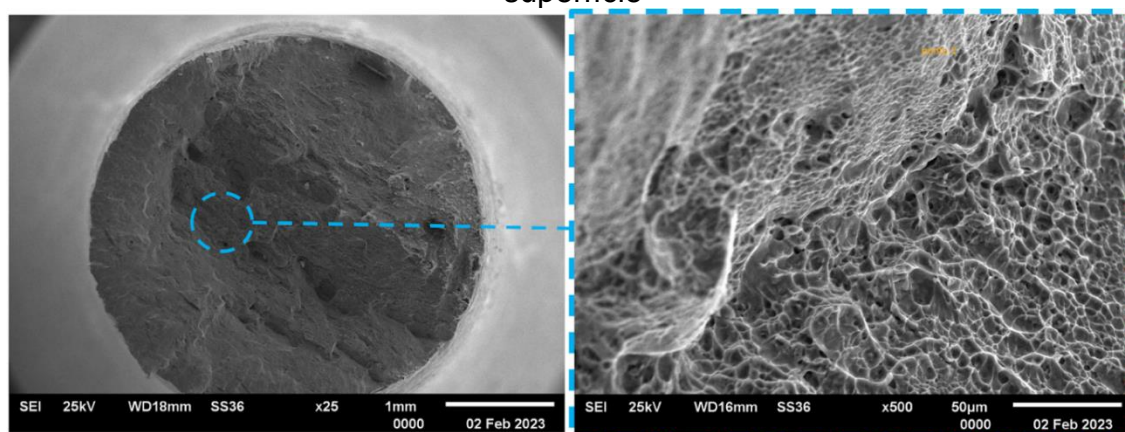


Fonte: Autor (2023).

Os corpos de prova selecionados para a investigação através da análise de MEV foram CP_1_X (direção X), CP_4_Z (direção Z) e CP_7_Y (direção Y), e ambos foram ensaiados até 10^8 , antes que realizássemos os furos de \varnothing 0,05 mm com profundidade de 0,05 mm.

Através da análise de MEV sobre o CP_1_X (direção X), foi possível notar muitas depressões e concavidades devido ao ensaio de tração, mas não houve nenhum defeito visível oriundos de falta de fusão, falha de preenchimento ou defeitos ocasionados pelo processo de MA PBF-EB ou do material. A Figura 53 demonstra as imagens.

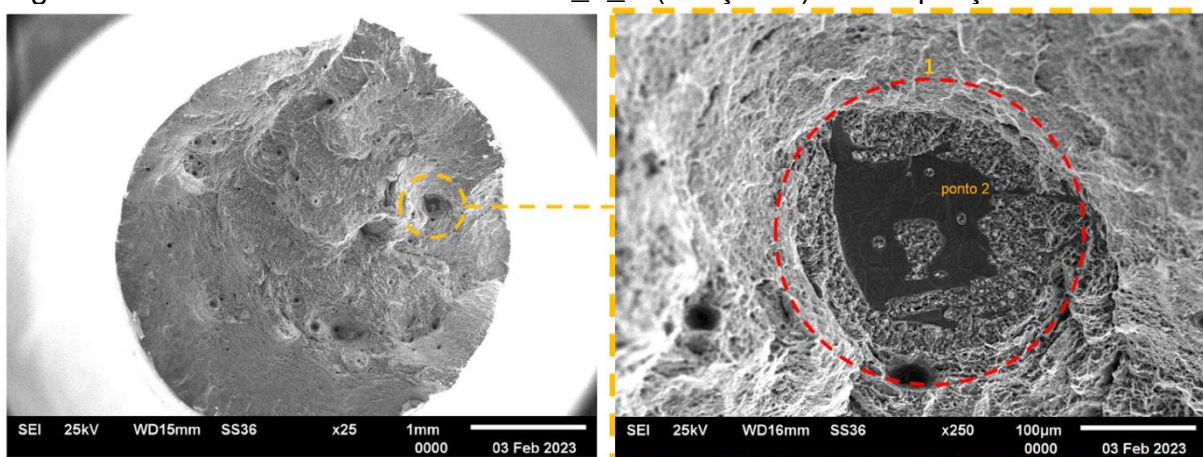
Figura 48 – análise de MEV sobre o CP_1_X (direção X) e a ampliação do estado de superfície



Fonte: Autor (2023).

A análise de MEV realizada sobre o CP_7_Y (direção Y), foi possível identificar um defeito semelhante ao que ocorreu a falha por fadiga no CP_6_Z (direção Z), o que demonstra que poderia ter a falha do CP_7_Y (direção Z) se o ensaio de fadiga de altíssimo ciclo tivesse prosseguido até 10^9 ciclos. A Figura 49 demonstra o defeito encontrado na superfície do corpo de prova.

Figura 49 – Análise de MEV sobre o CP_7_Y (direção Y) e a ampliação do defeito

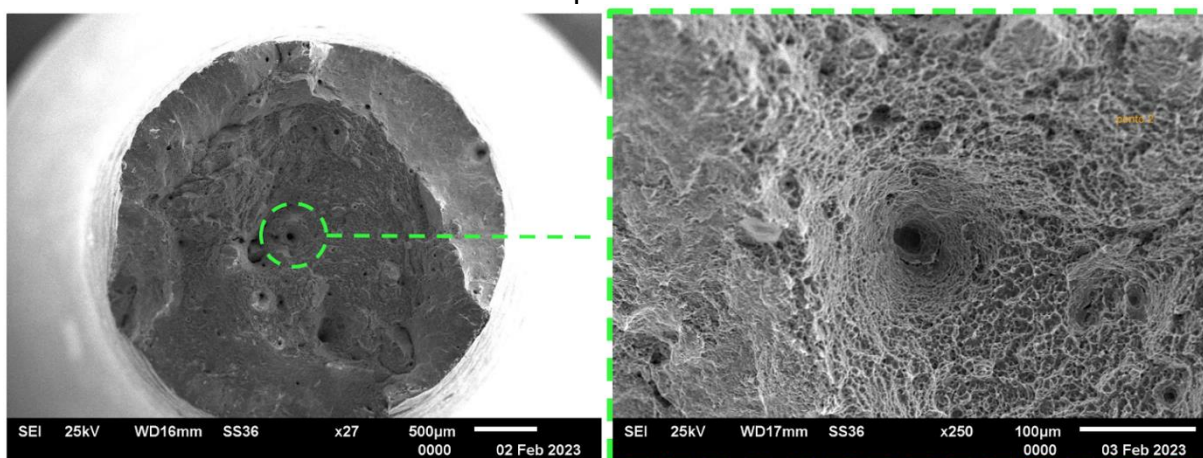


Fonte: Autor (2023).

Através da análise, foi possível notar a formação de uma cavidade ao redor do defeito após o ensaio de tração, onde foi possível averiguar na amostra a retirada do material em virtude da fragilidade provocada pelo defeito, e ao redor do defeito é possível notar uma granulação mais fina, comparada ao material fundido ao redor, como mostrado no círculo de coloração vermelha na Figura 49.

A análise de MEV realizada para o CP_4_Z (direção Z) demonstrou maiores depressões e cavidades profundas, mas analisando sua superfície não houve nenhum defeito visível oriundos de falta de fusão, falha de preenchimento ou defeitos ocasionados pelo processo de MA PBF-EB ou do material. A Figura 50 demonstra as imagens da análise MEV.

Figura 50 – Análise de MEV sobre o CP_4_Z (direção Z) e a ampliação do estado de superfície



Fonte: Autor (2023).

5.6.4 MEV - corpos de prova com furo entalhe concentrador de tensões ensaiados por fadiga UHCF

Assim como apresentado na Figura 46 e Figura 47, os corpos de prova C_3_X (direção X), C_8_Y (direção Y) e C_5_Z (direção Z) foram realizados os furos de \emptyset 0,05 mm e 0,05 mm de profundidade, e foram ensaiados no laboratório LABFADAC PUC Rio de Janeiro, para investigação do seu comportamento após a inclusão do furo concentrador de tensão. Por já terem passado por 200 milhões de ciclos, estes corpos de prova tinham danos causados em seu material, e de maneira esperada a quantidade de ciclos atingida posterior ao processo de inclusão dos furos foram pequenas. A Tabela 88 demonstra a quantidade de ciclos ensaiadas para cada corpo de prova até a falha.

Tabela 8 – Número de ciclos ensaiados até a falha para os CP_3_X, CP_8_Y e CP_5_Z

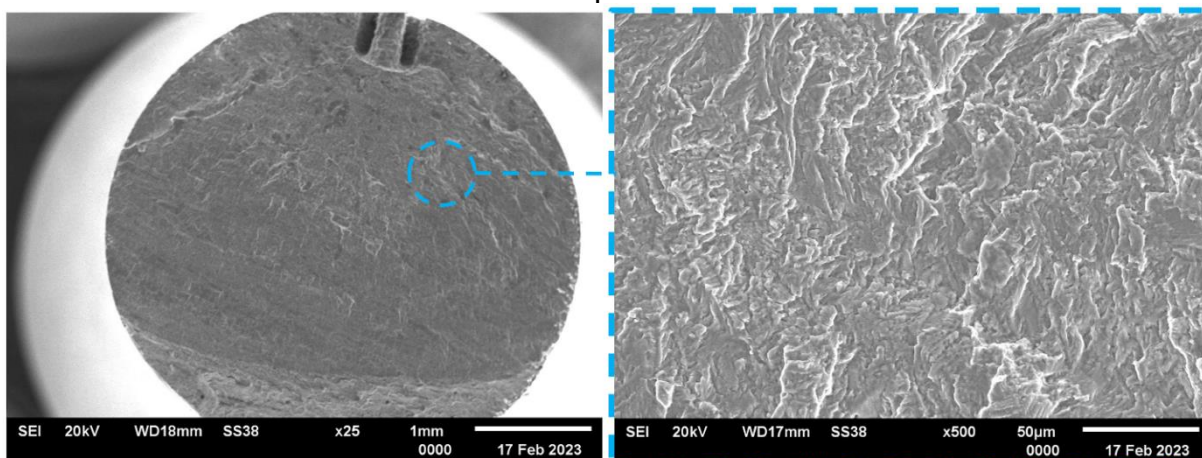
CP direção	LRM (MPa)	N° CP	% aplicado (LRM)	Tensão (MPa)	N° ciclos	N° ciclos (com furo)	N° ciclos (Total)	Observação
X	655	3	35	230	2,00E+08	1,11E+06	2,01E+08	Falha
Y	658	8	39	257	2,00E+08	7,46E+05	2,01E+08	Falha
Z	628	5	37	232	2,00E+08	2,58E+05	2,00E+08	Falha

Fonte: Autor (2023).

O corpo de prova CP_3_X (direção X), após a inclusão do furo atingiu 1.110.000 ciclos até a falha, o corpo de prova CP_8_Y (direção Y) atingiu 746.000 ciclos até a falha, e o corpo de prova CP_5_Z (direção Z) atingiu 258.000 até a falha.

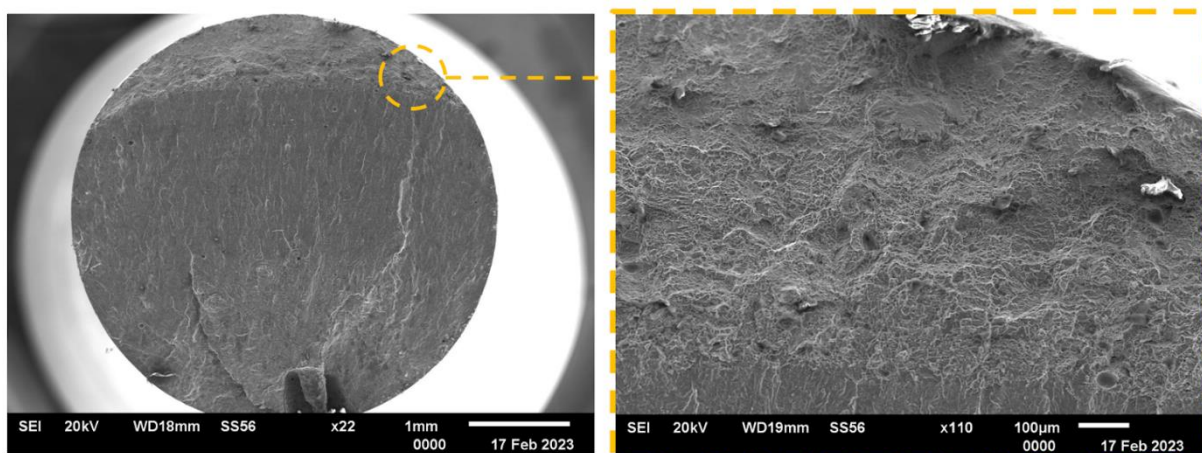
Seguindo as investigações, foram realizadas a análise de MEV sobre os corpos de prova fraturados, a fratura propiciou faces planas para análise, porém em nenhum corpo de provas foram encontrados nenhum tipo de defeito visível oriundos de falta de fusão, falha de preenchimento ou defeitos ocasionados pelo processo de MA PBF-EB ou do material. As Figura 51, Figura 52 e Figura 53 demonstram as análises de MEV realizadas sobre as superfícies dos corpos de prova.

Figura 51 – Análise de MEV sobre o CP_3_X (direção X) e a ampliação do estado de superfície



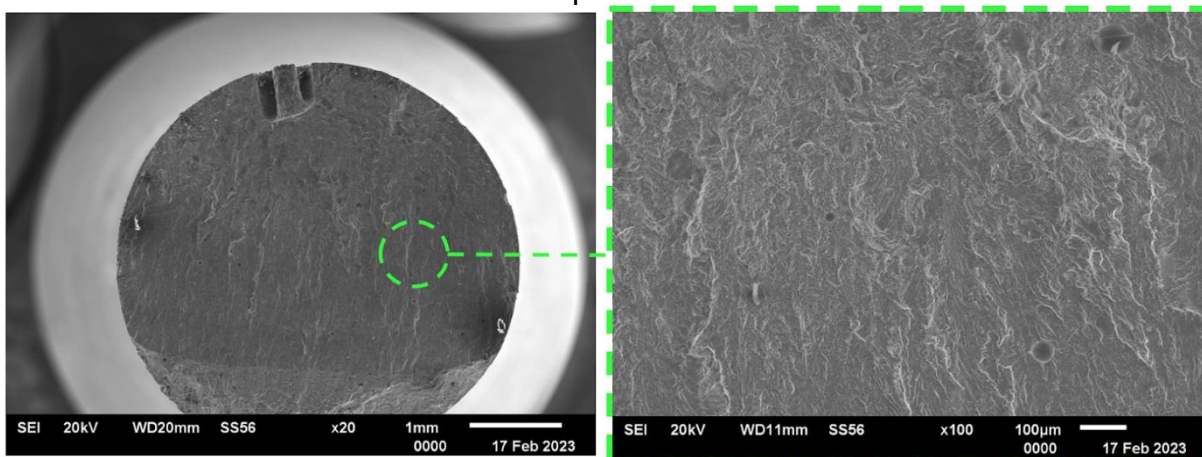
Fonte: Autor (2023).

Figura 52 – Análise de MEV sobre o CP_8_Y (direção Y) e a ampliação do estado de superfície



Fonte: Autor (2023).

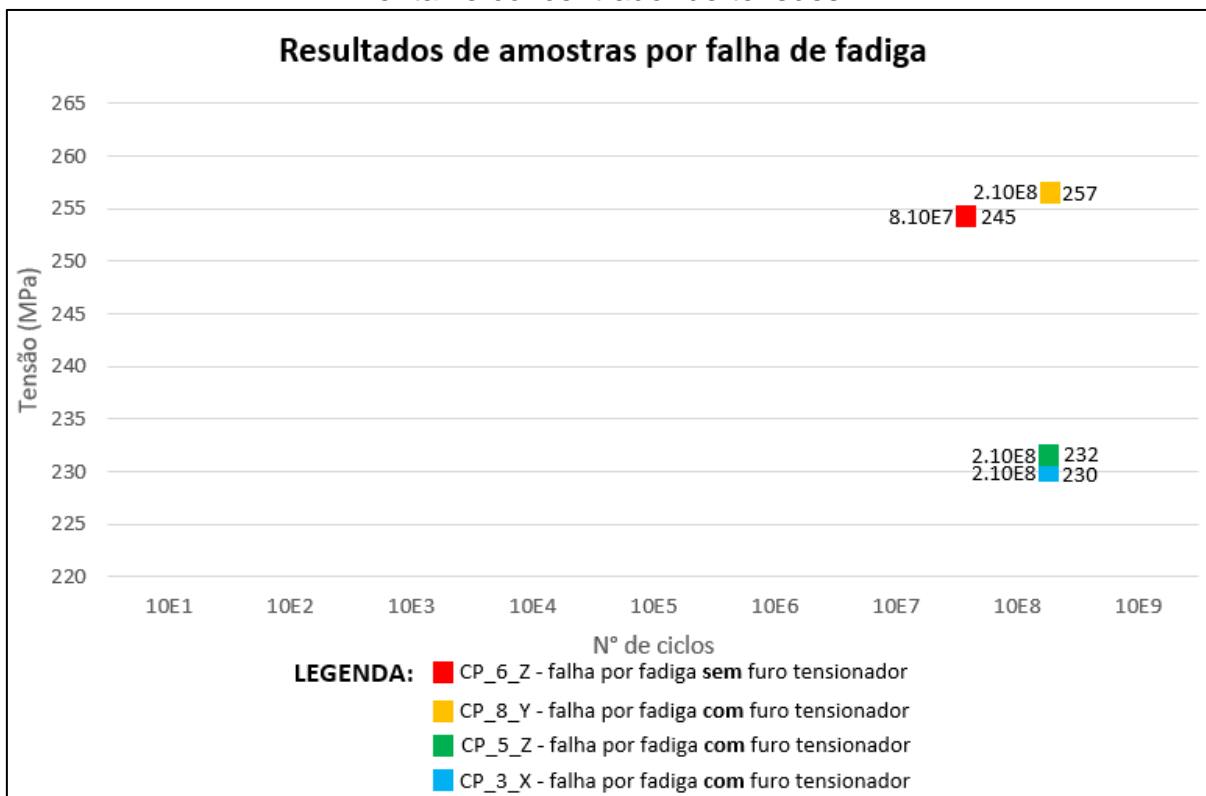
Figura 53 – Análise de MEV sobre o CP_5_Z (direção Z) e a ampliação do estado de superfície



Fonte: Autor (2023).

Desta forma, a Figura 59 apresenta os resultados de forma sintetizada.

Figura 54 – Resultados de amostras que falharam por fadiga, com e sem furo entalhe concentrador de tensões



Fonte: Autor (2023).

5.7 TOMOGRAFIA COMPUTADORIZADA INDUSTRIAL

A Tomografia Industrial é uma poderosa técnica de inspeção não destrutiva que tem sido amplamente aplicada em diversas áreas da indústria, incluindo a análise de peças metálicas e componentes fabricados por manufatura aditiva de metal, como o titânio. Dentre os artigos consultados, destacam-se algumas referências relevantes que abordam o uso da tomografia industrial nesse contexto (Carrion *et al.*, 2023).

De acordo com Le *et al.* (2019), a tomografia industrial tem se mostrado eficaz na avaliação da anisotropia de fadiga em ligas TA6V fabricadas por manufatura aditiva. Por meio de uma abordagem baseada em mecânica da fratura, os pesquisadores identificaram a influência das características internas das peças na sua resistência à fadiga, permitindo melhor compreensão das propriedades mecânicas e auxiliando no desenvolvimento de peças mais duráveis e confiáveis.

Outro estudo relevante é apresentado por Osipov *et al.* (2020), onde os pesquisadores exploraram a natureza dos artefatos metálicos em tomografia computadorizada de raios-X e propuseram otimizações nos parâmetros do sistema para reduzir esses artefatos. Esse trabalho destaca a importância de considerar fatores técnicos para garantir a obtenção de imagens precisas e confiáveis de peças metálicas, especialmente aquelas fabricadas por manufatura aditiva, que podem apresentar geometrias complexas e heterogeneidades internas.

A inspeção de peças de manufatura aditiva de metal com tomografia também foi abordada por Desmaison *et al.* (2021). Nesse estudo, os autores exploraram o uso da microtomografia computadorizada de raios-X para a análise detalhada da porosidade e das características internas de componentes fabricados em ligas de titânio. A tomografia permitiu visualizar e quantificar os defeitos internos das peças, fornecendo informações cruciais para a otimização dos processos de fabricação e garantindo a qualidade dos produtos finais.

A Tomografia Computadorizada Industrial (TCI) é uma técnica avançada de análise não destrutiva que tem sido amplamente utilizada para investigar a microestrutura e defeitos internos em amostras fabricadas por manufatura aditiva de titânio, como o Ti-6Al-4V. Para realizar a TCI em amostras de fadiga impressas por manufatura aditiva de titânio, são necessárias várias etapas fundamentais.

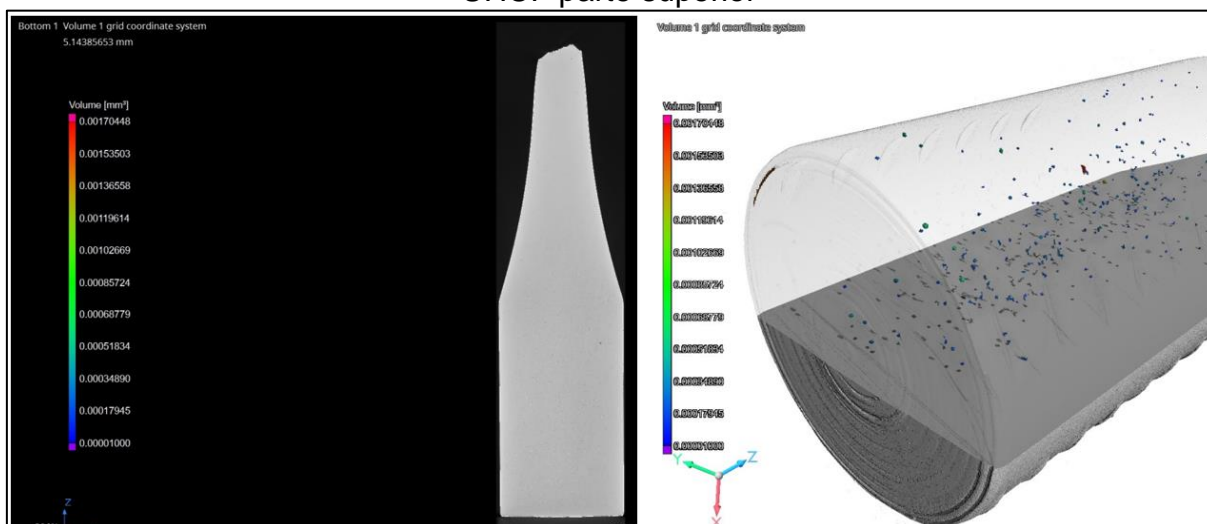
A primeira etapa consiste na preparação das amostras para a realização da TCI. Segundo Desmaison *et al.* (2021), é importante garantir que as amostras estejam adequadamente limpas e livres de quaisquer contaminantes que possam interferir nos resultados da análise tomográfica. Além disso, é necessário garantir que as amostras estejam devidamente fixadas na posição correta dentro do sistema de tomografia para evitar quaisquer movimentos durante a aquisição das imagens.

Após a preparação das amostras, a próxima etapa envolve a aquisição das imagens tomográficas. A TCI utiliza raios-X para obter imagens tridimensionais da microestrutura interna das amostras. Para isso, os raios-X são direcionados para a amostra de diferentes ângulos, e as projeções resultantes são processadas por algoritmos de reconstrução para gerar as imagens 3D (Metal Additive Manufacturing, 2021). É importante garantir que os parâmetros do sistema de TCI estejam otimizados para reduzir artefatos metálicos que podem ser gerados durante o processo de aquisição das imagens, como destacado por Osipov *et al.* (2020).

Após a aquisição das imagens tomográficas, a etapa seguinte é a análise e interpretação dos resultados. As imagens tomográficas fornecem informações detalhadas sobre a microestrutura da amostra, incluindo a presença de porosidade, inclusões, trincas e outros defeitos internos. Com base nas imagens, é possível realizar análises quantitativas e qualitativas da microestrutura, bem como identificar possíveis causas de falha, como destacado por Le *et al.* (2019), que concomitante aos resultados de caracterização do pó reciclado, o ensaio de tração e as análises fractográfica dos corpos de prova, fica evidente a presença de porosidade e falta de fusão por toda a extensão do corpo de prova. Em suas análises realizadas no Ti-6Al-4V em corpos de prova fabricados por PBF-EB, Muzangaza (2018), apresentou resultados semelhantes em suas amostras.

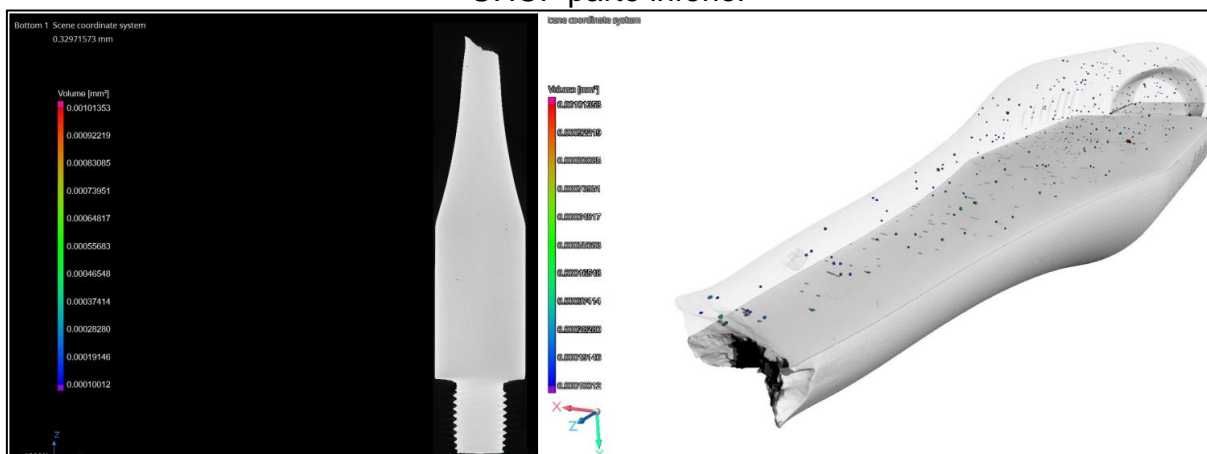
Além disso, a TCI permite a visualização tridimensional dos defeitos internos das amostras, o que facilita a compreensão da sua distribuição e geometria. Com base nessas informações, os pesquisadores podem realizar simulações e modelagens para avaliar o comportamento mecânico da amostra em diferentes condições de carregamento e fadiga (Desmaison *et al.*, 2021). As Figuras 60 e 61 mostram a TCI sobre o corpo de prova CP_6_Z (direção Z) que obteve falha no ensaio de fadiga UHCF.

Figura 60 – Análise tomografia computadorizada sobre CP_6_Z falhou em ensaio UHCF parte superior



Fonte: Autor (2023).

Figura 61 – Análise tomografia computadorizada sobre CP_6_Z falhou em ensaio UHCF parte inferior



Fonte: Autor (2023).

De acordo com Du Plessis *et al.* (2018), as análises apresentam um alto nível de porosidade, as figuras demonstram pontos repetitivos pequenos e em grande quantidade. Du Plessis fez esta mesma análise em amostras fabricadas por manufatura aditiva PBF-L, e os defeitos apresentados são similares, apesar de serem de tecnologias de fabricação diferentes.

6 CONCLUSÃO

A presente tese de doutorado apresentou o comportamento do Titânio Ti-6Al-4V grau 5 dez vezes reciclado sem adição de pó virgem, no regime de fadiga de altíssimo ciclo, através da utilização de uma máquina de fadiga ultrassônica. Os resultados obtidos neste trabalho possibilitaram as seguintes conclusões:

a) para as propriedades mecânicas de tensão de escoamento e limite de resistência mecânica, o Titânio Ti-6Al-4V grau 5 dez vezes reciclado sem adição de pó virgem apresenta uma diminuição de 40% para a tensão de escoamento e 38% para o limite de resistência mecânica (LRM), comparado ao Titânio Ti-6Al-4V grau 5 virgem;

b) apesar do número pequeno de corpos de prova nas direções X, Y e Z, foi possível analisar a tensão da vida em fadiga em altíssimo ciclo para a direção Z de impressão de 245 MPa;

c) a superfície de fratura estudada no CP_6_Z (direção Z) que obteve a falha no ensaio de fadiga de altíssimo ciclo, apresentou a iniciação da trinca internamente a partir de um defeito do material, o que dividiu a região de propagação em 2 fases: propagação circular, dentro da região de *fish-eye* que ocorreu até atingir a superfície do corpo de prova e a propagação da trinca de fadiga fora do *fish-eye*. Foi identificada a região de FGA e medido o seu tamanho, de modo a calcular o K_{max} dessa região e comparar ao ΔK_{th} teórico. Demonstrou-se que o Titânio Ti-6Al-4V grau 5 dez vezes reciclado sem adição de pó virgem, encontra-se com o ΔK_{th} para a direção Z de impressão semelhante ao material não reciclado. Pode-se dizer que para tensões de trabalho abaixo de 245 MPa, ou seja, 39% do limite de resistência mecânica do material, o levará para uma vida longa em serviço;

d) a análise fractográfica utilizando amostras com furo entalhe concentrador de tensões, usando a medida de fratura do CP_6_Z (direção Z), foi possível observar o defeito interno existente no material, similar ao encontrado no CP_6_Z (direção Z), demonstrando que um possível aumento de tensão em novas amostras na direção Y de impressão poderia ter conduzido o material a falha por fadiga chegando a 10^8 ciclos.

e) Comparando com o estudo conduzido por Petrovic e Niñerola (2015), os resultados desta pesquisa demonstram que após 10 impressões, e não 15 impressões

como mencionado anteriormente, o teor de oxigênio ultrapassa o limite aceitável de 0,20% em peso.

Esta pesquisa demonstra que a utilização do Titânio Ti-6Al-4V grau 5 reciclado pode ser uma opção de utilização para produtos que utilizem este material, e possam se beneficiar de suas propriedades reduzidas para formar soluções de mercado com alta tecnologia, de maneira sustentável e com custos menores comparados a soluções industriais que utilizam somente pó virgem.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros, é sugerido através desta pesquisa:

a) estudo de percentuais de misturas de pó virgem com pó reciclado, mensurando a quantidade de reciclagens realizadas e suas respectivas propriedades;

b) levantamento da curva S-N sobre o Titânio Ti-6Al-4V grau 5 reciclado sem adição de pó virgem, em baixas, médias e grandes quantidades de números de reciclagem;

c) estudo pelo método Staircase sobre amostras de Titânio Ti-6Al-4V grau 5 reciclado sem adição de pó virgem, com adição de pó virgem e totalmente virgem, para análise de dispersão de fabricação e compará-las.

REFERÊNCIAS

- AL-BERMANI, S. S. *et al.* The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 41, n. 13, p. 3422–3434, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM F2792-12a: Additive Manufacturing - General Principles Terminology**. West Conshohocken, Estados Unidos, 2013.
- AMINE, T.; NEWKIRK, J. W.; LIOU, F. Investigation of effect of process parameters on multilayer builds by direct metal deposition. **Applied Thermal Engineering**, v. 73, n. 1, p. 500–511, 2014.
- AMSTERDAM, E.; KOOL, G. A. HIGH CYCLE FATIGUE OF LASER BEAM DEPOSITED Ti-6Al-4V AND INCONEL 718. **ICAF Symposium**, p. 27–29, 27 maio 2009.
- ANTONYSAMY, A. A.; MEYER, J.; PRANGNELL, P. B. Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti-6Al-4V by selective electron beam melting. **Materials Characterization**, v. 84, p. 153–168, 2013.
- ASM INTERNATIONAL. **Fatigue and Fracture**. In: ASM Handbook Volume 19: Fatigue and Fracture, 9th Edition, ASM International, 1990.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais metálicos — Ensaio de Tração Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente**. Rio de Janeiro - RJ. ABNT NBR ISO 6892-1, 2018.
- ASTM INTERNATIONAL. **ASTM F2924-14: Especificação padrão para Titânio-6 Alumínio-4 Vanádio fabricado por Manufatura Aditiva com Fusão de Leito de Pó**. West Conshohocken, PA, EUA, 2014.
- BANDEKHODA, M. R. *et al.* **Investigation on the Potential of Laser and Electron Beam Additively Manufactured Ti–6Al–4V Components for Orthopedic Applications. Materials Science and Engineering: C**, v. 106, 110223, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msec.2019.110223>. Acesso em: 31 jul. 2023.
- BANERJEE, D.; WILLIAMS, J. C. Perspectives on titanium science and technology. **Acta Materialia**, v. 61, n. 3, p. 844–879, 2013.
- BARBAGALLO, R. *et al.* Study of the Electron Beam Melting Process Parameters' Influence on the Tensile Behavior of 3D Printed Ti6Al4V ELI Alloy in Static and Dynamic Conditions. **Materials**, v. 15, n. 12, p. 4217, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/ma15124217>. Acesso em: 24/07/2023.
- BASAK, A.; DAS, S. Epitaxy and Microstructure Evolution in Metal Additive Manufacturing. **Annual Review of Materials Research**, v. 46, p. 125–149, 2016.

BATHIAS, C. Piezoelectric fatigue testing machines and devices. **International Journal of Fatigue**, v. 28, n. 11, p. 1438–1445, 1 nov. 2006.

BATHIAS, C. **Fatigue Limit in Metals**. London: Wiley, 2014.

BATHIAS, C.; PARIS, P. C. **Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice**. New York: Marcel Dekker, 2005.

BATHIAS, C.; PINEAU, A. **Fatigue of materials and structures: fundamentals**. USA: Wiley, 2010.

BATHIAS, C.; PINEAU, A. **Fatigue of Materials and Structures: Applications to Design and Damage**. London: Wiley, 2011.

BAUFELD, B.; BRANDL, E.; VAN DER BIEST, O. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 6, p. 1146–1158, 2011.

BELLINI, C. *et al.* Effect of recycling on internal and external defects of Ti-6Al-4V powder particles for electron beam melting process. *Procedia Structural Integrity*. **Anais...Elsevier B.V.**, 2022.

BENDA, J. A. Temperature-Controlled Selective Laser Sintering. **Proceedings of the solid freeform fabrication symposium**, p. 277–284, 1994.

BHAVAR, V. *et al.* A review on powder bed fusion technology of metal additive manufacturing. **Additive Manufacturing Handbook: Product Development for the Defense Industry**, n. April 2016, p. 251–261, 2017.

BOLT, B. **Earthquake**. England: Encyclopædia Britannica, 2018. (Nota técnica).

BOYCE, B. L.; RITCHIE, R. O. Effect of load ratio and maximum stress intensity on the fatigue threshold in Ti-6Al-4V. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 68, n. 2, p. 129–147, 1 fev. 2001.

BOYER, H. E. **Atlas of Fatigue Curves**. Ohio: American Society International, 1986.

BRANDL, E. *et al.* Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: Comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. **Physics Procedia**, v. 5, n. PART 2, p. 595–606, 2010.

BRANDL, E. *et al.* Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. **Materials & Design**, v. 34, p. 159–169, 1 fev. 2012.

BRANDL, E.; LEYENS, C.; PALM, F. Mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V using wire and powder based processes. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 26, n. 1, p. 1–10, 2011.

BRICE, C. A. *et al.* Chemistry control in electron beam deposited titanium alloys. **Materials Science Forum**, v. 618 619, p. 155–158, 2009.

CAMPBELL, F. C. **Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials**. Great Britain: Elsevier, 2006. v1.

CAO, Y. *et al.* Surface modification of Ti-6Al-4V powder during recycling in EBM process. Surface and Interface Analysis. **Anais...**John Wiley and Sons Ltd, 1 dez. 2020.

CARLTON, H. D. *et al.* Damage evolution and failure mechanisms in additively manufactured stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 651, p. 406–414, 2016.

CARRION, P. *et al.* Multiaxial Fatigue Behavior and Modelling of Additive Manufactured Ti-6Al-4V Parts: The Effects of Layer Orientation and Surface Texture. *International Journal of Fatigue*, 2023. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.107860>.

CARROLL, B. E.; PALMER, T. A.; BEESE, A. M. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing. **Acta Materialia**, v. 87, p. 309–320, 2015.

CARTER, L. N. *et al.* Process optimisation of selective laser melting using energy density model for nickel based superalloys. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 32, n. 7, p. 657–661, 2016.

CARTER, L. N.; ATTALLAH, M. M.; REED, R. C. Laser powder bed fabrication of nickel-base superalloys: Influence of parameters; characterisation, quantification and mitigation of cracking. **Proceedings of the International Symposium on Superalloys**, p. 577–586, 2012.

CASTELLANO, A. *et al.* Ultrasonic characterization of components manufactured by direct laser metal deposition. **Materials**, v. 13, n. 11, 1 jun. 2020.

CHANDRASEKAR, S. *et al.* Investigating the effect of metal powder recycling in Electron beam Powder Bed Fusion using process log data. **Additive Manufacturing**. v. 32, March 2020.

CHASTAND, V. Etude du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement de pièces métalliques réalisées par Fabrication Additive. **Thèse de doctorat (Mécanique) – CENTRALE LILLE**. 2016.

CHUA, K. *et al.* Additive manufacturing and 3D printing of metallic biomaterials. **Engineered Regeneration**, 2021.

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

DARVISH, K.; CHEN, Z. W.; PASANG, T. Reducing lack of fusion during selective laser melting of CoCrMo alloy: Effect of laser power on geometrical features of tracks. **Materials and Design**, v. 112, p. 357–366, 2016.

DAS, S. Physical Aspects of Process Control in Selective Laser Sintering of Metals. **Advanced Engineering Materials**, v. 5, n. 10, p. 701–711, 2003.

DAVID, S. A.; VITEK, J. M. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. **International Materials Reviews**, v. 34, n. 1, p. 213–245, 1989.

DEBROY, T. *et al.* Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 112–224, 2018.

DEHOFF, R. *et al.* Case study: Additive manufacturing of aerospace brackets. **Advanced Materials and Processes**, v. 171, n. 3, p. 19–22, 2013.

DEL GUERCIO, G. *et al.* Microstructure and Mechanical Performance of Ti–6Al–4V Lattice Structures Manufactured via Electron Beam Melting (EBM): **A Review. Materials**, v. 14, n. 5, p. 1187, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/ma14051187>. Acesso em: 29 jul. 2023.

DERIMOW, N. *et al.* Surface chemistry in Ti-6Al-4V feedstock as influenced by powder reuse in ELECTRON BEAM additive manufacturing. **Applied Surface Science**, v. 602, p. 1–17, 15 nov. 2022.

DESMAlSON, O. *et al.* Study of Additively Manufactured Ti-6Al-4V Titanium Alloy by X-ray Computed Tomography. **Materials**, v. 14, n. 8, p. 1925, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/ma14081925>. Acesso em: 27 jul. 2023.

DINDA, G. P.; DASGUPTA, A. K.; MAZUMDER, J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability. **Materials Science and Engineering A**, v. 509, n. 1–2, p. 98–104, 2009.

DINDA, G. P.; DASGUPTA, A. K.; MAZUMDER, J. Evolution of microstructure in laser deposited Al-11.28%Si alloy. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 8–9, p. 2152–2160, 2012a.

DINDA, G. P.; DASGUPTA, A. K.; MAZUMDER, J. Texture control during laser deposition of nickel-based superalloy. **Scripta Materialia**, v. 67, n. 5, p. 503–506, 2012b.

DING, D. *et al.* Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, n. 1–4, p. 465–481, 2015.

DONACHIE, M. J. **Titanium: A Technical Guide**. 2 ed. ed. ASM International, 2000. v. 99.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials**: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue. 4 ed. England: Pearson Education, 2013.

DU PLESSIS, Anton; YADROITSEV, Igor; YADROITSAVA, Ina; LE ROUX, Stephan G. X-Ray Microcomputed Tomography in Additive Manufacturing: A Review of the Current Technology and Applications. **3D Printing and Additive Manufacturing**, [S.l.], v. 5, n. 3, p. 1-21, 2018. Mary Ann Liebert, Inc. DOI: 10.1089/3dp.2018.0060.

EDWARDS, P.; O'CONNER, A.; RAMULU, M. Electron Beam Additive Manufacturing of Titanium Components: Properties and Performance. **Journal of Manufacturing Science & Engineering**, v. 135, p. 1–8, 2013.

ELMER, J. W. *et al.* Microstructure and Mechanical Properties of 21-6-9 Stainless Steel Electron Beam Welds. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 48, n. 4, p. 1771–1787, 2017.

FARHAT, H. Lifetime extension: Assessment and considerations. **Operation, Maintenance, and Repair of Land-Based Gas Turbines**, p. 175–196, 1 jan. 2021a.

FARHAT, H. Typical service-induced damages. **Operation, Maintenance, and Repair of Land-Based Gas Turbines**, p. 107–130, 1 jan. 2021b.

FARSHIDIANFAR, M. H.; KHAJEPOUR, A.; GERLICH, A. Real-time control of microstructure in laser additive manufacturing. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 82, n. 5–8, p. 1173–1186, 2016.

FATEMI, A. *et al.* Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V including surface finish effect. **International Journal of Fatigue**, v. 100, p. 347–366, 1 jul. 2017.

FATHI, A. *et al.* Prediction of melt pool depth and dilution in laser powder deposition. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 39, n. 12, p. 2613–2623, 2006.

GALATI, M. *et al.* Microstructure and Mechanical Performance of Ti–6Al–4V Lattice Structures Manufactured via Electron Beam Melting (EBM): A Review. **Metals**, v. 12, n. 10, p. 1565, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/met12101565>. Acesso em: 29 jul. 2023.

GALARRAGA, H. *et al.* Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM). **Additive Manufacturing**, v. 10, p. 47–57, 2016.

GAO, M. *et al.* The effect of deposition patterns on the deformation of substrates during direct laser fabrication. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 135, n. 3, p. 1–7, 2013.

GARIBALDI, M. *et al.* Metallurgy of high-silicon steel parts produced using Selective Laser Melting. **Acta Materialia**, v. 110, p. 207–216, 2016.

GAYTAN, S. M. *et al.* Advanced metal powder based manufacturing of complex components by electron beam melting. **Materials Technology**, v. 24, n. 3, p. 180–190, 2009.

GHODS, S. *et al.* Importance of Build Design Parameters to the Fatigue Strength of Ti6Al4V in Electron Beam Melting Additive Manufacturing. **Materials**, v. 15, n. 16, p. 5617, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/ma15165617>. Acesso em: 24/07/2023.

GILBERT, J. **Medical Device Materials V: Proceedings from the 2009 Materials & Processes for Medical Devices Conference**. Minneapolis, MN, USA: ASM International, 2009.

GOLDAK, J. A.; AKHLAGHI, M. **Computational welding mechanics**. United States of America: Springer, 2005.

GOLDAK, J.; CHAKRAVARTI, A.; BIBBY, M. A New Finite Element Model for Welding Heat Sources. **Metall Trans B**, 1984.

GREITEMEIER, D. *et al.* Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting. **International Journal of Fatigue**, v. 94, p. 211–217, 1 jan. 2017.

GRUBER, H. *et al.* Effect of Powder Recycling on the Fracture Behavior of Electron Beam Melted Alloy 718. **Powder Metallurgy Progress**, v. 18, n. 1, p. 40–48, 1 jun. 2018.

GRUBER, H. *et al.* Effect of Powder Recycling in Electron Beam Melting on the Surface Chemistry of Alloy 718 Powder. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 50, n. 9, p. 4410–4422, 15 set. 2019.

GU, D.; SHEN, Y. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods. **Materials and Design**, v. 30, n. 8, p. 2903–2910, 2009.

GUIMARÃES, R. P. M. **Estudo in situ da solubilização e do envelhecimento da liga β -metaestável Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr usando difração de raio-X com luz síncrotron de alta energia**. 2017. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/18/18158/tde-15032018-082818/>. Acesso em: 10 fev. 2022.

HAGHSHENAS, M.; SIMSIRIWONG, J. Very High Cycle Fatigue Behavior of Additively Manufactured Metals Using Ultrasonic Fatigue Testing: A Critical Assessment of Potentials and Challenges. **Materials Performance and Characterization**, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1520/MPC20220090>. Acesso em: 15/07/2023.

HILDRETH, O. J. *et al.* Dissolvable metal supports for 3D direct metal printing. **3D Printing and Additive Manufacturing**, v. 3, n. 2, p. 91–97, 2016.

HONG, Y. *et al.* Propensities of crack interior initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of high strength steels. **International Journal of Fatigue**, v. 58, p. 144–151, 1 jan. 2014.

HRABE, N.; QUINN, T. Effects of processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy (Ti-6Al-4V) fabricated using electron beam melting (EBM), part 1: Distance from build plate and part size. **Materials Science and Engineering**, v. 573, p. 264–270, 2013.

IMRAN, M. K. *et al.* Direct metal deposition (DMD) of H13 tool steel on copper alloy substrate: Evaluation of mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 9, p. 3342–3349, 2011.

JIA, Q.; GU, D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 585, p. 713–721, 2014.

JIN, W. *et al.* Wire arc additive manufacturing of stainless steels: A review. **Applied Sciences (Switzerland)**, v. 10, n. 5, p. 1–28, 2020.

JOHNSON, A. S. *et al.* FATIGUE BEHAVIOR AND FAILURE MECHANISMS OF DIRECT LASER DEPOSITED INCONEL 718. **Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference**, p. 1–13, 2016.

KAPLAN, A. A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 27, n. 9, p. 1805–1814, 1994.

KARLSSONA, J. *et al.* Characterization and comparison of materials produced by ElectronBeam Melting (EBM) of two different Ti–6Al–4V powder fractions. **Journal Of Materials Processing Technology**. Borås, Sweden, p. 2109-2118. jan. 2013. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.010>. Acesso em: 29 jul. 2023.

KAZYMYROVYCH, V. **Very high cycle fatigue of engineering materials (a literature review)**. Sweden: Faculty of Technology and Science, Materials Engineering, Karlstads universitet, 2009. Disponível em: <http://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:210661/FULLTEXT02>. Acesso em: 18 jan. 2023.

KEIST, J. S.; PALMER, T. A. Role of geometry on properties of additively manufactured Ti-6Al-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition. **Materials and Design**, v. 106, p. 482–494, 2016.

KEMPEN, K. *et al.* Producing crack-free, high density M2 HSS parts by Selective Laser Melting: Pre-heating the baseplate. **24th International SFF Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF 2013**, p. 131–139, 2013.

KIEBACK, B. *et al.* Mechanical properties of Ti-6Al-4V additively manufactured by electron beam melting. **Euro PM2015 -AM -Electron Beam Melting**, p. 1–6, 2015.

KING, W. E. *et al.* Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 12, p. 2915–2925, 2014.

KING, W. E. *et al.* Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. **Applied Physics Reviews**, v. 2, n. 4, p. 041304, 2015.

KIRCHNER, A. *et al.* Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Additively Manufactured by Electron Beam Melting. **Materials**, v. 9, n. 5, p. 566, maio 2019. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/9/5/566>. Acesso em: 31 jul. 2023.

KLASSEN, A.; SCHAROWSKY, T.; KÖRNER, C. Evaporation model for beam based additive manufacturing using free surface lattice Boltzmann methods. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 47, n. 27, 2014.

KOBRYN, P. A. Casting of Titanium Alloys. p. 112, 1996.

KOU, S. **WELDING METALLURGY**. 2nd ed ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2002.

KRUTH, J. P. *et al.* Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 56, n. 2, p. 730–759, 2007.

KUHN, T. *et al.* ScienceDirect ScienceDirect Effect of DED process parameters on distortion and residual stress state of Effect of DED manufactured process parameters on distortion and residual stress state of additively components during machining additively manufactured. **Procedia CIRP**, v. 111, p. 271–276, 2022.

LAGE, Y. *et al.* **Automation in Strain and Temperature Control on VHCF with an Ultrasonic Testing Facility**. Lisbon, Portugal: [s.n.]. Disponível em: <http://eprints.bournemouth.ac.uk/24572/>. Acesso em: 11 fev. 2023.

LE, V.-D.; PESSARD, E.; MOREL, F.; EDY, F. Interpretation of the fatigue anisotropy of additively manufactured TA6V alloys via a fracture mechanics approach. **International Journal of Fatigue**, v. 124, p. 105916, 2019.

LEDFORD, C. *et al.* Microstructure and high temperature properties of tungsten processed via electron beam melting additive manufacturing. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, p. 106148, fev. 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2023.106148>. Acesso em: 31 jul. 2023.

LEE, Y. S.; ZHANG, W. Mesoscopic Simulation of Heat Transfer and Fluid Flow in Laser Powder Bed Additive Manufacturing. **International solid free form fabrication symposium**, 2015.

LEUDERS, S. *et al.* On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. **International Journal of Fatigue**, v. 48, p. 300–307, 1 mar. 2013.

LEWIS, G. K.; SCHLIENGER, E. Practical considerations and capabilities for laser assisted direct metal deposition. **Materials and Design**, p. 417–423, 2000.

LEYENS, C.; PETERS, M. **Titanium and titanium alloys: Fundamentals and Applications**. Germany: WILEY-VCH, 2003.

LI, P. *et al.* On the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V to enable rapid qualification for aerospace applications. 57th AIAA/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference. **Anais...American Institute of Aeronautics and Astronautics Inc, AIAA**, 2016.

LI, W.; DENG, H.; LIU, P. Interior fracture mechanism analysis and fatigue life prediction of surface-hardened gear steel under axial loading. **Materials**, v. 9, n. 10, 18 out. 2016.

LIN, Z.; DABAKHSH, S.; RASHID, A. Developing processing windows for powder pre-heating in electron beam melting. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 83, p. 180–191, 1 nov. 2022.

LIPPOLD, J. C. **Welding metallurgy and weldability**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2015.

LIU, B. *et al.* Investigaztion the effect of particle size distribution on processing parameters optimisation in selective laser melting process. **22nd Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF 2011**, n. mm, p. 227–238, 2011.

LU, S. L. *et al.* Massive transformation in Ti-6Al-4V additively manufactured by selective electron beam melting. **Acta Materialia**, v. 104, p. 303–311, 2016.

LYCZKOWSKA, E. *et al.* Chemical polishing of scaffolds made of Ti-6Al-7Nb alloy by additive manufacturing. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 14, n. 4, p. 586–594, 2014.

MAIZZA, G. *et al.* Micro-Macro Relationship between Microstructure, Porosity, Mechanical Properties, and Build Mode Parameters of a Selective-Electron-Beam-Melted Ti-6Al-4V Alloy. **Materials**, v. 13, n. 3, p. 646, mar. 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/ma13030646>. Acesso em: 31 jul. 2023.

MANI, M. *et al.* A review on measurement science needs for real-time control of additive manufacturing metal powder bed fusion processes. **International Journal of Production Research**, v. 55, n. 5, p. 1400–1418, 2017.

MANUALS METALS—HANDBOOKS. **Welding Fundamentals and Processes**. United States of America: ASM International, 2011. v. 22.

MARGHITU, D. B.; DIACONESCU, C. I.; CIOCIRLAN, B. O. Mechanics of Materials. **Mechanical Engineer's Handbook**, p. 119–188, 1 jan. 2001.

MARTINA, F. *et al.* Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 6, p. 1377–1386, 2012.

MARTUKANITZ, R. *et al.* Toward an integrated computational system for describing the additive manufacturing process for metallic materials. **Additive Manufacturing**, v. 1, p. 52–63, 2014.

MASUBUCHI, K. **Analysis of Welded Structures: Residual Stresses, Distortion and Their Consequences**. Unite States of America: Pergamon Press, 1980.

MENDES, N. **Manufatura aditiva por deposição a arco em leito de fluxo: prova de conceito**. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Uberlândia, 2022.

MERCELIS, P.; KRUTH, J. P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. **Rapid Prototyping Journal**, v. 12, n. 5, p. 254–265, 2006.

METAL ADDITIVE MANUFACTURING. **The inspection and quality control of metal AM parts with X-ray Computed Tomography (micro CT)**. 2021. Disponível em: <https://www.metal-am.com/articles/the-inspection-of-3d-printed-parts-with-x-ray-computed-tomography-micro-ct/>. Acesso em: 29 jul. 2023.

MILLS, K. C. **Recommended Values of Thermophysical Properties for Selected Commercial Alloys**. England: Woodhead Publishing, 2002.

MOHAMMADHOSSEINI, A. **Properties and Performance of Titanium alloy Processed by Electron Beam Melting Additive Manufacturing**. Thesis. Swinburne University of Technology, 2015.

MOHAMMADHOSSEINI, A. *et al.* A Study of Morphology of Titanium Powder Used in Electron Beam Melting. Applied Mechanics and Materials. **Anais...Trans Tech Publications**, 2014.

MORGAN, R.; SUTCLIFFE, C. J.; O'NEILL, W. Density analysis of direct metal laser re-melted 316L stainless steel cubic primitives. **Journal of Materials Science**, v. 39, n. 4, p. 1195–1205, 2004.

MORRISSEY, R. *et al.* Staircase testing of a titanium alloy in the gigacycle regime. **Materials Science and Engineering: A**, v. 787, 141363, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.141363>. Acesso em: 31 jul. 2023.

MOWER, T. M.; LONG, M. J. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials. **Materials Science and Engineering A**, v. 651, p. 198–213, 2016.

MUGHAL, M. P. *et al.* Deformation modelling in layered manufacturing of metallic parts using gas metal arc welding: Effect of process parameters. **Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering**, v. 13, n. 7, p. 1187–1204, 2005.

MUGHRABI, H.; ANTOLOVICH, S. D. A tribute to Claude Bathias – Highlights of his pioneering work in Gigacycle Fatigue. **International Journal of Fatigue**, v. 93, p. 217–223, 1 dez. 2016.

MUKHERJEE, T. *et al.* Printability of alloys for additive manufacturing. **Scientific Reports**, v. 6, p. 1–8, 2016.

MUKHERJEE, T.; ZHANG, W.; DEBROY, T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing. **Computational Materials Science**, v. 126, p. 360–372, 2017.

MUMTAZ, K.; HOPKINSON, N. Top surface and side roughness of Inconel 625 parts processed using selective laser melting. **Rapid Prototyping Journal**, v. 15, n. 2, p. 96–103, 2009.

MUMTAZ, K.; HOPKINSON, N. Selective laser melting of Inconel 625 using pulse shaping. **Rapid Prototyping Journal**, v. 16, n. 4, p. 248–257, 2010.

MURAKAMI, Y.; MATSUNAGA, H. The effect of hydrogen on fatigue properties of steels used for fuel cell system. **International Journal of Fatigue**, v. 28, n. 11, p. 1509–1520, nov. 2006.

MUZANGAZA, E. **The Effects of Titanium Ti-6Al-4V Powders Manufactured Using Electron Beam Melting (EBM) - Additive Manufacturing on Metallurgical Evaluation**. Masters by Research in Materials and Metallurgy Programme – School of Metallurgy and Materials, College of Engineering and Physical Sciences, University of Birmingham. 2018.

NANDAN, R.; DEBROY, T.; BHADESHIA, H. K. D. H. Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 53, n. 6, p. 980–1023, 2008.

NANDWANA, P. *et al.* Recyclability Study on Inconel 718 and Ti-6Al-4V Powders for Use in Electron Beam Melting. **Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science**, v. 47, n. 1, p. 754–762, 1 fev. 2016.

NARTU, M. S. K. K. Y. *et al.* Underlying factors determining grain morphologies in high-strength titanium alloys processed by additive manufacturing. **Acta Materialia**, v. 207, 116545, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.116545>. Acesso em: 31 jul. 2023.

NEIKTER, M. *et al.* Microstructural characterization and comparison of Ti-6Al-4V manufactured with different additive manufacturing processes. **Materials Characterization**, v. 143, p. 68–75, 1 set. 2018.

NGUYEN, H. D. *et al.* A critical review on additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: microstructure and mechanical properties. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 18, p. 4641–4661, 1 maio 2022.

NIINOMI, M. **Metals for Biomedical Devices**. Second Edition. United States: Elsevier, 2019.

OSIPOV, S. P. *et al.* The Nature of Metal Artifacts in X-ray Computed Tomography and Their Reduction by Optimization of Tomography Systems Parameters. **Symmetry**, v. 12, n. 5, p. 883, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/sym12050883>. Acesso em: 29 jul. 2023.

PALANIVEL, S. *et al.* Spatially dependent properties in a laser additive manufactured Ti-6Al-4V component. **Materials Science and Engineering A**, v. 654, p. 39–52, 2016.

PAO, Y. H. THEORY OF ACOUSTOELASTICITY AND ACOUSTOPLASTICITY. **Solid mechanics research for quantitative non-destructive evaluation**, p. 257–273, 1987.

PARIMI, L. L. *et al.* Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. **Materials Characterization**, v. 89, p. 102–111, mar. 2014.

PEI, Y. T.; DE HOSSON, J. T. M. Functionally graded materials produced by laser cladding. **Acta Materialia**, v. 48, n. 10, p. 2617–2624, 2000.

PESSARD, E. *et al.* Interpretation of the fatigue anisotropy of additively manufactured TA6V alloys via a fracture mechanics approach. **International Journal of Fatigue**, v. 117, p. 42–53, set. 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.013>. Acesso em: 31 jul. 2023.

PERSENOT, T. **Fatigue of Ti-6Al-4V thin parts made by electron beam melting**. These—Lyon, France: Université de Lyon, 9 maio 2019.

PETRANGELI, G. Safety Analysis Review. **Nuclear Safety**, p. 137–148, 1 jan. 2020.

PETROVIC, V.; NIÑEROLA, R. Powder recyclability in electron beam melting for aeronautical use. **Aircraft Engineering and Aerospace Technology**, v. 87, n. 2, p. 147–155, 2 mar. 2015.

POPOVA, E. *et al.* Process-Structure Linkages Using a Data Science Approach: Application to Simulated Additive Manufacturing Data. **Integrating Materials and Manufacturing Innovation**, v. 6, n. 1, p. 54–68, 2017.

PRICE, S.; COOPER, K.; CHOU, K. Evaluations of temperature measurements by near-infrared thermography in powder-based electron-beam additive manufacturing. **23rd Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF 2012**, p. 761–773, 2012.

PYTTEL, B.; SCHWERDT, D.; BERGER, C. Very high cycle fatigue - Is there a fatigue limit? **International Journal of Fatigue**, v. 33, n. 1, p. 49–58, jan. 2011.

QIU, C. *et al.* On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. **Acta Materialia**, v. 96, p. 72–79, 2015.

RAHMATI, S.; VAHABLI, E. Evaluation of analytical modeling for improvement of surface roughness of FDM test part using measurement results. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 79, n. 5–8, p. 823–829, 2015.

RAI, R. *et al.* Heat transfer and fluid flow during keyhole mode laser welding of tantalum, Ti-6Al-4V, 304L stainless steel and vanadium. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 40, n. 18, p. 5753–5766, 2007.

RAPPAZ, M. Modelling of microstructure formation in solidification processes. **International Materials Reviews**, v. 34, n. 1, p. 93–124, 1989.

REMACHE, D. *et al.* Numerical Analysis and Experimental Investigation of High Cycle Fatigue Behavior in Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy. **Buildings**, v. 13, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/buildings13082011>. Acesso em: 26/06/2023.

RIEMER, A. *et al.* On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 120, p. 15–25, 1 abr. 2014.

ROIKO, A.; MURAKAMI, Y. A design approach for components in ultralong fatigue life with step loading. **International Journal of Fatigue**, v. 41, p. 140–149, 1 ago. 2012.

RUBEN, P. M. **Study of the fatigue strength in the gigacycle regime of metallic alloys used in aeronautics and off-shore industries**. Thèse—France: l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2012.

SAKAI, T. Review and prospects for current studies on very high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use. VHCF-4 - 4th International Conference on Very High Cycle Fatigue. **Anais...**2007.

SAMES, W. J. *et al.* Effect of process control and powder quality on inconel 718 produced using electron beam melting. **8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives 2014**, p. 409–423, 2014.

SHISHKOVSKY, I. V. *et al.* Surface Laser Sintering of exothermic powder compositions: A thermal and SEM/EDX study. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 91, n. 2, p. 427–436, 2008.

SIDDIQUE, S. *et al.* Influence of process-induced microstructure and imperfections on mechanical properties of AlSi12 processed by selective laser melting. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 221, p. 205–213, 1 jul. 2015.

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

SIPPEL, J. P.; KERSCHER, E. Properties of the fine granular area and postulated models for its formation during very high cycle fatigue - a review. **Applied Sciences (Switzerland)** MDPI AG, 1 dez. 2020.

SOL, T. *et al.* Nondestructive ultrasonic evaluation of additively manufactured AlSi10Mg samples. **Additive Manufacturing**, v. 22, p. 700–707, 1 ago. 2018.

SOUNDARAPANDIYAN, G. *et al.* The effects of powder reuse on the mechanical response of electron beam additively manufactured Ti-6Al-4V parts. **Elsevier**, p. 36, 2021.

SPIERINGS, A. B.; HERRES, N.; LEVY, G. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. **Rapid Prototyping Journal**, v. 17, n. 3, p. 195–202, 2011.

SPIERINGS, A. B.; STARR, T. L.; WEGENER, K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. **Rapid Prototyping Journal**, v. 19, n. 2, p. 88–94, 2013.

SRIDHARAN, N. *et al.* Texture Evolution During Laser Direct Metal Deposition of Ti-6Al-4V. **Jom**, v. 68, n. 3, p. 772–777, 2016.

STERLING, A. J. *et al.* Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited Ti-6Al-4V. **Materials Science and Engineering: A**, v. 655, p. 100–112, 8 fev. 2016.

STRANO, G. *et al.* Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 213, n. 4, p. 589–597, 2013.

SUARD, M. **Caractérisation et Optimisation de structures treillis fabriquées par EBM**. 2015. 237 f. Tese (Doutorado) - Curso de Doctorale, Science Des Matériaux, Université Grenoble Alpes, Alpes, 2015.

SUN, S.; DURANDET, Y.; BRANDT, M. Parametric investigation of pulsed Nd: YAG laser cladding of stellite 6 on stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 194, n. 2–3, p. 225–231, 2005.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2nd ed. ed. New York: Cambridge University Press, 1998.

TANG, H. P. *et al.* Effect of Powder Reuse Times on Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V by Selective Electron Beam Melting. **JOM**, v. 67, n. 3, p. 555–563, 1 mar. 2015.

TANG, M.; PISTORIUS, P. C. Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. **International Journal of Fatigue**, v. 94, p. 192–201, 1 jan. 2017.

TEIXEIRA, M. C. C. **Comportamento do Aço DIN 34CrNiMo6 em Fadiga de Altíssimo Ciclo**. Rio de Janeiro, 2018. 96p Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia de Materiais e de Processos Químicos e Metalúrgicos, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2018. Disponível em: <https://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/35973/35973.PDF>. Acesso em: 22 fev. 2022.

TEVET, O.; YEHESEKEL, O. Quantitative Non-Destructive Evaluation (QNDE) of the Elastic Moduli of Porous Al₂O₃. **Key Engineering Materials**, v. 224–226, p. 835– 0, jun. 2002.

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

THIJS, L. *et al.* Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum. **Acta Materialia**, v. 61, n. 12, p. 4657–4668, 2013.

THIVILLON, L. *et al.* Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coatings and parts for reactors components. **Journal of Nuclear Materials**, v. 385, n. 2, p. 236–241, 2009.

VASINONTA, A.; BEUTH, J. L.; GRIFFITH, M. Process maps for predicting residual stress and melt pool size in the laser-based fabrication of thin-walled structures. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 129, n. 1, p. 101–109, 2007.

VILAR, R. *et al.* Structure of NiCrAlY coatings deposited on single-crystal alloy turbine blade material by laser cladding. **Acta Materialia**, v. 57, n. 18, p. 5292–5302, 2009.

VRANCKEN, B. *et al.* Heat treatment of Ti-6Al-4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 541, p. 177–185, 2012.

WANG, Q.; KHAN, M. K.; BATHIAS, C. Current understanding of ultra-high cycle fatigue. **Theoretical and Applied Mechanics Letters**, v. 2, n. 3, p. 031002, 1 jan. 2012.

WANG, T. *et al.* Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 632, p. 505–513, 2015.

WANG, Y. *et al.* Fatigue life prediction of additively manufactured components based on Kitagawa diagram. **International Journal of Fatigue**, v. 110, p. 1-8, 2018.

WEI, H. L.; ELMER, J. W.; DEBROY, T. Origin of grain orientation during solidification of an aluminum alloy. **Acta Materialia**, v. 115, p. 123–131, 2016.

WEI, H. L.; ELMER, J. W.; DEBROY, T. Three-dimensional modeling of grain structure evolution during welding of an aluminum alloy. **Acta Materialia**, v. 126, p. 413–425, 2017.

WEI, H. L.; MAZUMDER, J.; DEBROY, T. Evolution of solidification texture during additive manufacturing. **Scientific Reports**, v. 5, 10 nov. 2015.

XU, W. *et al.* Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition. **Acta Materialia**, v. 85, p. 74–84, 2015.

YADOLLAHI, A. *et al.* Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 644, p. 171–183, 2015.

YADOLLAHI, A.; SHAMSAEI, N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities. **International Journal of Fatigue**, v. 98, p. 14–31, 1 maio 2017.

YÁÑEZ, A. *et al.* The Influence of Dimensions and Powder Recycling on the Roughness and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Parts Fabricated by Laser Powder Bed Fusion. **Materials**, v. 15, n. 16, 1 ago. 2022.

YASA, E.; DECKERS, J.; KRUTH, J. P. The investigation of the influence of laser re-melting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts. **Rapid Prototyping Journal**, v. 17, n. 5, p. 312–327, 2011.

YEHESEKEL, O.; TEVET, O. Elastic Moduli of Transparent Ytria. **J. Am. Ceram. Soc.**, v. 82, p. 136–144, 1999.

YU, J. *et al.* Material Properties of Ti6Al4 v Parts Produced by Laser Metal Deposition. **Physics Procedia**, v. 39, p. 416–424, 2012.

WU, S.; ZHU, B.; ZHANG, M.; ZHANG, X.; FENG, P. The microstructural evolution and mechanical properties of TC11 titanium alloy fabricated by selective electron beam melting. **Materials Science and Engineering: A**, v. 574, p. 276–283, Jan. 2013.

ZHANG, Y. *et al.* Electrochemical Polishing of Additively Manufactured Ti–6Al–4V Alloy. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 55, p. 23–30, fev. 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.01.016>. Acesso em: 31 jul. 2023.

ZHAI, Y.; GALARRAGA, H.; LADOS, D. A. Microstructure Evolution, Tensile Properties, and Fatigue Damage Mechanisms in Ti-6Al-4V Alloys Fabricated by Two Additive Manufacturing Techniques. **Procedia Engineering**, v. 114, p. 658–666, 2015.

ZHAO, X. *et al.* The effect of hot isostatic pressing on crack healing, microstructure, mechanical properties of Rene88DT superalloy prepared by laser solid forming. **Materials Science and Engineering A**, v. 504, n. 1–2, p. 129–134, 2009.

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