

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA

JULIANA FERREIRA BARBIERI

**Efeitos anisotrópicos na plasticidade e fratura na liga Ti-
6Al-4V produzida por manufatura aditiva**

São Paulo

2022

JULIANA FERREIRA BARBIERI

Efeitos anisotrópicos na plasticidade e fratura na liga Ti-6Al-4V produzida por manufatura aditiva

Versão Corrigida

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

Área de Concentração: Engenharia Mecânica de Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Marcílio Alves

Co-orientador: Prof. Dr. Rafael Celeghini Santiago

São Paulo

2022

FICHA CATALOGRÁFICA

Barbieri, Juliana Ferreira

Efeitos anisotrópicos na plasticidade e fratura na liga Ti-6Al-4V produzida por manufatura aditiva/ Barbieri. -- versão corrigida -- São Paulo, 2022.

111 p.

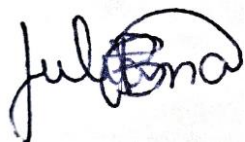
Monografia qualificação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos.

1.Manufatura Aditiva 2.Derretimento por Feixe de Elétrons 3.liga de Titânio 4.simulação 5.critério de falha de Johnson Cook 6.anisotropia. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos II.t.

Autorizo a reprodução e/ou divulgação total ou parcial da presente obra, por qualquer meio convencional ou eletrônico, desde que citada a fonte. – A autora.

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

São Paulo, 9 de Agosto de 2022



Assinatura da autora: _____



Assinatura do orientador: _____

RESUMO

A utilização de manufatura aditiva (MA) é crescente em diversas aplicações, como aeroespacial, médica, energia, naval e automotiva. Atualmente, esta tecnologia é capaz de produzir peças complexas, em diferentes escalas e diversos materiais (por exemplo ligas metálicas e polímeros). Este trabalho tem como objetivo avaliar efeitos anisotrópicos nas propriedades mecânicas de uma liga de titânio fabricada por manufatura aditiva através da caracterização mecânica e modelagem computacional. Para isso, amostras de Ti-6Al-4V foram fabricadas utilizando a técnica Fusão por Feixe de Elétrons (EBM) em diferentes orientações de deposição, a fim de avaliar efeitos de anisotropia. As amostras foram caracterizadas em ensaios uniaxiais de tração utilizando *Digital Image Correlation*, de forma a obter parâmetros elasto-plásticos do comportamento mecânico do material. Os ensaios de fratura e o cálculo da resistência à fratura linear-elástica (K_{IC}) foram realizados com base na norma ASTM E399-17. Foi observada as propriedades mecânicas clássicas e suas variações com relação a orientação de impressão. Dessa forma, o material apresentou um comportamento anisotrópico mais evidente na deformação de ruptura. Com relação as simulações numéricas, o modelo de plasticidade de Johnson-Cook se aproximou mais da curva experimental em comparação ao modelo de escoamento anisotrópico, porém os dois modelos são adequados para representar o comportamento plástico da liga. Por fim, os resultados numéricos apresentaram uma boa correlação com os resultados experimentais em termos de carregamento necessário para falha. Desta forma, o levantamento das propriedades mecânicas e resistência a fratura da liga Ti-6Al-4V fabricada via EBM, possibilitou a obtenção de um conjunto de parâmetros constitutivos do material capaz de representá-lo em ambiente numérico. Além disso, este trabalho também sugere uma metodologia que pode ser aplicada para previsão de falha em diferentes materiais metálicos.

Palavras-chave: Manufatura Aditiva, Derretimento por Feixe de Elétrons, liga de Titânio, simulação, critério de falha de Johnson Cook, anisotropia.

ABSTRACT

The search for the use of Additive Manufacturing (AM) is growing in several applications, such as aerospace, medical, energy, naval and automotive. Nowadays, this technology is capable of producing complex parts on different scales and materials. This project objective is to analyze possible anisotropic effects in mechanical properties of a titanium alloy produced by additive manufacturing through mechanical characterization and computational modeling. For this, specimens of Ti-6Al-4V were manufactured using the technique of Electron Beam Melting (EBM) in different directions of material deposition. The material is going to be characterized in uniaxial tensile tests using Digital Image Correlation, to obtain elastoplastic parameters of the material's mechanical behavior. Characterization of linear-elastic fracture toughness (K_{Ic}) is also going to be performed based on ASTM E399-17. The classical mechanical properties and their variations concerning print orientation were observed. Thus, the material presented a more evident anisotropic behavior in the rupture deformation. Regarding the numerical simulations, the Johnson-Cook plasticity model was closer to the experimental curve compared to the anisotropic yielding model, but both models are adequate to represent the plastic behavior of the Ti-6Al-4V alloy. Finally, the numerical results obtained had a good correlation with the experimental results in terms of the load required for failure. In this way, the research of the mechanical properties and fracture toughness of the Ti-6Al-4V alloy manufactured via EBM made it possible to obtain a set of constitutive parameters of the material capable of representing it in a numerical environment. In addition, this work also suggests a methodology that can be applied to predict failure in different metallic materials.

Keywords: Additive Manufacturing, Eletron Beam Melting, Titanium alloy, simulation, anisotropy, Johnson-Cook failure criterion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – a) Pás do motor GE9X feitas por impressão 3D. b) copo acetabular para implantes feito por impressão 3D.	20
Figura 2 – Fluxograma do projeto.....	21
Figura 3 – A esquerda ilustração da estrutura cristalina hexagonal compacta, e a direita estrutura cristalina cúbica de corpo centrado.	23
Figura 4 – diagrama de fase para a Ti-6Al com variação da porcentagem do elemento Vanádio.....	24
Figura 5 – Resfriamento na região da fase β da Ti-6Al-4V mostrado com microscopia de alta temperatura.	26
Figura 6 – Microestrutura da Ti-6Al-4V depois de resfriamento lento (50°C/h) na coluna à esquerda, e à direita após resfriamento rápido, com temperaturas iniciais de 1050°, 800° e 650°.	26
Figura 7 – Microestruturas equiaxiais da Ti-6Al-4V feitas por recristalização: a) equiaxial fina; b) equiaxial grossa; c,d) bimodais.	27
Figura 8 – Caminho de resfriamento e taxas de resfriamento críticas para formação da microestrutura Ti-6Al-4V em Processo EBM com temperatura da câmara de 650 °C. Transformações microestruturais que ocorrem em cada estágio também são mostradas.	30
Figura 9 – Exemplo de Ensaio de Formatação de Linha Única aplicado ao Processo de SLM.	31
Figura 10 – Porosidade Observada no Processo de Fusão por Feixes de Elétons: (a) Poros Devido a Fusão Incompleta; (b) Poro Gerado por Aprisionamento de Gás.....	32
Figura 11 – Definição do eixo de coordenadas do estado de tensão na frente da ponta de trinca.....	34
Figura 12 – Os três modos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca.....	35
Figura 13 – Evolução de dano baseada em deslocamento plástico linear.	37
Figura 14 – Mecanismos de coalescimento das microcavidades: (a) Ruptura normal, (b) ruptura por cisalhamento e (c) ruptura por rasgamento.	39
Figura 15 – Microcavidades resultantes de ruptura normal.....	40
Figura 16 – Superfície de Fratura frágil facetada devido à clivagem.....	40

Figura 17 – a) Esquema de elemento finito 3D. b) Gráfico genérico com a solução exata de uma equação e a solução aproximada por elementos finitos.	45
Figura 18 — Distribuição de tamanho de partícula do pó Ti-6Al-4V.....	49
Figura 19 – a) Desenho esquemático de uma máquina EBM.	50
Figura 20 – Fases do Processo de EBM.....	52
Figura 21 – a) Equipamento Arcam Q10 de impressão 3D via EBM. b) câmara de construção da Arcam Q10.....	52
Figura 22 — Referencial X,Y,Z com origem na Plataforma de impressão.	53
Figura 23 – Estratégia de Impressão “ <i>Contour and Hatching</i> ” do fabricante.....	54
Figura 24 – a) Vista Frontal; b) Vista Lateral do CDP Padrão.	56
Figura 25 – a) Vista Lateral dos Espécimes Padrão Retangular na plataforma de construção. b) Vista 3D dos espécimes Padrão Retangular na plataforma de construção.....	56
Figura 26 – Corpo de prova padrão com estrutura de suporte acoplada.	57
Figura 27 – Amostras de Ti-6Al-4V obtidas por EBM nas orientações de impressão (a) 0°, (b) 45°, (c) 60° e (d) 90°.....	57
Figura 28 – Equipamento de Ensaio Universal: INSTRON 3369 Utilizados para Ensaios de Tração.....	59
Figura 29 – a) Ensaio de tração com o sistema de DIC acoplado, b) espécime fraturado com <i>speckle-pattern</i> e c) <i>clip-gage</i> conectado ao espécime.....	60
Figura 30 – MEV JSM-6010LA.....	61
Figura 31 – Diagramas de tensão x deformação convencional e real para um material dúctil.	62
Figura 32 – Espécimes fraturados com orientação de impressão (a) 0°, (b) 45°, (c) 60° e (d) 90°.....	63
Figura 33 – Imagens de MEV da superfície de fratura do espécime P001. (a) baixo e (b) médio e (c) alto aumento.	64
Figura 34 – Curvas tensão x deformação dos espécimes nas direções: a) 0°, b) 45°, c) 60° e d) 90°.....	65
Figura 35 – curvas tensão x deformação para os espécimes P001, P451, P601, P901.....	66

Figura 36 – Ilustração do comportamento da microestrutura da Ti6Al4V produzida por MA que é submetida às cargas de tração aplicadas ao longo das direções (a) 0° e (b) 90°.	67
Figura 37 – Comprimento longitudinal dos entalhes: d = (a) 0,5 mm; (b) 5 mm; (c) 8 mm e (d) 11 mm. As regiões em vermelho são os entalhes do espécime C(T).	73
Figura 38 – a) Vista Frontal e (b) Vista Lateral do CDP compacto escolhido.	73
Figura 39 – a) Vista Lateral dos espécimes C(T) na plataforma de construção. b) Vista 3D dos espécimes na plataforma de construção.	74
Figura 40 – espécimes C(T) <i>as-built</i> com as estruturas de sustentação.	74
Figura 41 – espécimes C(T) impressos via EBM.	75
Figura 42 – a) Vista frontal e b) vista 3D da peça de encaixe.	75
Figura 43 – a) <i>Set-up</i> para os ensaios de fratura em baixas taxas de deformação. b) <i>Clip-gage</i> conectado as peças de encaixe.	76
Figura 44 – CDP compacto C(T), proporções e tolerâncias padronizadas.	77
Figura 45 – Ensaio de fratura do espécime CT451: a) antes da falha e (b) durante a propagação da trinca.	78
Figura 46 – Espécimes após ensaios de fratura.	79
Figura 47 – curvas deslocamento (mm) x carregamento (kN) resultante dos ensaios de fratura.	80
Figura 48 – curvas deslocamento (mm) x carregamento (kN) dos espécimes CT004, CT452, CT604 e CT901.	81
Figura 49 – diagrama ilustrativo mostrando as etapas de pré-processamento, processamento e pós-processamento do software Abaqus.	84
Figura 50 – Gráfico de sensibilidade de malha CDP de tração Padrão.	85
Figura 51 – Ensaio de tração simulado com o CDP Padrão. a) elemento com tamanho médio de 1,6 mm. b) elemento com tamanho médio de 1,2 mm.	86
Figura 52 – Gráfico de sensibilidade de malha no espécime C(T).	87
Figura 53 – Tamanho médio do elemento a) 0,2 mm e b) 0,6 mm.	88
Figura 54 – Simulação do CDP C(T) após a falha. Tamanho médio do elemento a) 0,6mm; b) 0,5mm; c) 0,4mm; d) 0,3mm; e) 0,2mm; f) 0,18mm; g) 0,16mm.	88

Figura 55 – CDP C(T) com $d=5\text{mm}$ e malha de tamanho de $0,2\text{mm}$ na região frontal à ponta do entalhe.....	89
Figura 56 – Orientação relativa do material.....	91
Figura 57 – Campo de deformações do espécime padrão na orientação 0° : a) resultados obtidos via DIC, (b) através do critério Hill48 e (c) utilizando o modelo de JC.....	92
Figura 58 – Campo de deformações do espécime padrão na orientação 45° : a) resultados obtidos via DIC, (b) através do critério Hill48 e (c) utilizando o modelo de JC.....	92
Figura 59 – Campo de deformações do espécime padrão na orientação 60° : a) resultados obtidos via DIC, (b) através do critério Hill48 e (c) utilizando o modelo de JC.....	92
Figura 60 – Campo de Deformações do espécime padrão na orientação 90° : a) resultados obtidos via DIC, (b) através do critério Hill48 e (c) utilizando o modelo de JC.....	93
Figura 61 – Modelo elasto-plástico de Johnson-Cook e do critério de escoamento anisotrópico Hill48 em relação as curvas experimentais.....	94
Figura 62 – Espécimes após a falha experimental e numérica: a) CT002 após ensaio de fratura, (b) CT00 simulado com o modelo de JC e (c) CT00 simulado com o critério Hill48.....	95
Figura 63 – Espécimes após a falha experimental e numérica: a) CT451 após ensaio de fratura, (b) CT45 simulado com o modelo de JC e (c) CT45 simulado com o critério Hill48.....	95
Figura 64 – Espécimes após a falha experimental e numérica: a) CT451 após ensaio de fratura, (b) CT60 simulado com o modelo de JC e (c) CT60 simulado com o critério Hill48.....	95
Figura 65 – Espécimes após a falha experimental e numérica: a) CT901 após ensaio de fratura, (b) CT90 simulado com o modelo de JC e (c) CT90 simulado com o critério Hill48.....	95

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparação entre Optomec 750 (DED), Realizer SLM50 (SLM) e Arcam S12 (EBM).....	29
Tabela 2 – Composição Química do Pó da Liga Ti-6Al-4V Grade 5.	49
Tabela 3 – Parâmetros de Impressão utilizados no processo de EBM.	53
Tabela 4 – Especificações do pó da ligaTi-6Al-4V utilizado no processo de EBM.	53
Tabela 5 – Corpos de Prova impressos via EBM com relação as orientações de impressão.....	58
Tabela 6 – Propriedades mecânicas para cada orientação de impressão.	65
Tabela 7 – Propriedades de tração para peças Ti6Al4V construídas com EBM, fundição e forjamento.	67
Tabela 8– Parâmetros elasto-plásticos de Johnson-Cook	69
Tabela 9 – razões de escoamento anisotrópicas experimentais.	69
Tabela 10 – razões de escoamento anisotrópicas HILL48.....	70
Tabela 11 – corpos de prova C(T) impressos via EBM com relação a orientação de impressão.....	74
Tabela 12 – Valores de K_{Ic} experimentais de acordo com a orientação de impressão.....	81
Tabela 13 – Comparação de resistência a fratura de espécimes (Ti64) impressos por EBM, forjados, fundidos, e com tratamento térmico-mecânico (PIQ).....	82
Tabela 14 – Variáveis analisadas no estudo de convergência de malha.	85
Tabela 15 – Variáveis analisadas no estudo de convergência de malha para o espécime C(T).....	86
Tabela 16 – Parâmetros do modelo elasto-plástico e do critério de dano de Johnson-Cook.	90
Tabela 17 – Valores de K_{Ic} experimentais de acordo com a orientação de impressão.....	96

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
CAD	<i>Computer Aided Design</i>
CAE	<i>Computer Aided Engineering</i>
CDP	Corpo de Prova
CFRP	<i>Carbon Fiber Reinforced Polymer</i> (Polímeros Reforçados com Fibra de Carbono)
CTI	Centro de Tecnologia Renato Archer
DED	<i>Directed Energy Deposition</i> (Deposição por Energia Direcionada)
DIC	<i>Digital Image Correlation</i> (Correlação Digital de Imagens)
EBM	<i>Electron Beam Melting</i> (Fusão por Feixe de Elétrons)
FDM	<i>Fused Deposition Modelling</i>
JC	Johnson-Cook
k	Quilo
LENS	<i>Laser Engineered Net Shaping</i> (Modelagem de Rede Projetada a Laser)
MA	Manufatura Aditiva
MEF	Método dos Elementos Finitos
mm	Milímetros
m	Metros
MPa	Mega Pascal
N	Newton
POLI	Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
s	Segundos
SLM	<i>Selected Laser Melting</i> (Derretimento Seletivo a Laser)
SLS	Sinterização Seletiva a Laser
USP	Universidade de São Paulo
W	Watts

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Fase alfa
β	Fase beta
$\alpha+\beta$	Fase bifásica alfa mais beta
$T\beta$	Temperatura de transição (°C)
K_{Ic}	Resistência à Fratura Linear-Elástica para o modo I de abertura de trinca ($MPa\sqrt{m}$)
ε_e	Deformação equivalente (mm/mm)
x, y, z	Base de coordenadas global
1,2,3	Base de coordenadas local
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Deformações nas direções 1,2, 3 (mm/mm)
ε_f	Deformação na ruptura (mm/mm)
	Módulo
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões principais (MPa)
σ_Y	Tensão de escoamento (MPa)
σ	Tensão geral (MPa)
ε_p	Deformação plástica (mm/mm)
$\dot{\varepsilon}_0$	Taxa de deformação de referência sob condições quase estáticas (s^{-1})
T, T_r, T_m	Temperatura de ensaio, de referência, e de fusão (°C)
A, B, C, F e G	Parâmetros do modelo de Johnson Cook
H_1, H_2, H_3, H_4 e H_5	Parâmetros constitutivos do material
D	Dano geral
D_{cr}	Valor crítico de dano
\int	Integral
σ_{ij}	Tensor de tensões (MPa)
k	Constante
r	Vetor raio de coordenadas polares
f_{ij}	Função adimensional de θ

θ	Ângulo de coordenadas polares
K	Intensidade de Tensão ($\text{MPa}\sqrt{m}$)
K_I	Intensidade de Tensão no modo I ($\text{MPa}\sqrt{m}$)
$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \tau_{xy}, \sigma_{zz}$	Tensões nas direções xx, yy, xy, zz (MPa)
ν	Coeficiente de Poisson
μ	Módulo de cisalhamento
K_c	Tenacidade à Fratura ($\text{MPa}\sqrt{m}$)
\bar{u}_f^{pl}	Deslocamento plástico efetivo no ponto de falha (mm)
$(\dot{\quad})$ ou $\frac{d}{dt}, (\ddot{\quad})$	Primeira derivada, segunda derivada
\dot{d}	Taxa de dano
$\dot{\bar{\epsilon}}^{pl}$	Taxa de deformação plástica equivalente (s^{-1})
L	Comprimento característico do elemento
$\dot{\bar{u}}^{pl}$	Taxa de deslocamento plástico efetivo (mm/s)
t	Tempo (s)
Δt	Incremento de tempo (s)
$[K]$	Matriz de rigidez (N/mm)
$[M]$	Matriz de massa (Kg)
n	Número do passo
$\{D\}, \{\dot{D}\}, \{\ddot{D}\}$	Vetor de deslocamento (mm), vetor velocidade (mm/s), vetor aceleração (mm/s^2)
$[C]$	Matriz de amortecimento
$\{R^{int}\}, \{R^{ext}\}$	Vetor de reações da estrutura, vetor de forças externas
γ, ϵ	Fatores de estabilidade numérica

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	18
1.1	ANISOTROPIA EM METAIS	18
1.2	MANUFATURA ADITIVA: UMA NOVA FORMA DE FABRICAÇÃO ...	18
1.3	OBJETIVO PRINCIPAL.....	20
1.4	VISÃO GERAL DA DISSERTAÇÃO.....	21
2.	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	22
2.1	METAIS: A LIGA DE TITÂNIO	23
2.1.1	ESTRUTURA CRISTALINA DAS LIGAS DE TITÂNIO	23
2.1.2	CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE TITÂNIO	24
2.1.3	MICROESTRUTURA DA TI-6Al-4V	25
2.2	MANUFATURA ADITIVA DE MATERIAIS METÁLICOS.....	28
2.2.1	EBM NA PERSPECTIVA DE TRATAMENTO TÉRMICO NO MATERIAL.....	29
2.2.2	POROSIDADE E RUGOSIDADE SUPERFICIAL DA MANUFATURA ADITIVA.....	30
2.3	FUNDAMENTOS DA MECÂNICA DA FRATURA.....	33
2.3.1	MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA.....	33
2.3.2	O EFEITO DAS TRINCAS NA RESISTÊNCIA DO MATERIAL ...	35
2.3.3	RESISTÊNCIA À FRATURA LINEAR ELÁSTICA K_{Ic}	36
2.4	TEORIA DE DANO BASEADA EM DESLOCAMENTO PLÁSTICO LINEAR	37
2.5	ANÁLISE DE FALHA.....	38
2.5.1	FRATURA DÚCTIL.....	39
2.5.2	FRATURA FRÁGIL.....	40
2.6	MODELO DE PLASTICIDADE DE JOHNSON-COOK.....	41
2.7	CRITÉRIO DE DANO DE JOHNSON-COOK.....	42
2.8	CRITÉRIO DE ESCOAMENTO ANISOTRÓPICO HILL48.....	43
2.9	SIMULAÇÃO NUMÉRICA: MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS... 44	
2.9.1	INTEGRAÇÃO NUMÉRICA DIRETA.....	45
2.9.1.1	INTEGRAÇÃO IMPLÍCITA	46
2.9.1.2	INTEGRAÇÃO EXPLÍCITA	47
3.	MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO	48
3.1	SÍNTESE E PROPRIEDADES DA LIGA Ti-6Al-4V EM PÓ.....	49
3.2	MÉTODO DE FABRICAÇÃO	50

4.	CARACTERIZAÇÃO ELASTO-PLÁSTICA	55
4.1	METODOLOGIA.....	55
4.1.1	CORPO DE PROVA PARA ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	55
4.1.2	APARATO EXPERIMENTAL	58
4.1.3	ANÁLISE DE DADOS.....	61
4.2	RESULTADOS PARCIAIS E DISCUSSÕES.....	63
4.2.1	ESPÉCIMES APÓS ENSAIOS DE TRAÇÃO	63
4.2.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS E ANISOTROPIA	64
4.2.3	LEVANTAMENTO DE PARÂMETROS CONSTITUTIVOS.....	68
4.2.3.1	CÁLCULO DOS PARÂMETROS DE JOHNSON-COOK	68
4.2.3.2	CÁLCULO DOS PARÂMETROS DE HILL48	69
5.	CARACTERIZAÇÃO À FRATURA.....	71
5.1	METODOLOGIA.....	72
5.1.1	CORPO DE PROVA PARA ENSAIOS DE FRATURA.....	72
5.1.2	APARATO EXPERIMENTAL	75
5.2	ANÁLISE DE DADOS	76
5.3	RESULTADOS PRELIMINARES E DISCUSSÃO	78
5.3.1	ESPÉCIMES APÓS ENSAIOS DE FRATURA	78
5.3.2	LEVANTAMENTO DE CURVAS CARREGAMENTO X DESLOCAMENTO.....	79
5.3.3	EFEITOS ANISOTRÓPICOS NA RESISTÊNCIA A FRATURA LINEAR-ELÁSTICA	81
6.	MODELAGEM NUMÉRICA.....	83
6.1	DESCRIÇÃO DO MODELO NUMÉRICO.....	83
6.1.1	SOFTWARE DE SIMULAÇÃO	83
6.1.2	ESTUDO DE SENSIBILIDADE DE MALHA.....	84
6.1.2.1	CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO PADRÃO.....	84
6.1.2.2	CORPO DE PROVA C(T)	86
6.2	VALIDAÇÃO DE PARÂMETROS CONSTITUTIVOS.....	90
7.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	91
8.	CONCLUSÕES.....	97
9.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	99
	ANEXO 1 – DESENHOS TÉCNICOS DOS ESPÉCIMES E DA PEÇA DE ENCAIXE.....	105
	ANEXO 2 – INVESTIGAÇÃO DA GEOMETRIA IDEAL PARA O ESPÉCIME CT	

1. INTRODUÇÃO

1.1 ANISOTROPIA EM METAIS

A anisotropia é um fenômeno no qual as propriedades de um material variam dependendo da direção na qual são medidas. Essa direcionalidade não é aplicável para propriedades volumétricas como calor específico e densidade, mas todos os demais tipos de comportamento são suscetíveis à anisotropia. No caso dos metais, os importantes aspectos de anisotropia são os relativos às propriedades mecânicas e magnéticas. Dependendo da utilização do componente ou material, a anisotropia não é necessariamente uma propriedade indesejável, ao contrário. É desejável, por exemplo, em ligas metálicas destinadas à estampagem. Por outro lado, se for o caso de barras de aço para aplicações mecânicas mais exigentes, elas devem possuir uma anisotropia reduzida e por isso são classificadas com qualidade especial (SQB).

No caso da Manufatura Aditiva (MA), é conhecido que existe uma anisotropia significativa nas propriedades mecânicas e a fadiga, que podem ser provenientes de defeitos internos e poros e/ou da anisotropia microestrutural (por exemplo, direção do crescimento dos grãos) [1]. Por isso, há um esforço dos pesquisadores para entender a conexão entre defeitos internos e anisotropia microestrutural e propriedades mecânicas macroscópicas [2–4].

1.2 MANUFATURA ADITIVA: UMA NOVA FORMA DE FABRICAÇÃO

A Quarta Revolução Industrial é uma expressão que engloba tecnologias de ponta para automação e controle industrial, utilizando conceitos de Sistemas ciber-físicos, “Internet das Coisas” e serviços internos da empresa na “Nuvem” [5]. Estas novas tecnologias trazem inúmeras oportunidades para o aumento de produtividade de processos. Neste cenário, emerge um tipo inovador de fabricação, a Manufatura aditiva ou impressão tridimensional (3D). O termo “manufatura aditiva” faz referência a tecnologias que desenvolvem objetos 3D camada por camada. A MA é explorada desde 1981 e vem sendo utilizada para

otimizar linhas de produção de componentes com estruturas complexas. Isso por que suas principais vantagens são: redução do tempo de desenvolvimento do produto, diminuição do desperdício de material, redução de custos de ferramentais e simplificação da linha de produção [6].

Os processos de MA incluem uma grande variedade de métodos de manufatura. Com respeito a fabricação de estruturas metálicas densas, as técnicas mais empregadas que utilizam como matéria prima pó metálico são: Deposição por Energia Direcionada (DED), Derretimento Seletivo a Laser (SLM) e Fusão por Feixe de Elétrons (EBM - *Electron Beam Melting*).

No tocante de técnicas de impressão 3D para materiais metálicos, a técnica EBM é um processo aditivo que promove a fusão de pós metálicos utilizando um feixe de elétrons de alta energia ($\approx 1 - 10$ kW). Este método possui isolamento térmico por meio de vácuo, sendo um aspecto vantajoso devido a necessidade de alcançar elevadas temperaturas para fusão do material. É um processo capaz de gerar peças com boa densidade se comparado com outros métodos de impressão 3D, fato que realça a sua utilização na produção de geometrias complexas feitas com materiais de alta qualidade.

A impressão com EBM é empregada para produção de amostras neste trabalho pelo Centro de Tecnologia da Informação Renato Archer (CTI). Vale ressaltar que, no Brasil, o CTI é uma referência brasileira na fabricação de peças em ligas de titânio pelo método de EBM [7].

Por exemplo, a GE Aviation utiliza o EBM para produzir pás de turbinas com pó de alumineto de Titânio para o motor a jato GE9X, possibilitando uma redução de 50% no peso desses componentes (Figura 1a). Na indústria biomédica, o EBM é utilizado desde 2007 para produzir implantes e próteses, como por exemplo implantes cranianos, prótese dentária fixa e copo acetabular para implante de quadril (Figura 1b), comumente utilizando a liga Ti-6Al-4V como matéria prima [8,9].

Figura 1 – a) Pás do motor GE9X feitas por impressão 3D. b) copo acetabular para implantes feito por impressão 3D.



Fonte: [8,10].

Assim como qualquer tecnologia em desenvolvimento, a manufatura aditiva apresenta desafios para sua inserção no contexto industrial. A MA em metais requer máquinas de impressão e pós metálicos, ambos de alto custo. Para produção industrial ainda é um desafio a repetibilidade e escalabilidade, combinado com uma limitada variedade de matéria prima metálica disponível em larga escala comercial. Também existe deficiência de mão-de-obra especializada, necessidade de pós-processamento devido a rugosidade superficial (acabamento), a tensões residuais e as estruturas de suporte, anisotropia das propriedades mecânicas relacionada a diferentes orientações de impressão [11].

Além de que, para equipamentos de fabricação por MA, um dos desafios é o reconhecimento da influência da anisotropia nas propriedades mecânicas e na tenacidade a fratura da estrutura impressa, o que demanda maiores estudos [12–14]. Por isso, os efeitos da anisotropia devido a diferentes orientações de impressão são analisados no presente trabalho, com enfoque no seu comportamento na falha através do cálculo da resistência à fratura K_{Ic} no modo I de carregamento, visando contribuir no estudo da Mecânica da Fratura para a liga Ti-6Al-4V fabricadas por EBM.

1.3 OBJETIVO PRINCIPAL

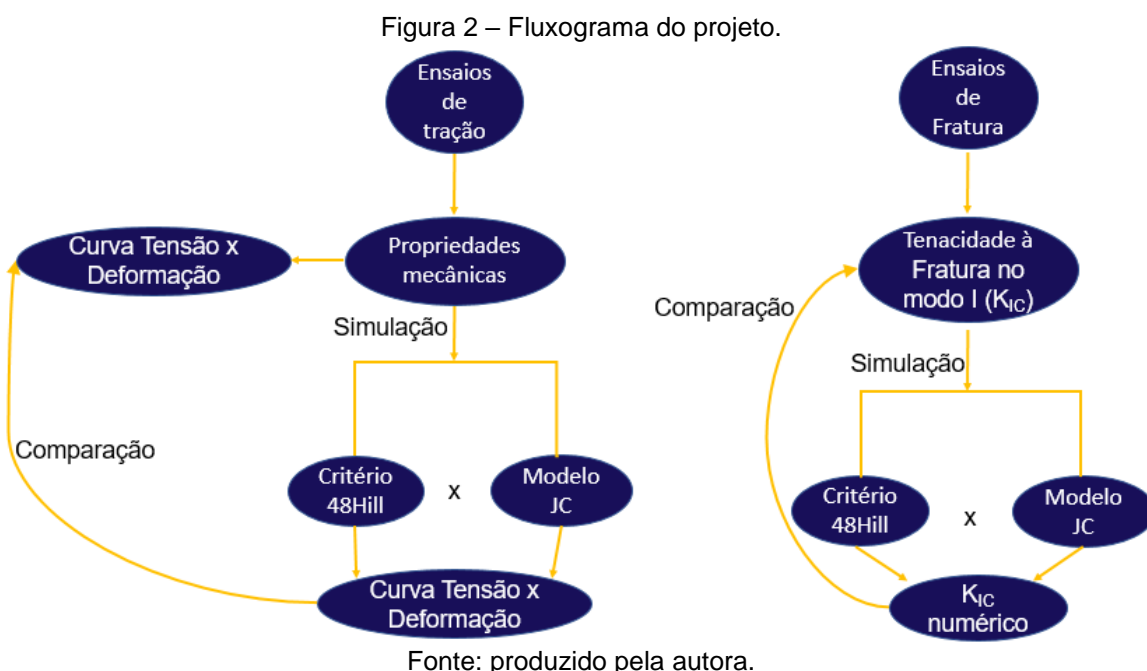
Proposição de procedimento para caracterização mecânica e a fratura da liga Ti-6Al-4V fabricada por Fusão por Feixe de Elétrons.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Usando a abordagem da mecânica da fratura, busca-se avaliar os seguintes pontos:

1. Caracterização elasto-plástica por meio de ensaios de tração;
2. Levantamento da curva tensão x deformação real da liga para as orientações de impressão 0°, 45°, 60° e 90°;
3. Proposição de corpo de prova compacto para análise de fratura do material;
4. Caracterização do comportamento da Ti-6Al-4V a fratura;
5. Modelagem numérica da caracterização mecânica e fratura do material.

Na Figura 2 é possível observar o fluxograma com as etapas do projeto:



1.4 VISÃO GERAL DA DISSERTAÇÃO

No capítulo 2 é mostrada a fundamentação teórica dos temas abordados nesta dissertação, como a microestrutura da liga Ti-6Al-4V, propriedades mecânicas da liga, fundamentos da manufatura aditiva, fundamentos da Mecânica da Fatura Linear Elástica, critérios de falha e Método dos Elementos Finitos.

No capítulo 3 é descrito o método de fabricação de peças pelo processo de Derretimento por Feixe de Elétrons (EBM), utilizando como matéria prima o pó de Ti-6Al-4V.

No capítulo 4 consta detalhes dos espécimes que foram utilizados neste projeto, como geometria e quantidade, bem como os ensaios de tração que foram realizados para a caracterização mecânica. Também foi realizada uma discussão sobre as propriedades mecânicas obtidas experimentalmente.

No capítulo 5 é detalhada a caracterização à falha da liga Ti-6Al-4V, como os corpos de prova utilizados, metodologia do ensaio de fratura e obtenção da Resistência à Fratura Linear Elástica (K_{Ic}).

No capítulo 6 é apresentado o modelo numérico, no qual foi utilizado os parâmetros obtidos experimentalmente. Foi detalhada a simulação numérica explícita quase-estática dos ensaios de fratura e a simulação dos ensaios de tração. Dessa forma, no capítulo 7 são comparados e discutidos os resultados experimentais com os resultados obtidos numericamente. Por fim, o capítulo 8 resume as conclusões obtidas deste trabalho.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Para este trabalho foi realizada uma revisão bibliográfica sobre a liga de Ti-6Al-4V, a Mecânica da Fratura Linear-Elástica, Análise de Elementos Finitos, e o processo de Fusão por Feixe de Elétrons, especificamente os efeitos anisotrópicos na liga Ti-6Al-4V devido ao processo de MA. Esta etapa é crucial, pois, serve de orientação para a análise e interpretação dos dados coletados para a pesquisa, uma vez que estes devem ser interpretados à luz do referencial teórico já existente. Dessa forma, neste capítulo a apresentação dos tópicos foi feita de maneira resumida, para mais detalhes podem ser consultadas as referências clássicas: [3,14,16–19].

2.1 METAIS: A LIGA DE TITÂNIO

As propriedades dos metais são essencialmente baseadas na ligação metálica dos átomos na estrutura cristalina. Isso significa que os elétrons de valência livres na rede resultam em propriedades "metálicas" clássicas, como condutividade elétrica e deformação plástica por deslizamento atômico [12].

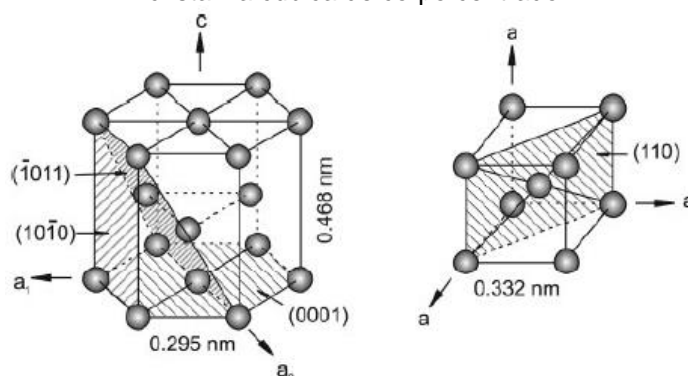
As ligas metálicas são formadas por incorporação de átomos de impureza na rede cristalina, com a consequência de aumento de dureza e resistência, bem como ductilidade reduzida. As ligas de titânio se destacam principalmente por duas propriedades: alta resistência mecânica e excelente resistência à corrosão. Isso também explica seu uso preferencial no setor aeroespacial, na indústria química, na engenharia médica [15].

2.1.1 ESTRUTURA CRISTALINA DAS LIGAS DE TITÂNIO

A transformação completa de uma em outra estrutura cristalina é chamada de transformação alotrópica; a respectiva temperatura de transformação é chamada de temperatura de transição.

O titânio puro (Ti), assim como a maioria das ligas de titânio, cristaliza em baixas temperaturas em uma estrutura hexagonal compacta (HC), chamada de fase α . Porém quando a temperatura de transição é atingida, a estrutura cristalina transforma-se em estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e é referida como fase β , sendo mais estável que a fase α em altas temperaturas, como pode ser observado na Figura 3 [17].

Figura 3 – A esquerda ilustração da estrutura cristalina hexagonal compacta, e a direita estrutura cristalina cúbica de corpo centrado.

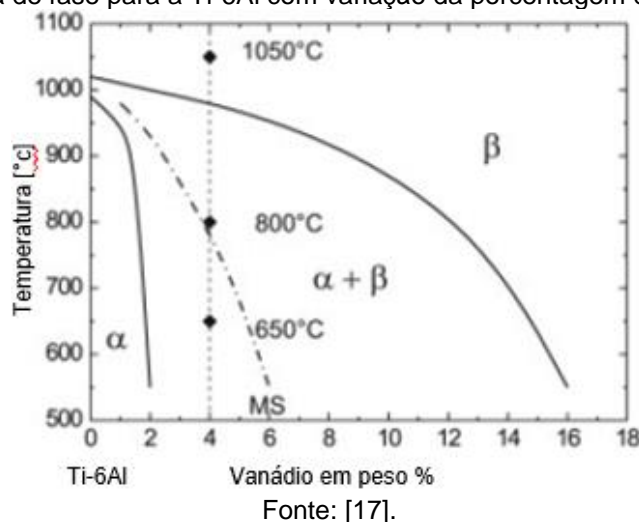


Fonte: [17].

2.1.2 CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE TITÂNIO

Dependendo de sua influência na Temperatura Beta de Transição (T_β), os elementos de liga do titânio são classificados como neutros, estabilizadores β ou estabilizadores α . No primeiro caso, os elementos mudam o campo da fase beta para temperaturas mais baixas no diagrama de fase da liga. Enquanto que no segundo caso, os elementos de estabilização alfa estendem o campo da fase alfa para temperaturas mais altas e desenvolvem uma fase $\alpha+\beta$. Na figura abaixo, (Figura 4) é possível observar o diagrama de fase para a Ti-6Al com variação da porcentagem do elemento Vanádio no peso da liga [17].

Figura 4 – diagrama de fase para a Ti-6Al com variação da porcentagem do elemento Vanádio.



Entre os estabilizadores alfa, o alumínio (Al) é o elemento de liga mais importante do titânio. Os elementos intersticiais oxigênio (O), nitrogênio (N) e carbono (C) também pertencem a essa categoria. Os elementos de estabilização β são subdivididos em elementos β -isomorfo e β -eutético. Destes, os elementos β -isomorfos são mais importantes devido à sua alta solubilidade em Titânio, e.g. Molibdênio (Mo), Vanádio (V) e Tântalo (Ta) [17].

Deste modo, as ligas de titânio são classificadas de acordo com a influência de seus elementos de liga nas fases α e β . A Ti-6Al-4V possui Alumínio e Vanádio, portanto, as fases microestruturais α e β coexistem à temperatura ambiente e ela é classificada como uma liga $\alpha+\beta$.

As ligas $\alpha + \beta$ combinam a resistência das ligas α com a ductilidade das ligas β . A Ti-6Al-4V é amplamente utilizada, mais de 50% das ligas de Titânio em

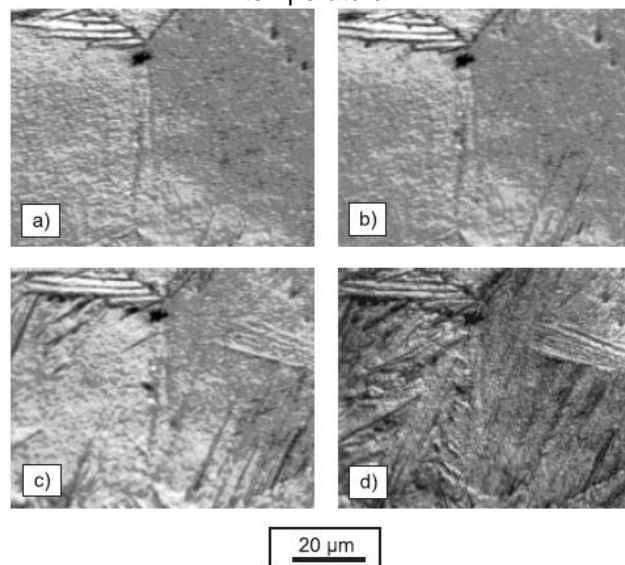
uso hoje são desta composição. A liga foi desenvolvida no início da década de 1950 no *Illinois Institute of Technology*, uma das primeiras ligas de titânio a serem produzidas [17].

2.1.3 MICROESTRUTURA DA TI-6Al-4V

O entendimento das estruturas cristalográficas, bem como o diagrama de fase de uma liga metálica, é fundamental para prever sua microestrutura. Como mencionado anteriormente, a microestrutura tem uma influência crucial nas propriedades mecânicas de uma liga. No caso das ligas de titânio convencionais, sua microestrutura é descrita principalmente pelo tamanho e formato do conjunto das duas fases β e α . As duas formas mais comuns de morfologia microestrutural são: a microestrutura lamelar, gerada no resfriamento de fase β ; e a microestrutura equiaxial, resultado de um processo de recristalização. As lamelas e estruturas equiaxiais podem ser finas ou grossas, o que depende de três fatores: Tempo, Temperatura e Transformação de fase (diagrama TTT) [17].

Um ponto central para o tratamento termomecânico é a T_{β} , uma vez que ela separa o campo da fase β do campo $\alpha+\beta$ bifásico. As microestruturas lamelares são resultado do simples resfriamento de temperaturas acima da T_{β} . Uma vez que a temperatura cai abaixo da Temperatura de transição, a fase α nucleia nos limites do grão de fase β e então cresce como lamelas. Um exemplo deste processo é mostrado para a liga Ti-6Al-4V em uma sequência de microscopia de alta temperatura (Figura 5).

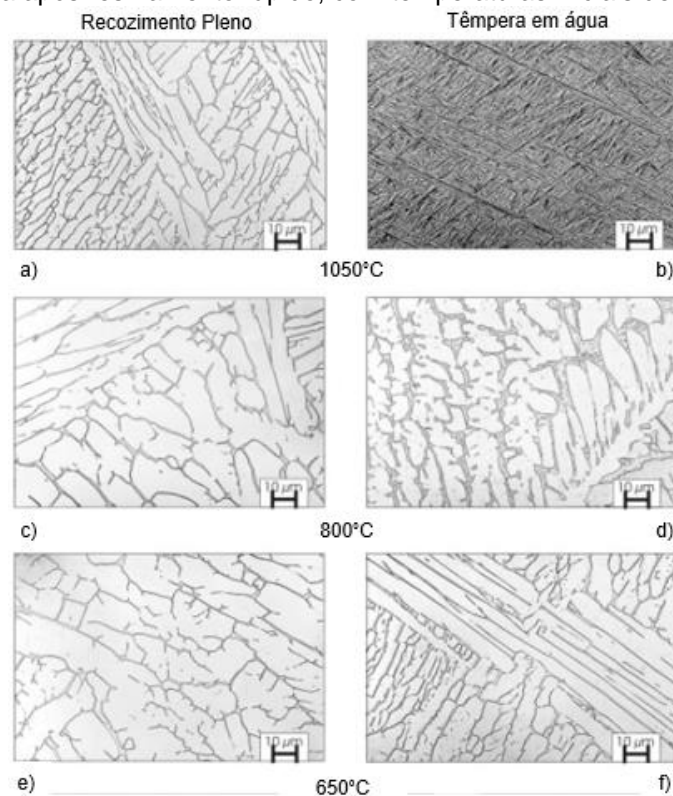
Figura 5 – Resfriamento na região da fase β da Ti-6Al-4V mostrado com microscopia de alta temperatura.



Fonte: [17].

Dependendo da taxa de resfriamento, as lamelas são finas ou grossas. O resfriamento lento da fase β resulta em microestruturas lamelares grossas (Figura 6a), ou seja, quanto menor a taxa de resfriamento mais grossas são as lamelas. A têmpera em água leva a uma transformação martensítica de β , resultando em lamelas finas semelhantes a uma agulha (Figura 6b) [17].

Figura 6 – Microestrutura da Ti-6Al-4V depois de resfriamento lento (50°C/h) na coluna à esquerda, e à direita após resfriamento rápido, com temperaturas iniciais de 1050°, 800° e 650°.

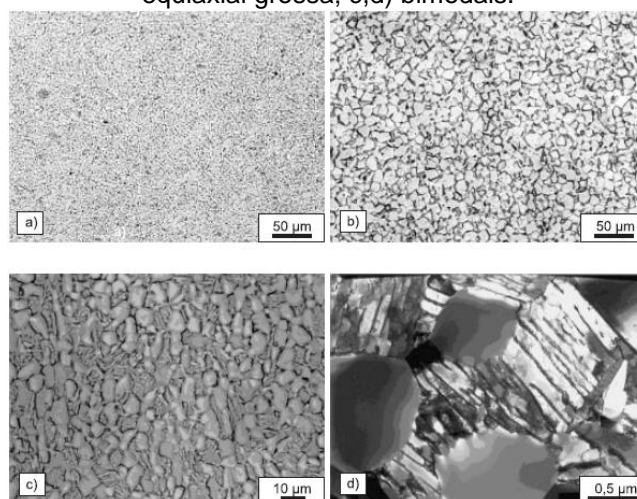


Fonte: [17]

As composições químicas das fases β e α mudam no material $\alpha+\beta$ com a diminuição da temperatura em condições de equilíbrio. O vanádio enriquece fortemente a fase β , estabilizando-a em temperaturas mais baixas. As figuras metalográficas de todas as amostras resfriadas lentamente mostram β como uma “costura” ao redor das lamelas α grosseiras e claras (Figura 6a,c,e). Com altas taxas de resfriamento de temperaturas acima da Temperatura Martensítica (MS) inicial e através do campo bifásico, β se transforma em martensita (Figura 6d). A temperatura inicial martensítica varia dependendo da estrutura inicial e da homogeneidade da microestrutura. Em temperaturas abaixo da MS, porém ainda na fase $\alpha+\beta$, a fração de volume β não se transforma mais em martensita em (Figura 6f).

Ao contrário das microestruturas lamelares, as microestruturas equiaxiais são o resultado de um processo de recristalização. Portanto, a liga primeiro tem que ser altamente deformada no campo $\alpha+\beta$ para introduzir trabalho a frio suficiente no material. Após o tratamento térmico de solução subsequente em temperaturas no campo de duas fases, uma microestrutura recristalizada e equiaxial é gerada (Figura 7a). O recozimento estendido torna a microestrutura equiaxial mais grosseira (Figura 7b). A própria temperatura de tratamento térmico da solução determina a fração de volume do α primário. O tratamento térmico em solução logo abaixo da Temperatura β de Transição resulta em microestruturas bimodais que consistem em parte equiaxial (primária) em uma matriz lamelar $\alpha+\beta$ (Figura 7c,d). Microestruturas bimodais podem ser consideradas uma combinação de microestruturas lamelares e equiaxiais [17].

Figura 7 – Microestruturas equiaxiais da Ti-6Al-4V feitas por recristalização: a) equiaxial fina; b) equiaxial grossa; c,d) bimodais.



Fonte: [17]

A microestrutura lamelar é a mais comum nos processos de Manufatura Aditiva, especificamente na Fusão por Feixe de Elétrons. Normalmente, ela é caracterizada por apresentar boa ductilidade, resistência à tração e moderada resistência à fadiga. A microestrutura equiaxial apresenta maior resistência à tração, menor ductilidade e baixa resistência à fadiga [20].

2.2 MANUFATURA ADITIVA DE MATERIAIS METÁLICOS

Na MA que utiliza polímeros ou metais como matéria prima, os objetos são definidos digitalmente pelo software de Desenho Assistido por Computador (CAD). Estes softwares repartem o objeto em camadas finas e o usuário deve definir a quantidade de camadas, a orientação e o caminho de impressão. Essas informações definem o caminho de um bico de impressão, de um laser ou de um feixe de elétrons. Para as máquinas de MA que utilizam pó metálico, através da energia provinda do laser ou feixe, o material em pó é sinterizado seletivamente. À medida que o material esfria naturalmente, as camadas se fundem para formar um objeto tridimensional.

As tecnologias de MA que possuem como matéria prima o pó metálico estão rapidamente se tornando dominantes na prototipagem e design de novos componentes de engenharia. Atualmente, os processos de MA enquadram-se em duas categorias definidas pela ASTM F2792: Deposição por Energia Direcionada (*Directed Energy Deposition - DED*), e Fusão de Leite de Pó (*Powder Bed Fusion - PBF*), sendo a última a mais comumente utilizada.

Utilizando o método PBF, existe uma gama de processos de impressão como o Derretimento Seletivo por Laser (*Selective Laser Melting – SLM*) e a Fusão por Feixe de Elétrons (*Electron Beam Powder Bed Fusion*), denominado de forma mais ampla como *Eletron Beam Melting* (EBM).

O processo de Derretimento Seletivo por Laser é bastante comum entre a MA de metais, sendo baseada na deposição do material em pó, posteriormente sintetizado por um feixe de laser localizado. Este processo possibilita a fabricação de componentes com elevada resistência mecânica, capaz de serem utilizados

em diversas condições operacionais. Esta técnica possibilita a fabricação de estruturas monolíticas complexas em metais, com precisão de até 0,05 mm [21].

A velocidade de construção do EBM é maior se comparada com SLM e DED devido a sua velocidade de escaneamento e energia superiores. Porém, a desvantagem é a qualidade superficial inferior.

A Tabela 1 mostra um comparativo entre as características principais de cada técnica:

Tabela 1 – Comparação entre Optomec 750 (DED), Realizer SLM50 (SLM) e Arcam S12 (EBM).

Característica	DED	SLM	EBM
Fonte de aquecimento	Laser	Laser	Feixe de elétrons
Atmosfera na câmara de construção	Argônio	Argônio	Vácuo
Potência máxima do feixe (W)	500	120	3500
Velocidade de escaneamento (m/s)	0,001-0,04	0,3-1	>1000

Adaptado de [14].

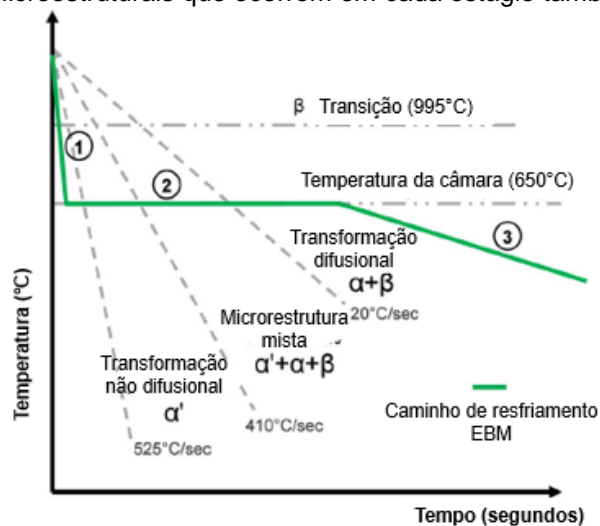
O processo de impressão pelo método EBM será explicado em detalhes no capítulo 3.

2.2.1 EBM NA PERSPECTIVA DE TRATAMENTO TÉRMICO NO MATERIAL

Na figura abaixo (Figura 8), é apresentado o processo de resfriamento que ocorre no EBM em relação ao diagrama binário de equilíbrio de fase. Este processo pode ser dividido em três etapas principais. O primeiro passo compreende o resfriamento da poça de fusão, solidificação do material derretido e resfriamento à temperatura da câmara. O estágio mais crítico para a formação da microestrutura é o período de resfriamento da temperatura de solidificação (em torno de 1900 °C) para a câmara temperatura devido à formação de grãos β , bem como transformação da fase β , que ocorre em temperaturas acima de 870°C. Como a taxa de resfriamento é maior do que a de transformação martensítica crítica, a fase martensita α' é formada (1); seguido por um estágio quase isotérmico com relação à temperatura da câmara de fabricação (650°C-750°C) até que a construção esteja finalizada. Neste período, a α' é transformada em uma

estrutura $\alpha+\beta$ (2); terminando com um resfriamento lento até a temperatura ambiente (3) [20].

Figura 8 – Caminho de resfriamento e taxas de resfriamento críticas para formação da microestrutura Ti-6Al-4V em Processo EBM com temperatura da câmara de 650 °C. Transformações microestruturais que ocorrem em cada estágio também são mostradas.



Fonte: Adaptado de [20].

Como foi mencionado anteriormente, o processo EBM ao contrário de outras tecnologias de MA para metais, como Fusão Seletiva a Laser (SLM) ou Modelagem de Rede Projetada a Laser (LENS), não requer tratamento térmico para obter uma ductilidade razoável e baixas tensões residuais. A alta temperatura da câmara de fabricação no processo de EBM impede a presença da fase α' martensítica de formar-se na microestrutura final, algo positivo devido a fragilidade causada pela α' . Enquanto as taxas de resfriamento lentas da temperatura da câmara até a temperatura ambiente, alivia a maior parte das tensões residuais geradas durante a manufatura. Além disso, a plataforma de construção é mantida a uma temperatura elevada para auxiliar na fundição completa da área de pó selecionada e minimizar possíveis tensões residuais geradas no processo.

2.2.2 POROSIDADE E RUGOSIDADE SUPERFICIAL DA MANUFATURA ADITIVA

Componentes fabricados por MA normalmente possuem como desvantagem porosidade e rugosidade superficial maiores que estruturas fabricadas de forma tradicional. Estes aspectos motivam estudos para otimizar ao

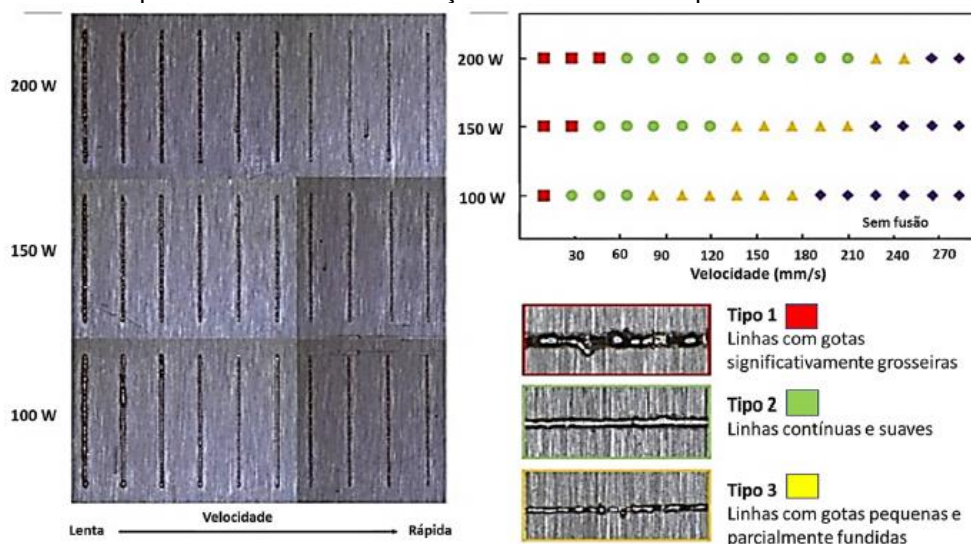
máximo o conjunto de parâmetros de cada processo, sem a necessidade de realizar pós-processamento.

Dentre os parâmetros de EBM com maior influência sob a qualidade superficial destacam-se: a potência do feixe, a taxa de varredura, o espaçamento entre linhas de varredura, e o ângulo de saída [14,22,23].

Com relação ao ângulo de saída (face), ângulos menores culminam em maior rugosidade superficial, pois apresentam mais problemas de empilhamento entre as camadas de pó. Portanto, é importante calibrar a posição de impressão (visando melhorar o ângulo de saída), o espaçamento entre as linhas de varredura (recomenda-se uma sobreposição em torno de 60%), a potência do feixe, e a taxa de varredura ou velocidade de escaneamento [23].

Um das formas de calibrar os parâmetros de impressão é por meio do ensaio de formação de linha única. Esta técnica foi realizada por Hong *et. al.* no trabalho “*The Influence of Process Parameters on the Surface Roughness of a 3D-Printed Co-Cr Dental Alloy Produced via Selective Laser Melting*”. O resultado é mostrado na Figura 9 [23]:

Figura 9 – Exemplo de Ensaio de Formatação de Linha Única aplicado ao Processo de SLM.



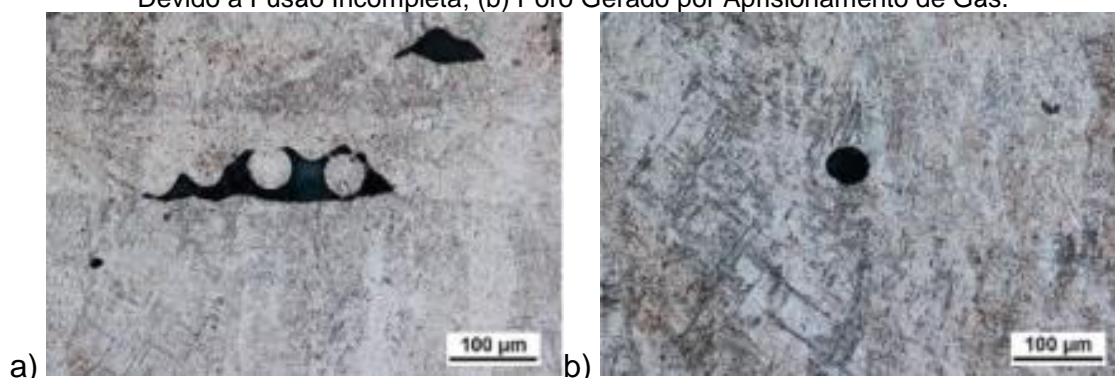
Através da variação das potências de laser entre 200, 150 e 100 W, e velocidades de escaneamento variando de lenta a rápida, foram verificados três padrões de linha diferentes: linhas fundidas grossas, caracterizadas pela presença de gotas esféricas (Tipo 1); Linhas fundidas lisas e contínuas (Tipo 2);

e linhas descontínuas parcialmente fundidas, com pequenas gotas esféricas (Tipo 3). O parâmetro da máquina responsável por estes três padrões de linhas é denominado Densidade de Energia do Feixe (J/m), e calculado como a razão entre potência e velocidade de escaneamento. Dessa forma, é possível analisar qual é a faixa de densidade de energia ótima para determinado equipamento [23,24].

As gotas observadas em algumas das linhas também afetam a qualidade da estrutura impressa. A formação de gotas esféricas durante a fusão do material é um processo conhecido como efeito *Balling* e está relacionado ao resfriamento rápido do material fundido, gerando gradientes de tensões superficiais entre líquido e base, impedindo o molhamento adequado da superfície. Em geral, este efeito leva a heterogeneidades na deposição das camadas seguintes, gerando porosidade e rugosidade excessiva [25].

Diversos estudos indicam a relação entre a velocidade do feixe de elétrons e a sua densidade de energia com a porosidade resultante na estrutura impressa por MA. Quando a densidade de energia do feixe é suficiente para derreter o pó, a zona de fusão aumenta e a temperatura na vizinhança da zona fundida permanece alta, fundindo novamente das camadas adjacentes, evitando assim a formação de vazios na estrutura. No caso contrário, quando a densidade de energia é insuficiente, as partículas do pó não fundidas devido à falta de energia formam poros irregulares e dispersos na matriz (Figura 10).

Figura 10 – Porosidade Observada no Processo de Fusão por Feixes de Elétrons: (a) Poros Devido a Fusão Incompleta; (b) Poro Gerado por Aprisionamento de Gás.



Fonte: [14].

A porosidade afeta de maneira significativa as características mecânicas dos materiais, por exemplo, no caso de materiais frágeis, a quantidade de poros impacta a tensão de ruptura devido a concentração de tensão no seu entorno.

Para materiais dúcteis (como é o caso da liga Ti-6Al-4V), a deformação a fratura diminui significativamente com o aumento da porosidade [12].

2.3 FUNDAMENTOS DA MECÂNICA DA FRATURA

A predição de falha vem sendo um grande desafio na engenharia desde os desastres estruturais mais famosos, como o colapso da fuselagem das aeronaves *Comet* em 1956. Nos últimos sessenta anos, com o avanço da tecnologia, ingressamos numa nova fase, na qual é possível a formulação de modelos de materiais bastante próximos da realidade, unindo a simulação computacional com ensaio experimentais, ambos cada vez mais sofisticados.

A presença de uma trinca em um componente de um veículo ou estrutura pode enfraquecê-lo de modo que ele falha ao se quebrar em duas ou mais partes. Isto pode ocorrer em tensões abaixo da tensão de escoamento, onde o fracasso normalmente não seria esperado. Nos locais onde as trincas são difíceis de evitar, uma metodologia especial chamada Mecânica da Fratura pode ser usada para auxiliar na seleção de materiais, design e componentes de projeto para minimizar a possibilidade de fratura.

2.3.1 MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA

A Mecânica da Fratura Linear Elástica foi criada durante a Primeira Guerra Mundial pelo engenheiro aeronáutico Alan Arnold Griffith, visando explicar o mecanismo de falha de materiais frágeis. O trabalho de Griffith foi motivado por dois fatos contraditórios: A tensão necessária para fraturar um bloco de vidro é aproximadamente 100 Mpa, porém, a tensão teórica necessária para quebrar ligações atômicas é aproximadamente 10 000 Mpa [19].

Um material falha quando tensão e trabalho suficientes são aplicados no nível atômico para quebrar as ligações atômicas. Portanto, uma força de tração é necessária para aumentar a distância de separação dos átomos do seu valor de equilíbrio; esta força deve exceder a força coesiva para romper a ligação completamente.

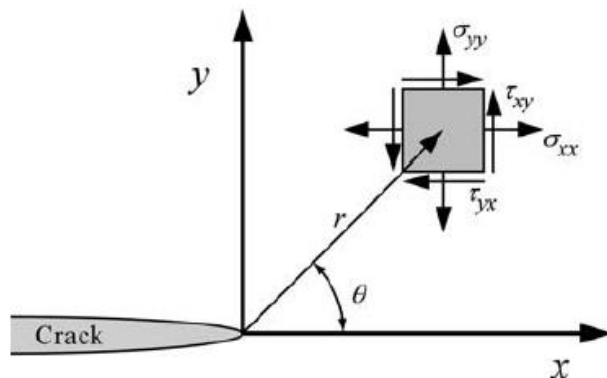
Esta “energia” necessária para o rompimento ocorre não apenas devido ao carregamento, mas também aos defeitos existentes no material. Estes defeitos, e.g. trincas, vazios, poros, e etc., geram uma concentração de tensão na região, diminuindo localmente a resistência do material.

Como as trincas são o caso mais crítico de defeito macroscópico, pois elas sempre existem numa estrutura e podem se propagar, as teorias da Mecânica da Fratura focaram em definir modelos de tensão e deformação para a região na ponta de uma trinca. Para certas configurações de trincas sujeitas a forças externas, é possível derivar a forma fechada das expressões para as tensões no corpo, assumindo comportamento isotrópico e elástico-linear do material. Se definirmos um eixo de coordenadas polares com a origem na ponta da trinca (Figura 11), ele pode ser mostrado que o campo de tensão em qualquer corpo elástico linear com trinca é dado por:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}}\right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad (1)$$

σ_{ij} = tensor de tensões; k =constante; r =vetor posição; f_{ij} = função adimensional de θ ; raio e θ =ângulo como definido na imagem abaixo (Figura 11):

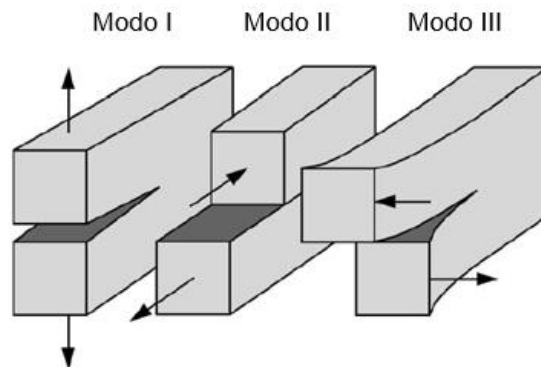
Figura 11 – Definição do eixo de coordenadas do estado de tensão na frente da ponta de trinca.



Fonte: [19].

Existem três tipos clássicos de carregamento que uma trinca pode experimentar, como ilustra a Figura 12:

Figura 12 – Os três modos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca.



Fonte: [19].

Modo carregamento I, onde a carga principal é aplicada normal ao plano da fissura, tende a abrir a trinca. O Modo II corresponde ao carregamento de cisalhamento no plano e tende a deslizar uma face de fissura em relação ao outro. O Modo III refere-se ao cisalhamento fora do plano. O modo I é o mais comum e o aplicado neste trabalho.

2.3.2 O EFEITO DAS TRINCAS NA RESISTÊNCIA DO MATERIAL

Se o carregamento em um componente que contém uma trinca for muito alto, a trinca pode aumentar rapidamente e fazer com que o componente falhe por fratura frágil, ou seja, com pouca deformação plástica.

A partir da teoria da mecânica da fratura, um parâmetro estrutural chamado Fator de Intensidade de Tensão (K) pode ser definido como:

$$K = k\sqrt{2\pi} \quad (2)$$

Especificamente, K é uma medida da severidade de uma trinca em um componente. Ele é calculado pelo tamanho da trinca, tensão aplicada e geometria. Na definição de K, assume-se que o material se comporta de maneira linear-elástica, de acordo com a lei de Hooke. Portanto, os campos de tensões e deformações na ponta da trinca são proporcionais a K, e para o modo I de carregamento são definidos como:

Campo de tensões no modo I:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (3)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (4)$$

$$\sigma_{zz} = \begin{cases} 0 & \rightarrow \text{estado plano de tensões} \\ \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) & \rightarrow \text{estado plano de deformações} \end{cases} \quad (5)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (6)$$

Campo de deformações Modo I:

$$u_{xx} = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left[\kappa - 1 + 2\sin^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \right] \quad (7)$$

$$u_{yy} = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left[\kappa + 1 - 2\cos^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \right] \quad (8)$$

$$\kappa = \begin{cases} 3 - 4\nu & \rightarrow \text{estado plano de tensões} \\ \frac{3-\nu}{1+\nu} & \rightarrow \text{estado plano de deformações} \end{cases} \quad (9)$$

Nos quais σ_{xx} , u_{xx} , σ_{yy} , u_{yy} , σ_{zz} são as tensões e deformações nas orientações x,y e z, respectivamente, e τ_{xy} é a tensão cisalhante no plano x na direção y. ν é o coeficiente de Poisson; μ é o módulo de cisalhamento, k =constante; x, y, z e θ são definidos na Figura 11.

2.3.3 RESISTÊNCIA À FRATURA LINEAR ELÁSTICA K_{Ic}

Dessa forma, a fratura ocorre quando K passa de um valor crítico K_c , denominado Tenacidade à Fratura. Os valores de K_c variam amplamente para diferentes materiais e são afetados pela temperatura, taxa de carregamento, e pela espessura do objeto.

Estruturas mais espessas têm valores de K_c mais baixos. O pior cenário, relacionado com o modo de carregamento I, ocorre quando o K_{Ic} é alcançado. Esta propriedade é chamada de Tenacidade à Fratura por Deformação Plana. K_{Ic} é uma medida da capacidade de um determinado material de resistir à fratura na presença de uma trinca.

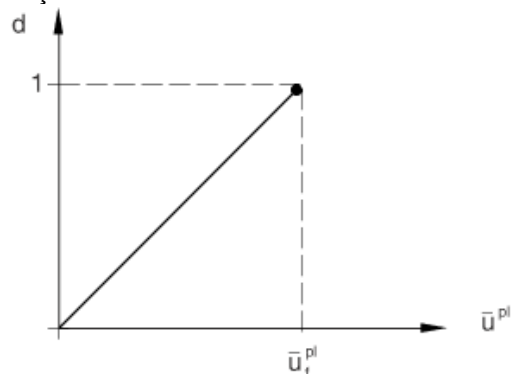
Os métodos de ensaio para calcular o K_{Ic} de um material são normalizados, como ASTM E399-17 “*Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*” e ASTM D5045-14 “*Standard Test*

Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials".

2.4 TEORIA DE DANO BASEADA EM DESLOCAMENTO PLÁSTICO LINEAR

A evolução linear da variável de dano d com deslocamento plástico efetivo é mostrada na Figura 13. Após o início do dano, a lei de evolução define uma resposta de “amolecimento” da relação tensão-deformação verdadeiramente linear apenas se a resposta eficaz do material for perfeitamente plástica (tensão de escoamento constante).

Figura 13 – Evolução de dano baseada em deslocamento plástico linear.



Fonte: [26].

Na qual o deslocamento plástico efetivo no ponto de falha é \bar{u}_f^{pl} . A variável de dano aumenta de acordo com:

$$\dot{d} = \frac{L\dot{\varepsilon}^{pl}}{\bar{u}_f^{pl}} = \frac{\dot{u}^{pl}}{\bar{u}_f^{pl}} \quad (10)$$

Sendo que $\dot{\varepsilon}^{pl}$ é a taxa de deformação plástica equivalente; L é o comprimento característico do elemento; \dot{u}^{pl} a taxa de deslocamento plástico efetivo.

Esta definição garante que a degradação total da rigidez do material ($d=1$) ocorra quando o deslocamento efetivo plástico atingir o valor $\bar{u}^{pl} = \bar{u}_f^{pl}$.

2.5 ANÁLISE DE FALHA

Análise de falhas é uma metodologia que utiliza técnicas como fractografia para investigar as causas de um defeito que levou ao colapso de um dispositivo ou estrutura. Geralmente estas causas estão relacionadas com uso de materiais inadequados, presença de defeitos que surgem durante os processos de fabricação, erros de projeto, erros de montagem/instalação, e erros de uso/manuseio.

O conhecimento detalhado sobre essas causas é essencial para melhorar o desempenho de equipamentos e evita a repetição da ocorrência do mesmo tipo de falha, melhorando não só a funcionalidade, mas também os requisitos de segurança.

No caso de materiais metálicos, a abordagem para análise de falhas é correlacionar o aspecto visual da superfície de fratura com suas possíveis causas, utilizando técnicas como microscopia eletrônica de varredura (MEV), que pode ser principalmente complementada com um ensaio de dureza.

A fratura de materiais é o tipo mais comum de falha, podendo ser definida como a separação de uma unidade de um material, em duas ou mais partes, através da quebra das ligações interatômicas, resultando na geração de uma nova superfície livre (superfície de fratura).

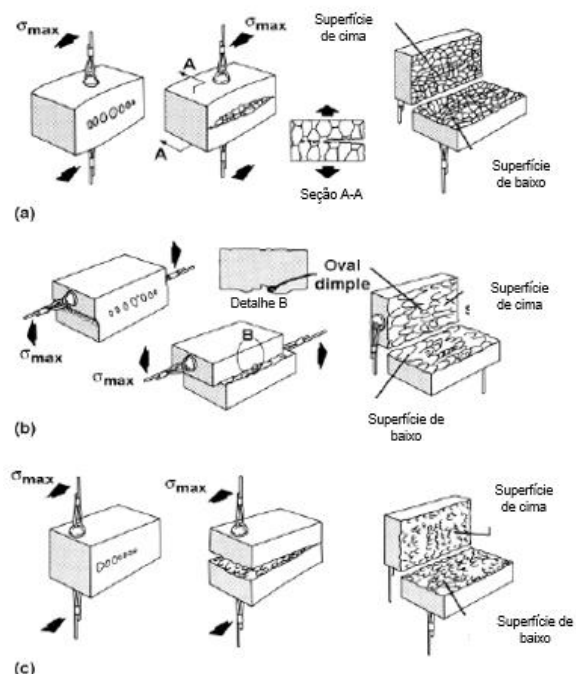
De maneira geral, a fratura pode ocorrer de dois modos distintos: sem deformação plástica significativa anterior à sua ocorrência, sendo então denominada fratura frágil; e com deformação plástica significativa antes de sua ocorrência, que é a chamada de fratura dúctil.

Frequentemente a fratura de um material metálico está associada à presença de descontinuidades (defeitos) já existentes, geralmente originadas durante o processo de fabricação do produto [27].

2.5.1 FRATURA DÚCTIL

A fratura dúctil possui aspecto “fibroso” ou “rugoso”, causado por deformação plástica, geralmente contendo microcavidades (“*dimples*”). Ela ocorre quando a seção resistente do material se reduz por deformação plástica devido às tensões aplicadas, até uma situação em que atinge dimensões mínimas e assim a ruptura final. Neste caso, a topografia da superfície de fratura depende do coalescimento das microcavidades como pode ser observado na Figura 14 [28].

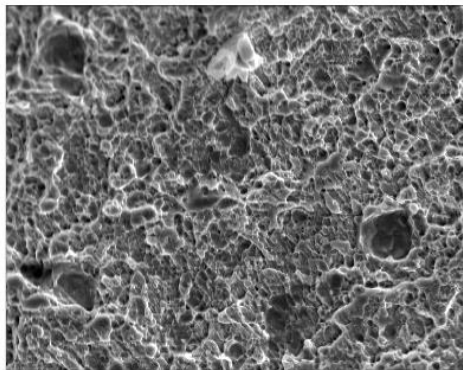
Figura 14 – Mecanismos de coalescimento das microcavidades: (a) Ruptura normal, (b) ruptura por cisalhamento e (c) ruptura por rasgamento.



Fonte: Adaptado de [29].

De acordo com a literatura, o aspecto topográfico das superfícies de fratura resultantes da ruptura normal é caracterizado pela presença de microcavidades equiaxiais como mostrado na Figura 15 [29].

Figura 15 – Microcavidades resultantes de ruptura normal.



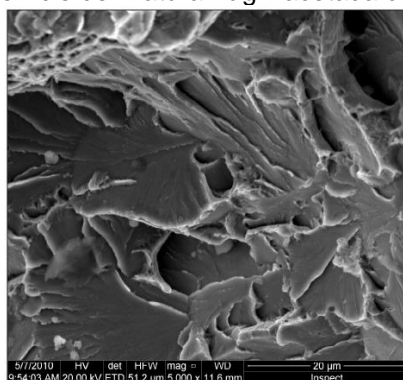
Fonte: [29]

2.5.2 FRATURA FRÁGIL

A fratura frágil ocorre sem deformação plástica significativa, do ponto de vista macroscópico. Entretanto, é importante considerar que do ponto de vista microscópico, a fratura sempre se inicia a partir de uma deformação plástica bem localizada nos metais e suas ligas.

Este conceito é importante quando se considera que nem toda fratura frágil ocorre por clivagem. Clivagem é o mecanismo de fratura frágil em que ocorre separação dos planos cristalinos de um mesmo cristal (grão). Assim, a superfície de fratura, com aspecto facetado (Figura 16), corresponde à formação de superfícies livres, separando planos cristalinos paralelos [28].

Figura 16 – Superfície de Fratura frágil facetada devido à clivagem.



Fonte: [29]

Um dos objetivos deste trabalho é a fractografia das superfícies dos corpos de prova compactos após a falha por tração, caracterizando a falha como dúctil ou frágil, analisando a topografia das superfícies, para então determinar os mecanismos que levaram a falha, como a coalescência de “*dimples*”.

Nos dias atuais, modelos constitutivos de materiais que incluam defeitos como poros e vazios estão sendo estudados [30], porém não estão incluídos em softwares de simulação. Contudo, na literatura é possível encontrar modelos elasto-plásticos que preveem de forma satisfatória o comportamento de materiais dúcteis até a fratura, considerando que para materiais dúcteis a fratura é uma consequência do acúmulo de dano pela nucleação, crescimento e propagação de vazios, a aplicação de modelos que levem em consideração o acúmulo de dano durante o carregamento tende a ser mais eficaz para previsão da falha [24].

Dessa forma, o modelo de plasticidade e o critério de dano de Johnson-Cook foram utilizados em conjunto neste trabalho para simular o comportamento a falha da liga Ti-6Al-4V, e são descritos nas próximas sessões. Para efeito de comparação, o critério de escoamento anisotrópico Hill48 também foi abordado.

2.6 MODELO DE PLASTICIDADE DE JOHNSON-COOK

O modelo de Johnson Cook é amplamente utilizado na academia, principalmente em estudos de impacto, e pode ser encontrado em softwares de Elementos Finitos comercial. O seu modelo constitutivo de plasticidade é um tipo particular de dureza isotrópica, na qual a formulação da tensão de escoamento com taxa de deformação não nula é:

$$\sigma = [A + B\varepsilon_p^C] \left[1 + F \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^G \right] \quad (11)$$

Sendo ε_p a deformação plástica; $\dot{\varepsilon}_0$ a taxa de deformação de referência sob condições quase estáticas; T a temperatura de ensaio do material; T_r a temperatura de referência (em geral 23 °C); T_m a temperatura de fusão do material. As constantes A, B, C, F e G são parâmetros do modelo determinados a partir de dados experimentais. Os três primeiros parâmetros (A, B e C) podem ser definidos por um ensaio de tração sob condições quase estáticas. O termo F é determinado variando as taxas de deformação do ensaio na temperatura de referência. Por fim, o termo G seria o inverso de F, no qual varia-se a temperatura a uma taxa de deformação de referência [31].

Como neste trabalho os ensaios serão a temperatura ambiente e sob condições quase estáticas, então o modelo constitutivo de plasticidade pode ser simplificado como dependente de apenas três parâmetros (A, B e C):

$$\sigma = [A + B\varepsilon_p^C] \quad (12)$$

2.7 CRITÉRIO DE DANO DE JOHNSON-COOK

O modelo de falha de Johnson-Cook estabelece a deformação limite como função exponencial da triaxialidade:

$$\varepsilon_f = [H_1 + H_2 e^{H_3 n}] \left[1 + H_4 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 + H_5 \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right) \right] \quad (13)$$

Na qual H_1 , H_2 , H_3 , H_4 e H_5 são parâmetros constitutivos do material. H_1 , H_2 , H_3 são encontrados experimentalmente aplicando diferentes estados de tensão em espécimes até a falha. O parâmetro H_4 é definido com ensaios sob diferentes taxas de deformação sob certa triaxialidade, enquanto o parâmetro H_5 é determinado com ensaios à diferentes temperaturas [31].

Ensaio nos quais o efeito da taxa de deformação é desprezível (quase estáticos), e sob condições de temperatura ambiente, a Equação da Deformação Limite se reduz a:

$$\varepsilon_f = H_1 + H_2 e^{H_3 n} \quad (14)$$

Com relação ao mecanismo de dano, o modelo assume que o mesmo é acumulado linearmente durante o carregamento, sendo que a falha ocorre quando o dano D atinge o valor crítico $D_{cr} = 1,0$. O dano D é dado pela razão entre a deformação plástica momentânea e a deformação plástica na ruptura [32]:

$$D = \int_0^{\varepsilon} \frac{1}{\varepsilon_f} d\varepsilon \quad (15)$$

Na literatura e em artigos acadêmicos há uma ampla disponibilidade de constantes para o Critério de Johnson-Cook para diversos metais, além de sua boa aproximação com as curvas tensão-deformação resultante de ensaios mecânicos em metais. Por isso este modelo tem sido largamente utilizado em diversos trabalhos. Contudo, as constantes do material utilizadas nesse modelo

de dano são de difícil obtenção. São necessários ao menos três ensaios de tração com diferentes triaxialidades, e a determinação do estado de tensões do corpo de prova na região e no momento da falha para então calcular as constantes [32]. Contudo, sabendo o alongamento e as triaxialidades que culminaram na fratura, os parâmetros constitutivos dos modelos de Johnson-Cook podem então ser obtidos com um ajuste de curva [24].

2.8 CRITÉRIO DE ESCOAMENTO ANISOTRÓPICO HILL48

Para o caso de um material metálico isotrópico, o conhecido critério de escoamento de von Mises é suficiente para descrever o escoamento em boa parte dos casos. Entretanto, para materiais anisotrópicos, faz-se necessário modificações no critério proposto por von Mises pela introdução de parâmetros adicionais. Uma aproximação simples para este propósito é dada pelo critério quadrático de Hill em 1948.

A tensão de escoamento anisotrópica é modelada através do uso de razões de escoamento R_{ij} . As taxas de escoamento são definidas em relação a uma tensão de escoamento de referência (σ^0) dada pela definição de plasticidade do metal, de tal forma que se uma tensão σ_{ij} é a única tensão aplicada, a tensão de escoamento correspondente é $R_{ij}\sigma^0$. A função potencial de Hill é uma extensão da função de Mises, que pode ser expressa em termos de componentes retangulares cartesianos de tensão [33]:

$$f(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2} \quad (16)$$

Onde F, G, H, L, M e N são constantes obtidas por ensaios do material em diferentes orientações. Eles são definidos como:

$$F = \frac{(\sigma^0)^2}{2} \left(\frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right) \quad (17)$$

$$G = \frac{(\sigma^0)^2}{2} \left(\frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right) \quad (18)$$

$$H = \frac{(\sigma^0)^2}{2} \left(\frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right) \quad (19)$$

$$L = \frac{3(\tau^0)^2}{2\bar{\sigma}_{23}} = \frac{3}{2R_{23}^2} \quad (20)$$

$$M = \frac{3(\tau^0)^2}{2\bar{\sigma}_{13}} = \frac{3}{2R_{13}^2} \quad (21)$$

$$N = \frac{3(\tau^0)^2}{2\bar{\sigma}_{12}} = \frac{3}{2R_{12}^2} \quad (22)$$

Na qual cada $\bar{\sigma}_{ij}$ é a tensão de escoamento medida quando a tensão σ_{ij} é aplicada; R_{11} , R_{22} , R_{33} , R_{12} , R_{13} e R_{23} são razões de tensão de escoamento anisotrópicas; e $\tau^0 = \frac{\sigma^0}{\sqrt{3}}$. Por causa da forma da função de escoamento, todas essas razões devem ser positivas. Se uma ou mais das constantes F, G e H for negativa, a função pode ser indefinida para alguns estados de tensão porque a quantidade sob a raiz quadrada será negativa [33].

Na teoria de plasticidade de metais, a suposição de que o incremento de deformação plástica ($d\varepsilon^{pl}$) e o tensor de tensão deviatórica tem as mesmas direções principais é definida através de uma regra de fluxo [34]:

$$d\varepsilon^{pl} = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} = \frac{d\lambda}{f} \mathbf{b} \quad (23)$$

Na qual $d\lambda$ é o parâmetro de endurecimento, a função f é denominada potencial plástico, e o tensor \mathbf{b} é definido como:

$$\mathbf{b} = \begin{bmatrix} -G(\sigma_{33} - \sigma_{11}) + H(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \\ F(\sigma_{22} - \sigma_{33}) - H(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \\ -F(\sigma_{22} - \sigma_{33}) + G(\sigma_{33} - \sigma_{11}) \\ 2N\sigma_{12} \\ 2M\sigma_{31} \\ 2L\sigma_{23} \end{bmatrix} \quad (24)$$

Na qual G, H, F, N, M e L são as constantes definidas nas equações 17 – 22, e σ_{ij} são as tensões nas diferentes orientações perpendiculares entre si (1, 2 e 3), sendo que i e j podem variar entre 1,2 e 3.

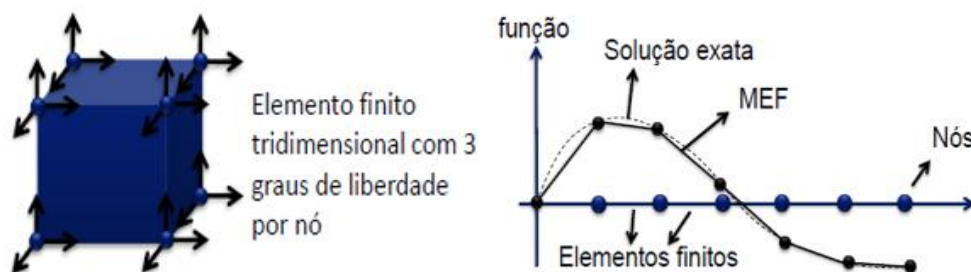
2.9 SIMULAÇÃO NUMÉRICA: MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS

A análise de estruturas envolve a solução de equações diferenciais parciais. Soluções analíticas exatas só existem em casos especiais. A solução de problemas reais requer a utilização de métodos numéricos como o Método dos

Elementos Finitos. O MEF é amplamente utilizado como base de cálculo em vários softwares de simulação mecânica, como o Abaqus® e o Ansys®.

O elemento finito representa uma solução numérica aproximada de um problema com condições de contorno descrito por uma equação diferencial. O MEF consiste em discretizar o domínio em subdomínios chamados elementos finitos (EF). Estes possuem geometria simples e juntos aproximam a forma do domínio. Os elementos adjacentes são conectados através dos nós, e o equilíbrio do sistema é obtido em função dos deslocamentos nodais - graus de liberdade (Figura 17).

Figura 17 – a) Esquema de elemento finito 3D. b) Gráfico genérico com a solução exata de uma equação e a solução aproximada por elementos finitos.



Fonte: adaptado de [21].

No âmbito de problemas estruturais, normalmente são dados o carregamento externo aplicado e os deslocamentos prescritos, buscando encontrar os deslocamentos, as deformações e as tensões, as quais mantêm o corpo em equilíbrio. Para resolver as equações diferenciais que modelam o sistema estrutural, normalmente é necessária a integração numérica. Os softwares comerciais utilizam a integração numérica direta implícita e a explícita, dependendo do modelo simulado pelo usuário.

2.9.1 INTEGRAÇÃO NUMÉRICA DIRETA

O método de integração direta, refere-se ao cálculo do histórico de respostas usando a integração passo a passo no tempo, sem primeiro alterar a forma das equações dinâmicas. A resposta é obtida em instantes separados por incrementos de tempo Δt , portanto os deslocamentos são calculados em Δt , $2\Delta t$, $3\Delta t$, e etc. No enésimo passo, a equação de movimento é:

$$[M]\{\ddot{\mathbf{D}}\}_n + [C]\{\dot{\mathbf{D}}\}_n + \{\mathbf{R}^{int}\}_n = \{\mathbf{R}^{ext}\}_n \quad (25)$$

Na qual $[M]$ é a matriz de massa; $\{\ddot{\mathbf{D}}\}$ é o vetor aceleração; $[C]$ é a matriz de amortecimento; $\{\dot{\mathbf{D}}\}$ é o vetor velocidade; $\{\mathbf{R}^{int}\}$ é o vetor de reações da estrutura; $\{\mathbf{R}^{ext}\}$ é o vetor de forças externas; $[K]$ é a matriz de rigidez; e $\{\mathbf{D}\}$ é o vetor de deslocamentos.

Os métodos de integração direta calculam condições no passo de tempo $n + 1$ a partir da equação de movimento. Os algoritmos, para realizar tal tarefa, podem ser classificados como explícitos ou implícitos.

O Abaqus/Standard resolve um sistema de equações implicitamente em cada "incremento" da solução. Enquanto que o Abaqus/Explicit gera uma solução adiante no tempo em pequenos incrementos, sem resolver um sistema acoplado de equações em cada incremento (ou mesmo formar uma matriz de rigidez global).

2.9.1.1 INTEGRAÇÃO IMPLÍCITA

Os métodos implícitos requerem soluções de sistemas de equações para cada passo de tempo envolvendo as matrizes de massa, rigidez e amortecimento. As vantagens são verificadas em problemas dinâmicos com pequenas não linearidades, pois permitem usar um passo de tempo maior, resultando em uma melhor estabilidade numérica e precisão [18].

Entre os métodos implícitos o método de Newmark é o mais comum, e um algoritmo incondicionalmente estável. O método utiliza uma expansão em diferenças finitas no intervalo de tempo $[t, t+\Delta t]$ para aproximar os vetores de aceleração $\{\ddot{D}_{n+1}\}$ e velocidade $\{\dot{D}_{n+1}\}$ [35]. Vale ressaltar que os símbolos das equações 26 – 34 seguem as mesmas definições da equação 25.

As equações a seguir estão relacionadas com o método Newmark, no qual contem fatores γ e ϵ que controlam as características do algoritmo como a estabilidade numérica. Portanto, as relações de Newmark são:

$$\{\dot{\mathbf{D}}\}_{n+1} = \{\dot{\mathbf{D}}\}_n + \Delta t \left[\gamma \{\ddot{\mathbf{D}}\}_{n+1} + (1 - \gamma) \{\ddot{\mathbf{D}}\}_n \right] \quad (26)$$

$$\{\mathbf{D}\}_{n+1} = \{\mathbf{D}\}_n + \Delta t \{\dot{\mathbf{D}}\}_n + \frac{1}{2} \Delta t^2 \left[2\epsilon \{\ddot{\mathbf{D}}\}_{n+1} + (1 - 2\epsilon) \{\ddot{\mathbf{D}}\}_n \right] \quad (27)$$

Os métodos de aceleração média e aceleração linear são dados por: $\gamma = \frac{1}{2}$, $\epsilon = \frac{1}{4}$ e $\gamma = \frac{1}{2}$, $\epsilon = \frac{1}{6}$. Dessa forma tem-se como equação de movimento com passo de tempo $n+1$ [36]:

$$[\mathbf{K}^{eff}] \{\mathbf{D}\}_{n+1} = \{\mathbf{R}^{ext}\}_{n+1} + [\mathbf{M}] \left\{ \frac{1}{\beta \Delta t^2} \{\mathbf{D}\}_n + \frac{1}{\beta \Delta t} \{\dot{\mathbf{D}}\}_n + \left(\frac{1}{2\beta} - 1 \right) \{\ddot{\mathbf{D}}\}_n \right\} + [\mathbf{C}] \left\{ \frac{\gamma}{\beta \Delta t} \{\mathbf{D}\}_n + \left(\frac{\gamma}{\beta} - 1 \right) \{\dot{\mathbf{D}}\}_n + \Delta t \left(\frac{\gamma}{2\beta} - 1 \right) \{\ddot{\mathbf{D}}\}_n \right\} \quad (28)$$

$$[\mathbf{K}^{eff}] = [\mathbf{M}] \left[\frac{1}{\beta \Delta t^2} \right] + [\mathbf{C}] \left[\frac{\gamma}{\beta \Delta t} \right] + [\mathbf{K}] \quad (29)$$

2.9.1.2 INTEGRAÇÃO EXPLÍCITA

Algoritmos de integração explícita utilizam a função genérica [18,36]:

$$\{\mathbf{D}\}_{n+1} = f(\{\mathbf{D}\}_n, \{\dot{\mathbf{D}}\}_n, \{\ddot{\mathbf{D}}\}_n, \{\mathbf{D}\}_{n-1}, \dots) \quad (30)$$

A velocidade e a aceleração no passo de tempo n são aproximadas pelas equações de diferenças centrais convencionais:

$$\{\dot{\mathbf{D}}\}_n = \frac{1}{2\Delta t} (\{\mathbf{D}\}_{n+1} - \{\mathbf{D}\}_{n-1}) \quad (31)$$

$$\{\ddot{\mathbf{D}}\}_n = \frac{1}{\Delta t^2} (\{\mathbf{D}\}_{n+1} - 2\{\mathbf{D}\}_n + \{\mathbf{D}\}_{n-1}) \quad (32)$$

Substituindo as equações acima na equação de movimento dinâmico, é possível chegar na relação:

$$\left[\frac{1}{\Delta t^2} \mathbf{M} + \frac{1}{2\Delta t} \mathbf{C} \right] \{\mathbf{D}\}_{n+1} = \{\mathbf{R}^{ext}\}_n - \{\mathbf{R}^{int}\}_n + \frac{2}{\Delta t^2} [\mathbf{M}] \{\mathbf{D}\}_n - \left[\frac{1}{\Delta t^2} \mathbf{M} - \frac{1}{2\Delta t} \mathbf{C} \right] \{\mathbf{D}\}_{n-1} \quad (33)$$

Onde, se as condições forem lineares:

$$\{\mathbf{R}^{int}\}_n = [\mathbf{K}] \{\mathbf{D}\}_n \quad (34)$$

3. MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Neste capítulo, descreve-se como a liga metálica utilizada neste trabalho foi fabricado e sua composição química. Também será descrito o processo de manufatura aditiva (MA) via *Eletron Beam Melting*.

As ligas de titânio são comumente utilizadas como matéria prima no processo de EBM. O uso de titânio apresenta várias restrições de processamento frente aos processos tradicionais (como por exemplo, forjamento e moldagem), devido ao seu alto ponto de fusão, baixa fluidez e afinidade com agentes atmosféricos (oxidação). Nesse sentido, o processo EBM pode ser aplicado pelo ambiente a vácuo e a elevadas temperaturas de processamento, possibilitando o uso de titânio e suas ligas para peças de alta complexidade; como turbinas, válvulas automotivas, próteses e componentes aeroespaciais.

No âmbito da indústria aeronáutica, as ligas de titânio são amplamente utilizadas devido à sua alta resistência mecânica, baixa densidade, alta tenacidade à fratura, e compatibilidade com materiais compósitos comumente utilizados em aeronaves como Polímeros Reforçados com Fibra de Carbono (CFRP). A liga Ti-6Al-4V é umas das ligas de Titânio mais utilizadas no mundo, ela contém 6% de alumínio (Al) em peso e 4% de Vanádio (V). Como exemplos de aplicações da Ti-6Al-4V em fuselagens de aeronaves pode-se citar: estrutura da janela do “*Cockpit*”, estrutura base de sustentação da asa (*Wing Box*) e fixadores. Nos componentes propulsores, o mecanismo mais importante com relação a segurança é o disco (*fan disc*) no qual são encaixadas as pás, por isso, demanda materiais com alta resistência mecânica e a fratura, de modo que a Ti-6Al-4V e a Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr são os matérias mais utilizados [15].

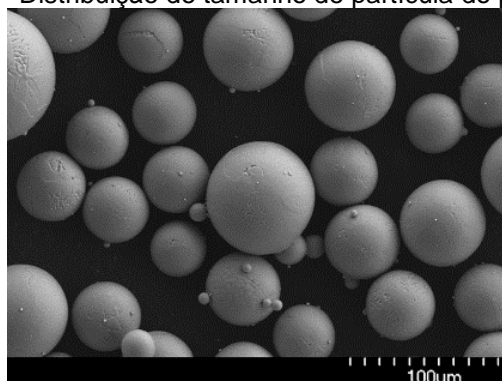
Portanto, a busca e a necessidade de processos de manufatura e materiais com propriedades mecânicas superiores vêm se tornando cada vez maior, não apenas na indústria aeronáutica, mas também na indústria espacial e biomédica (especificamente no caso de próteses). Componentes de alto custo, estruturalmente complexos e/ou biocompatíveis precisam que falhas sejam

evitadas devido aos prejuízos gerados, que não são apenas monetários, mas também podem acarretar em graves acidentes.

3.1 SÍNTESE E PROPRIEDADES DA LIGA Ti-6Al-4V EM PÓ

Tradicionalmente, para a indústria de MA a produção dos pós de liga de Titânio é feita através de atomização a gás inerte (AG) ou atomização a plasma (AP), as vantagens desses dois processos são pós com morfologia esférica e boa escoabilidade [37]. O pó metálico Ti-6Al-4V utilizado neste trabalho foi fabricado por um processo próprio da empresa AP&C patentado de atomização de plasma (APA™). Esses pós altamente esféricos possuem 2,47 g/cm³ de densidade aparente. O tamanho da partícula do pó é importante, pois, para a produção de peças de alta qualidade feitas por EBM, são necessárias partículas com tamanho entre 45-106 µm, como mostrado na Figura 18 [12].

Figura 18 — Distribuição de tamanho de partícula do pó Ti-6Al-4V.



Fonte: [38].

A Tabela 2 apresenta a composição química do pó Ti-6Al-4V utilizado como matéria prima, o qual está de acordo com os limites especificados na ASTM F2924-14. Vale frisar que o documento mencionado normatiza a produção de componentes de Ti64 através da fusão em leito de pó [39].

Tabela 2 – Composição Química do Pó da Liga Ti-6Al-4V Grade 5.

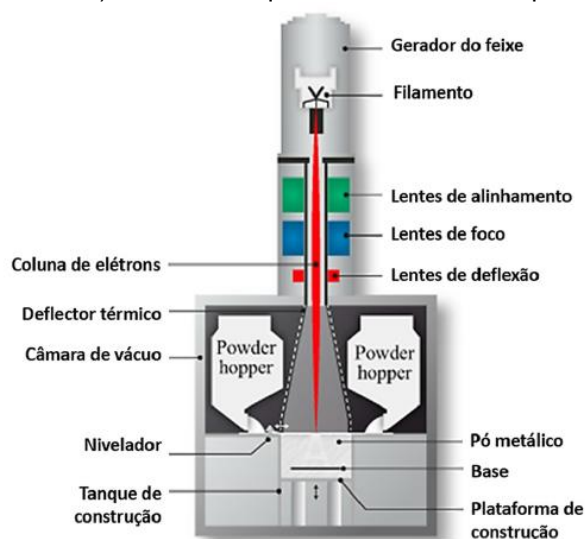
Percentual em Peso dos elementos químicos da Ti-6Al-4V							
Al	V	C	Fe	O	N	H	Ti
6%	4%	0,03%	0,10%	0,10%	0,01%	<0,003%	Balanço

Fonte: [38]

3.2 MÉTODO DE FABRICAÇÃO

O equipamento de EBM pode ser dividido em duas partes principais: a coluna e a câmara de vácuo. No primeiro componente encontram-se o gerador de elétrons (filamento de Tungstênio) e as lentes magnéticas. A câmara contém dois funis para colocar o material em pó, o nivelador das camadas de pó, a plataforma de construção, e o tanque de construção, como pode ser observado na Figura 19.

Figura 19 – a) Desenho esquemático de uma máquina EBM.



Fonte: [16,40].

O princípio funcional do EBM consiste em elétrons livres acelerados (de um cátodo aquecido) que são focados no local desejado. Esta colimação por meio do sistema de lentes eletromagnéticas. Como o feixe pode colidir também com as moléculas de ar, o ambiente à vácuo é obrigatório. Na superfície da camada do pó, os elétrons são desacelerados repentinamente. Desta forma, parte substancial da energia cinética dos elétrons em movimento é convertida em energia térmica, a qual é usada para promover a fusão localizada do pó de interesse [41].

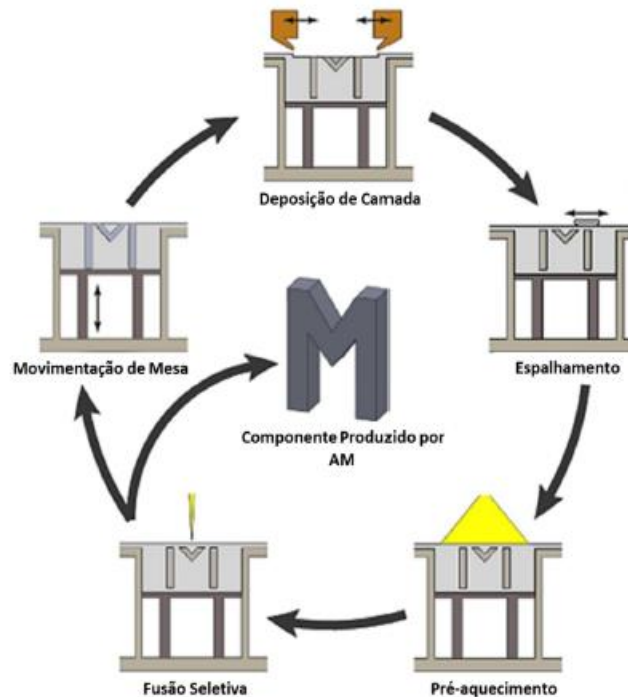
Inicialmente o modelo CAD do componente a ser impresso é segmentado em camadas por um software de pré-processamento. Posteriormente, ocorre o espalhamento inicial da camada de pó e as etapas de pré-aquecimento: o primeiro pré-aquecimento é uniforme e realizado de forma abrangente em torno de todas as áreas designadas para fusão. O segundo pré-aquecimento ocorre em um contorno fechado ao redor de cada seção designada pelo CAD. No caso do EBM, é necessária uma etapa de pré-aquecimento para evitar efeitos cinéticos quando

o feixe de elétrons concentrado interage com as partículas de pó, como a ejeção de material, criando uma névoa de detritos ao redor da zona de impacto do feixe. A presença de partículas entre o feixe e o local de impacto é negativa, pois, pode acarretar em perdas energéticas e espalhamento do feixe de elétrons [16].

Após a fase de pré-aquecimento inicia-se o estágio de derretimento seletivo das áreas designadas com base no modelo CAD. O processo ocorre até que todas as linhas de interesse estejam fundidas. Em seguida, a plataforma de construção é movida para baixo e o processo ocorre novamente até que a peça seja concluída, geralmente alterando o método de escaneamento entre as camadas subsequentes [16].

Após a construção, a peça fabricada resfria lentamente até a temperatura ambiente [12]. A câmara de construção do equipamento de EBM é mantida a uma temperatura elevada (em torno de 700 °C) com o objetivo de minimizar possíveis tensões residuais geradas no processo. Outra vantagem é a prevenção da formação de fases prejudiciais na microestrutura, como a fase α' martensítica que aumenta a fragilidade do componente [42]. O processo também ocorre em um ambiente vácuo, garantindo um bom isolamento térmico durante o processo, e impede a captação de oxigênio no material. Apesar do sistema de vácuo ser mais caro, este também contribui para reduzir a tensão residual gerada no processo. Desta forma, componentes obtidos via EBM normalmente podem ser utilizados sem qualquer processo posterior de alívio de tensões [16]. O processo de impressão completo por EBM de forma esquemática pode ser observado na Figura 20.

Figura 20 – Fases do Processo de EBM.

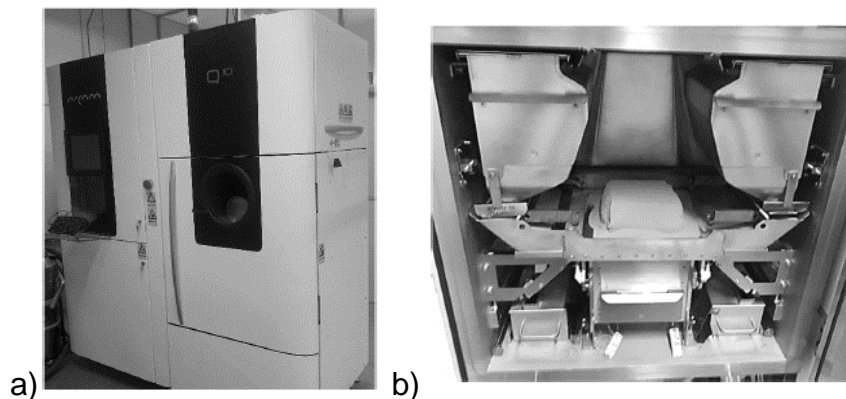


Fonte: Adaptado de [16].

Vale ressaltar que, devido a magnitude energética do feixe, há uma evaporação inevitável dos elementos químicos. Por este motivo, as peças finais e o pó metálico reciclado estão propícios a um teor de elemento de liga inferior do que o pó original [16].

Neste trabalho, o equipamento Arcam Q10 (Figura 21) foi utilizado para a impressão dos trinta e dois corpos de prova. Com relação aos parâmetros de impressão, foi empregada a configuração padrão do equipamento para o pó Ti-6Al-4V. As Tabela 3 e Tabela 4 resumem o conjunto de parâmetros de impressão utilizados.

Figura 21 – a) Equipamento Arcam Q10 de impressão 3D via EBM. b) câmara de construção da Arcam Q10.



Fonte: [24].

Tabela 3 – Parâmetros de Impressão utilizados no processo de EBM.

Equipamento	Vel. de Escaneamento	Temp. de Base	Corrente	Densid. De energia	Dif. de Potencial	Potência
Arcam Q10	4,53 m/s	360 °C	41 mA	543 J/m	60 kV	2460 W

Fonte: Produção da autora.

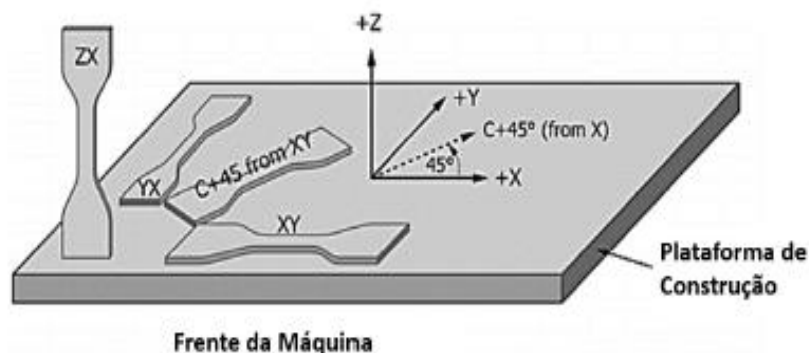
Tabela 4 – Especificações do pó da liga Ti-6Al-4V utilizado no processo de EBM.

Equipamento	Tam. da Partícula	Esp. da camada
Arcam Q10	45-106 μm	50 μm

Fonte: Produção da autora.

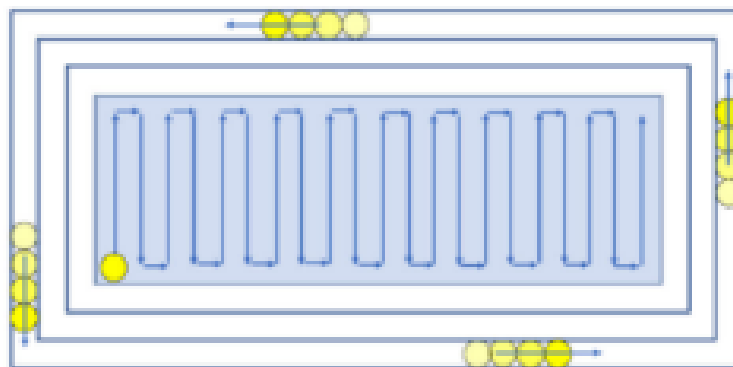
Com relação ao método de escaneamento, durante o processo de fusão de cada camada, o feixe de elétrons se desloca no plano “XY”, posteriormente, camadas subsequentes são depositadas em sequência e novamente fundidas fazendo com que a peça aumente sua altura na direção “Z”. As coordenadas X,Y,Z com a plataforma de impressão como referencial pode ser observado na Figura 22.

Figura 22 — Referencial X,Y,Z com origem na Plataforma de impressão.



Fonte: Adaptado de [39].

Deste modo, a estratégia de escaneamento padrão do equipamento Arcam Q10 é conhecida como “*Contour + Hatching*”. De forma simplificada, essa estratégia consiste em iniciar o processo de fusão a partir do contorno externo e, em seguida, prosseguir para fundir a parte interna da camada de pó (Figura 23). Entre as camadas de material, a direção é invertida em 90° durante o processo.

Figura 23 – Estratégia de Impressão “*Contour and Hatching*” do fabricante.

Fonte: [43].

O método de escaneamento e a direção de impressão são aspectos importantes do processo, pois afetam as propriedades mecânicas e de fadiga. De acordo com [20], [14], e [42], a direção de construção Z apresenta em média valores de tensão de escoamento e limite de ruptura menores do que na direção transversal. Além disso, na manufatura aditiva os componentes de Ti-6Al-4V apresentam uma anisotropia significativa nas propriedades relacionadas a tração em diferentes orientações de impressão, como o Limite de Resistência à Tração e a tensão de escoamento [14]. [42] e [14] evidenciaram efeitos anisotrópicos ao variar a orientação de impressão: as peças impressas na direção Z possuíram alongamento à fratura de 4 a 20% menor que peças impressas na direção X [14,42].

Neste trabalho foi explorado o efeito da anisotropia nos corpos de prova de Ti64 devido à variação do ângulo de impressão. Para tanto, os espécimes foram impressos nos ângulos 0° , 45° , 60° e 90° com relação ao plano XZ.

4. CARACTERIZAÇÃO ELASTO-PLÁSTICA

Nesta seção, as propriedades mecânicas providas de ensaios de tração de corpos de prova *as-built* feitos por EBM com a liga Ti64 como matéria-prima são exploradas. Quatro configurações de impressão foram consideradas para o desenvolvimento do estudo experimental, o qual será comparado no capítulo 6 com modelos teóricos e resultados numéricos.

É importante ressaltar que em qualquer técnica de MA deve ser avaliado se o produto final é competitivo ou superior em comparação com os componentes fabricados por métodos de manufatura tradicionais. As propriedades mecânicas, principalmente as propriedades de tração e fadiga são usadas para avaliar o desempenho da liga Ti-6Al-4V, pois, a sua maior utilização é em estruturas de suporte de cargas elevadas.

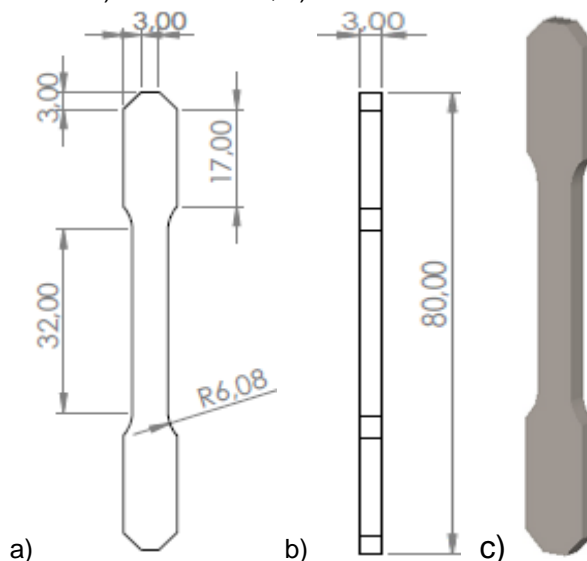
Desta forma, o desenvolvimento experimental é crucial uma vez que serve como base para o estudo proposto, trazendo respostas reais do material ensaiado.

4.1 METODOLOGIA

4.1.1 CORPO DE PROVA PARA ENSAIOS DE TRAÇÃO

Inicialmente, o corpo de prova foi projeto com tamanho reduzido, com geometria plana padrão para levantamento de propriedades mecânicas usuais de metais, de acordo com a norma ASTM A370-08 (Figura 24) [44].

Figura 24 – a) Vista Frontal; b) Vista Lateral do CDP Padrão.

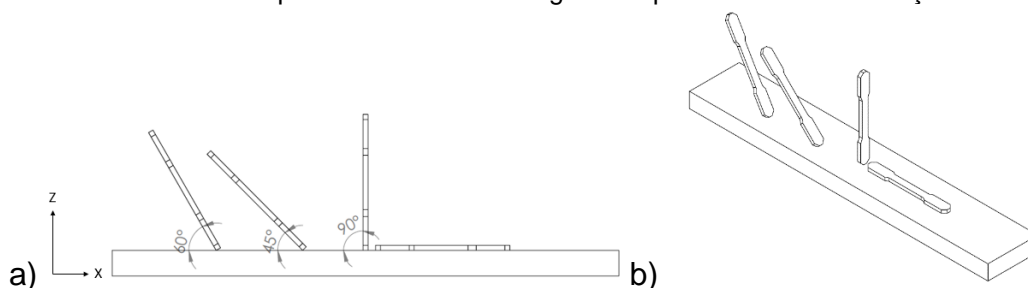


Fonte: Produção própria da autora usando o software Solidworks®.

Adicionalmente, as áreas de contato com a garra foram reduzidas e foi adotada uma espessura de 3 mm, visando redução de custo.

Dessa forma, com os espécimes padrão é possível obter o parâmetro elástico Módulo de Young, e os parâmetros elasto-plásticos tensão de escoamento (σ_y), tensão última (σ_u), tensão de ruptura real ($\sigma_{u \text{ real}}$) e deformação de ruptura (ϵ_f). Os espécimes de padrão plano retangular para ensaios de tração foram impressos nas orientações 0° , 45° , 60° e 90° (com relação ao plano XZ), como exibido na Figura 25:

Figura 25 – a) Vista Lateral dos Espécimes Padrão Retangular na plataforma de construção. b) Vista 3D dos espécimes Padrão Retangular na plataforma de construção.



Fonte: Produzido pela autora com o software Solidworks®.

Para a produção adequada de componentes na MA, suportes podem ser gerados devido a orientação de impressão, ou para permitir a fabricação de regiões suspensas, ou ainda para evitar assimetrias indesejáveis, fazendo com que o produto final represente o modelo 3D projetado. Portanto, devido à disposição do modelo na plataforma de construção e as orientações de impressão

desejadas, os corpos de prova impressos para este trabalho possuíam estruturas de suporte acopladas [45]. Estas estruturas são leves e de simples remoção, podendo ser retiradas com um alicate (Figura 26).

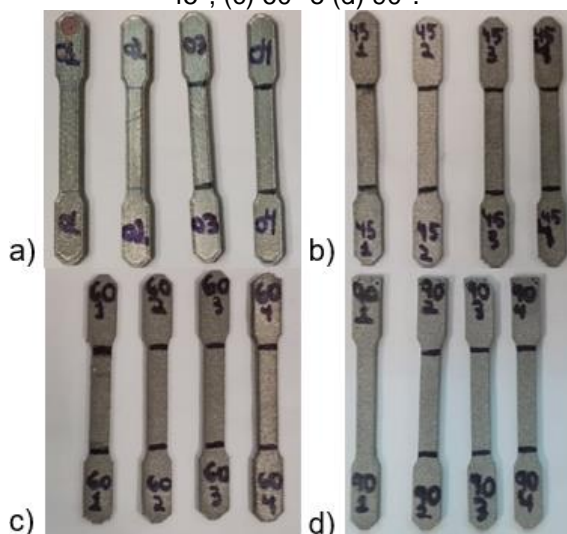
Figura 26 – Corpo de prova padrão com estrutura de suporte acoplada.



Fonte: Produzida pela autora.

Na figura abaixo (Figura 27), têm-se os corpos de prova de tração padrão impressos via EBM através dos parâmetros apresentados na Tabela 3. Em uma primeira avaliação qualitativa é possível observar algumas características: com relação a rugosidade superficial, os corpos de prova impressos à 0° possuem uma superfície mais lisa se comparada aos espécimes impressos à 45° , 60° e 90° . Além disso, os corpos de prova impressos à 90° apresentaram defeitos na sua geometria; os cantos superiores deveriam ser chanfrados, porém são agudos. Contudo, todos os corpos de prova não possuem defeitos significativos na sua área útil, portanto os dezesseis espécimes foram utilizados nos ensaios de tração.

Figura 27 – Amostras de Ti-6Al-4V obtidas por EBM nas orientações de impressão (a) 0° , (b) 45° , (c) 60° e (d) 90° .



Fonte: Produzida pela autora.

A nomenclatura utilizada neste trabalho para os espécimes padrão é apresentada na Tabela 5. O carácter P é referente a padrão, os dois primeiros números são referentes a orientação de impressão e o último carácter é a numeração escolhida aleatoriamente para o espécime. Em respeito a repetibilidade, de acordo com a norma [44] são necessários no mínimo três ensaios para cada condição de material. Com isso, foram fabricados quatro corpos de prova padrão para cada orientação de impressão para se obter uma resposta estatística do material, sendo o quarto espécime uma forma de assegurar a tendência dos resultados experimentais.

Tabela 5 – Corpos de Prova impressos via EBM com relação as orientações de impressão.

	Orientação de impressão			
	0°	45°	60°	90°
Nomenclatura	P001	P451	P601	P901
	P002	P452	P602	P902
	P003	P453	P603	P903
	P004	P454	P604	P904

Fonte: Produzido pela autora.

Adicionalmente, no Anexo 1, encontram-se o desenho técnico em detalhes do espécime padrão retangular e o modelo 3D com a disposição dos espécimes na plataforma de construção.

4.1.2 APARATO EXPERIMENTAL

Visando avaliação das propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V, é fundamental a curva tensão x deformação real. Com este objetivo, as amostras impressas foram testadas até à fratura. Os ensaios de tração uniaxial foram realizados com o equipamento de ensaio universal INSTRON3369 (Figura 28), a uma velocidade igual a 1 mm/min, visando garantir condição quase estática.

Figura 28 – Equipamento de Ensaio Universal: INSTRON 3369 Utilizados para Ensaios de Tração.



Fonte: Produzida pela autora.

Os dados de força e deslocamento por tempo foram adquiridos a uma taxa de 0,5 s, permitindo o levantamento das curvas com as variáveis de interesse em detalhes.

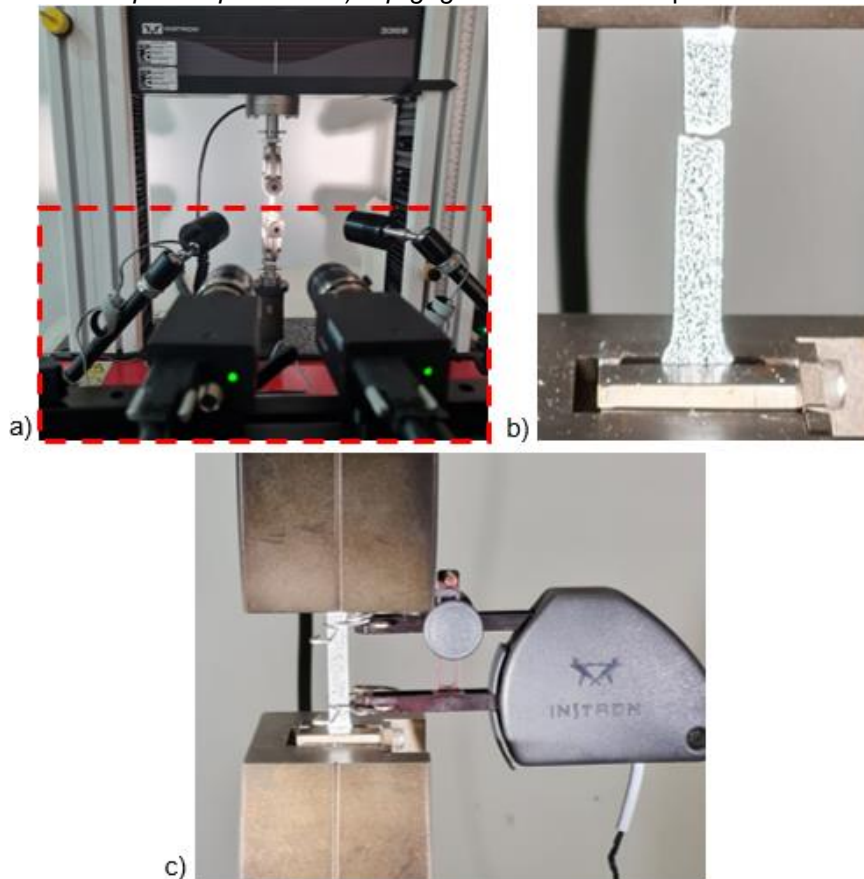
Para a medição dos deslocamentos, os ensaios foram realizados conectados a um sistema de *Digital Image Correlation* (DIC, Figura 29). O DIC é um equipamento ótico de medição sem contato que fornece o campo de deformações em superfícies complexas, até altos níveis de deformação. Isto é possível através de câmeras de alta-resolução (Figura 29a).

O DIC pode ser aplicado a partir de um pequeno campo de visão, 2 mm x 2 mm (também chamado de Micro DIC), até medições em grande escala [46]. Além disso, também pode ser aplicado à observação dinâmica pelo uso de câmeras de alta velocidade. O DIC 2D usa apenas uma câmera e é utilizado para medições de deformação plana.

Devido à necessidade de processamento de imagens com alto desempenho e a chegada de câmeras de alta resolução, o uso de técnicas óticas e sem contato tem crescido. O DIC usa um par de câmeras que fornecem uma medição quantitativa de campo completo da deformação em superfícies tridimensionais complexas. Para isso, a superfície do material deve ser previamente coberta por uma pintura de padrão aleatório em preto e branco também chamada de *speckle-pattern* (Figura 29b). Então, o software do equipamento identifica as regiões de interesse em toda a superfície pintada, que são rastreadas entre uma sequência de imagens obtidas. Após o mapeamento dessas regiões, o campo de deformação de superfície completo é fornecido como

pós-processamento. Porém, previamente o tensor de deformações deve ser definido pelo usuário para que seja compatível com outros dados medidos por outros equipamentos.

Figura 29 – a) Ensaio de tração com o sistema de DIC acoplado, b) espécime fraturado com *speckle-pattern* e c) *clip-gage* conectado ao espécime.



Fonte: Produção própria da autora.

Neste trabalho, as imagens foram tratadas com o software Vic-3D 9® utilizando a técnica de correlação digital de campo completo. As imagens foram capturas com um sistema de duas câmeras (DIC 3D, taxa de aquisição de 5 quadros/segundo) da *Correlated Solutions*®, apesar da deformação ser planar, por redundância. Adicionalmente, foi empregada iluminação focada no espécime para maximizar a qualidade das imagens.

Como redundância, foi utilizado um extensômetro elétrico resistivo de fixação externa (*clip-gage*). Os dispositivos clip-gage são um tipo de extensômetro de contato, que indicam o deslocamento relativo de duas pás de referência usinadas, encaixadas no corpo de prova (Figura 29). Eles são geralmente integrados ao equipamento de ensaio, com precisão e receptividade razoáveis. No entanto, o *clipe-gage* pode influenciar espécimes delicados devido ao seu

tamanho e peso. Outra desvantagem é a necessidade de deixar o dispositivo acoplado ao corpo de prova até que o mesmo falhe para monitorar uma curva tensão x deformação completa, podendo danificar o *clip-gage*.

Após os ensaios de tração, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV, Figura 30) JSM-6010LA para visualizar as características das superfícies de fratura dos espécimes padrão.

Figura 30 – MEV JSM-6010LA



Fonte: Produção própria da autora.

Para tanto, foram produzidas amostras dos espécimes P001, P452, P603, P901, utilizando uma cortadeira metalográfica de precisão.

4.1.3 ANÁLISE DE DADOS

A fim de obter o campo de deformações na superfície dos espécimes, o tensor de deformações lagrangiano foi utilizado (ε_{ij} , $ij = x, y$), sendo este o tensor padrão da *Correlated Solutions®*:

$$\varepsilon_{xx} = \frac{du}{dx} + \frac{\left(\frac{du}{dx}\right)^2 + \left(\frac{dv}{dx}\right)^2}{2}$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{dv}{dy} + \frac{\left(\frac{du}{dy}\right)^2 + \left(\frac{dv}{dy}\right)^2}{2}$$

$$\varepsilon_{xy} = \frac{\frac{du}{dy} + \frac{dv}{dx} + \frac{du}{dx} \frac{du}{dy} + \frac{dv}{dx} \frac{dv}{dy}}{2}$$

No qual u e v são os deslocamentos na direção x e y , respectivamente.

Para o levantamento das curvas tensão x deformação real, a tensão de engenharia utilizada para o cálculo da tensão real é definida como:

$$\sigma_{eng} = \frac{F}{A} \quad (35)$$

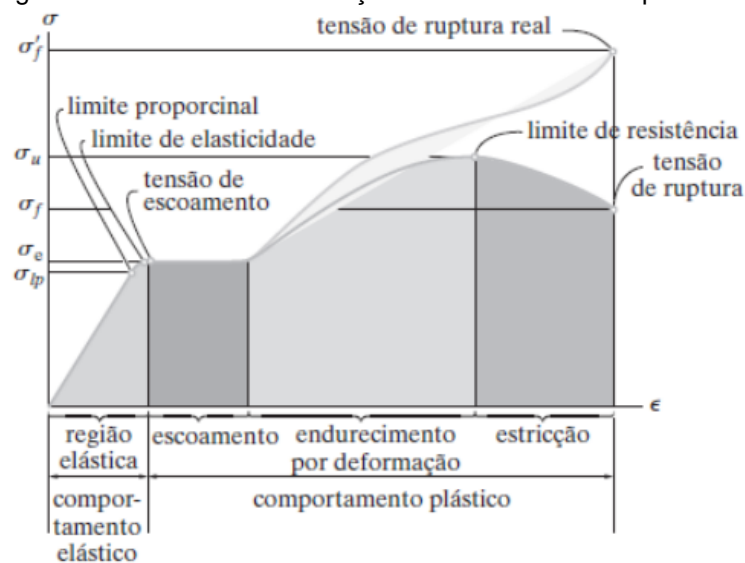
Sendo F a força axial aplicada e A é a área da secção transversal no centro do espécime. Desta forma, a tensão real foi calculada como:

$$\sigma_{real} = \sigma_{eng}(\varepsilon + 1) \quad (36)$$

Na qual ε é a deformação real ε_{yy} obtida via DIC.

Após a obtenção das curvas tensão x deformação através dos ensaios de tração, é necessário o cálculo das propriedades mecânicas (Figura 31).

Figura 31 – Diagramas de tensão x deformação convencional e real para um material dúctil.



Fonte: Adaptado de [24].

A primeira a ser determinada é o Módulo Elástico (E) através da Lei de Hooke, na qual a tensão (σ) e a deformação (ε) são proporcionais:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (37)$$

Dessa forma, foi traçada uma reta até o Limite elástico da curva, sendo o coeficiente angular o Módulo Elástico (E).

A Tensão de escoamento (σ_y) é a tensão a partir da qual o material passa a ter deformação permanente. Para o cálculo da tensão de escoamento,

convencionou-se por norma traçar uma linha reta paralela à porção elástica da curva tensão x deformação, a partir de uma pré-deformação de 0,002 [44].

Após o escoamento, a tensão necessária para continuar a deformação plástica aumenta até um valor máximo e então diminui até a fratura do material. Esta tensão é o limite de resistência a tração (σ_u), sendo adquirida no ponto máximo da curva tensão x deformação.

4.2 RESULTADOS PARCIAIS E DISCUSSÕES

4.2.1 ESPÉCIMES APÓS ENSAIOS DE TRAÇÃO

A Figura 32 contém os espécimes após a falha. Em uma análise qualitativa pode-se observar que praticamente todos os espécimes fraturaram dentro da área útil, com exceção do P452, apresentando boa repetibilidade nos ensaios. Ademais, a estricção nos espécimes com orientação de 0° é visivelmente maior do que o alongamento nos corpos de prova com diferentes orientações.

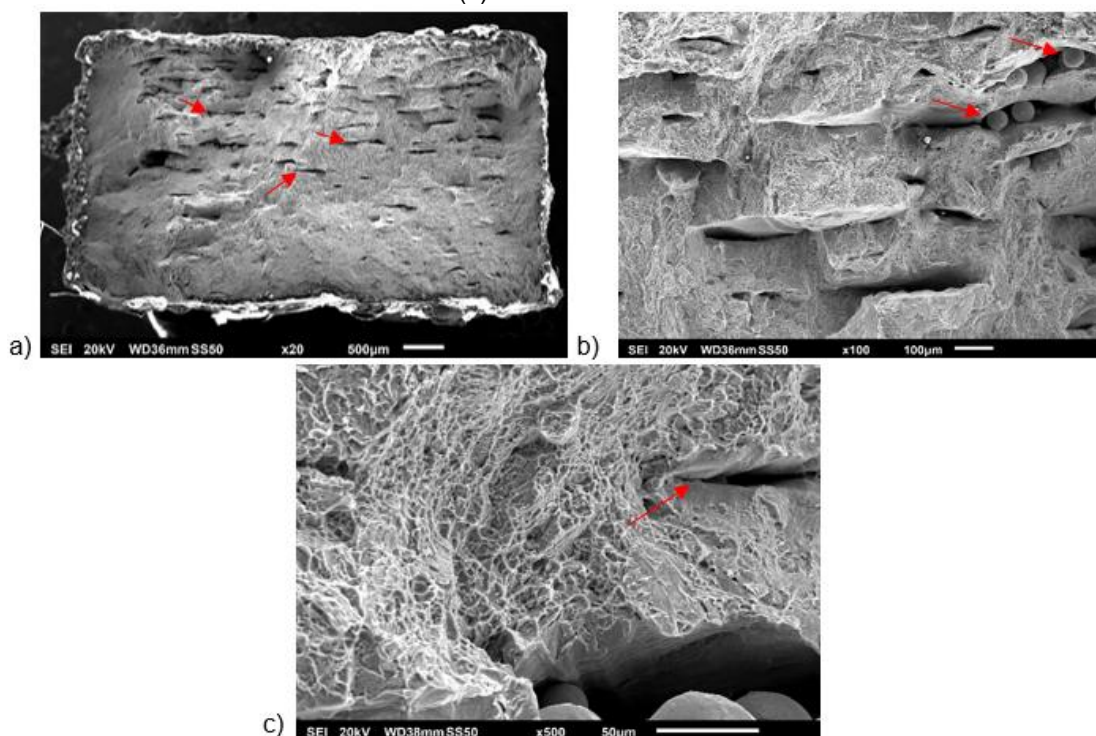
Figura 32 – Espécimes fraturados com orientação de impressão (a) 0° , (b) 45° , (c) 60° e (d) 90° .



Fonte: Produzido pela autora.

Ao observar os espécimes após a falha, o comportamento dúctil não é visto de forma clara. Porém, com a análise das superfícies de fratura dos espécimes P001, P452, P603, P901 foram revelados defeitos de diferentes tipos e tamanhos no material. A Figura 33 mostra imagens obtidas pelo MEV das superfícies de fratura. Após análise das imagens das quatro amostras, falhas de impressão são evidentes perpendicularmente a direção de construção: partículas de pó não fundido (Figura 33 b) e vazios entre camadas empilhadas devido a regiões não fundidas corretamente (Figura 33 a). Por fim, na Figura 33 c pode ser observado o aspecto topográfico “rugoso” da superfície de fratura e as *dimples*, evidenciando a fratura dúctil.

Figura 33 – Imagens de MEV da superfície de fratura do espécime P001. (a) baixo e (b) médio e (c) alto aumento.

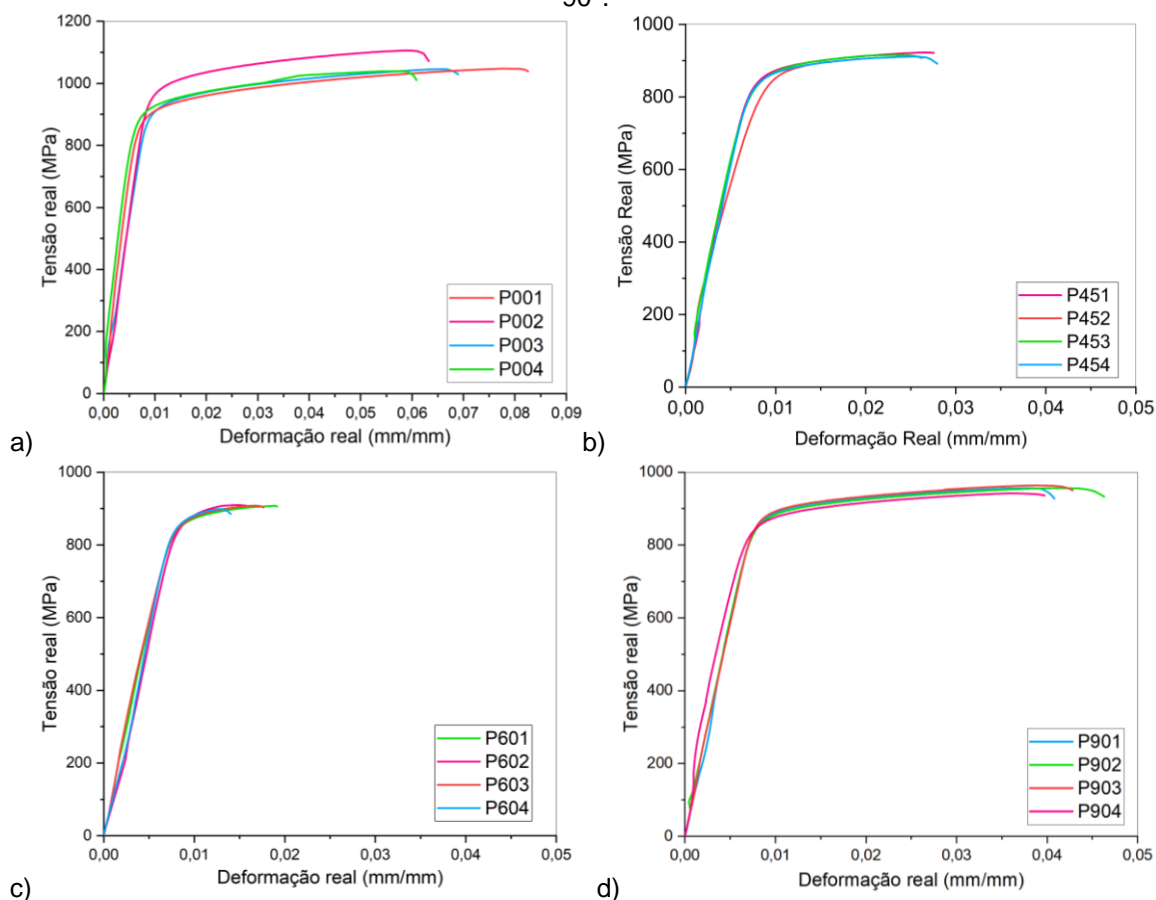


Fonte: Produção própria da autora.

4.2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS E ANISOTROPIA

Na Figura 34 são apresentadas as curvas tensão x deformação reais para o material impresso com diferentes orientações de impressão. A nomenclatura dos espécimes está de acordo com a Tabela 5. Como pode ser observado, os resultados obtidos apresentam boa homogeneidade entre si.

Figura 34 – Curvas tensão x deformação dos espécimes nas direções: a) 0°, b) 45°, c) 60° e d) 90°.



Fonte: Produzido pela autora, utilizando o software Origin®.

Observando as curvas mostradas na Figura 35, foi possível avaliar a influência da orientação de impressão nas propriedades elasto-plásticas dos espécimes da liga Ti-6Al-4V impressos via EBM. Os valores médios são apresentados na Tabela 6:

Tabela 6 – Propriedades mecânicas para cada orientação de impressão.

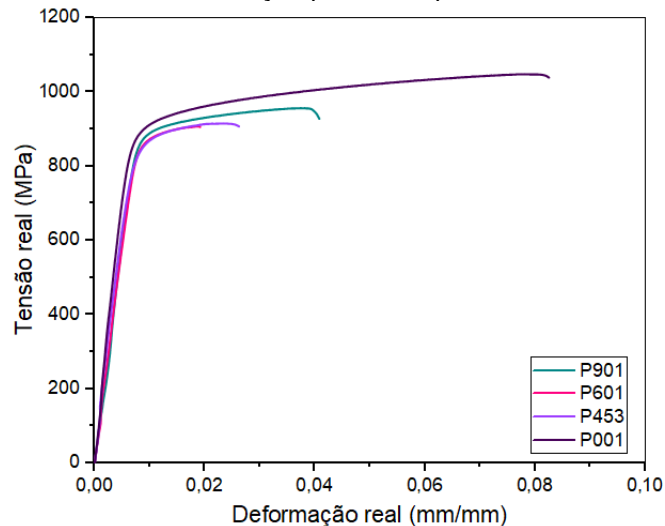
Orientação de impressão	E (GPa)	σ_y	σ_u	$\sigma_{rup \text{ real}}$	ϵ_f (mm/mm)
0°	125,81±13,04	908,32±9,23	982,63 ±5,62	1045,05±3,54	0,0752±0,0150
45°	115,89±3,11	869,69 ±11,82	894,93±4,03	916,65±4,77	0,0357±0,0062
60°	116,00±7,30	869,82±4,87	889,33±3,11	903,60±3,83	0,0206±0,0017
90°	117,68±4,81	883,13±6,31	924,27±3,50	959,36±3,51	0,0479±0,0011

Fonte: Produzido pela autora.

A tensão de escoamento (σ_y) foi a propriedade mecânica com menor variação com relação a orientação de impressão, em torno de 3,7%. Sendo que a direção de impressão à 60° apresentou a menor σ_y , enquanto que à 0° a tensão de escoamento é a maior ($\sigma_y = 908,32$ MPa). A anisotropia mais evidente ocorreu entre os valores da deformação na ruptura do espécime (ϵ_f), com uma diferença

em torno de 54%, como pode ser observado no gráfico abaixo (Figura 35). Os resultados obtidos estão de acordo com outros trabalhos [2,3,14], nos quais as propriedades na tração mostram uma anisotropia significativa em diferentes orientações para componentes impressos por MA.

Figura 35 – curvas tensão x deformação para os espécimes P001, P451, P601, P901.

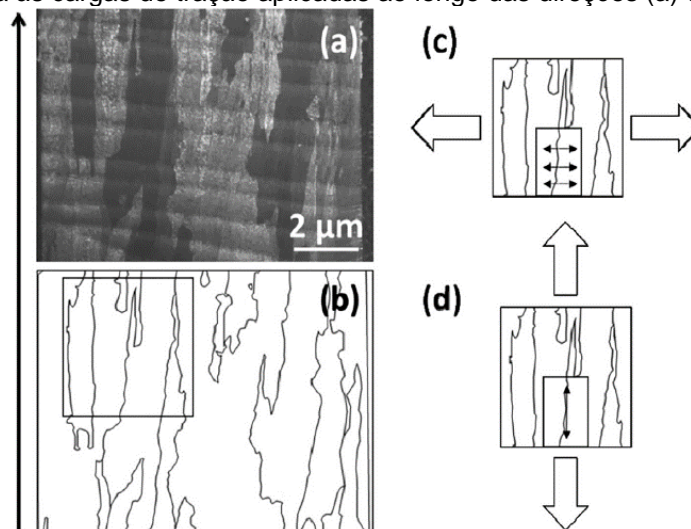


Fonte: Produzido pela autora utilizando o software Origin®.

A divergência nas propriedades macro mecânicas devido a orientação de impressão está fortemente relacionada a microestrutura anisotrópica e porosidade presente em peças produzidas por MA: os grãos β primários crescem longitudinalmente ao longo da direção de impressão, apresentando um formato colunar alongado. Uma fina camada de fase α ao redor do contorno de grão é formada, delineando os grãos β ao longo do seu eixo longitudinal. Estes contornos de fase α servem como caminhos entre os grãos β primários, onde o dano é preferencialmente acumulado.

Dessa forma, quando as amostras são expostas à tração na direção horizontal (0°), as cargas de tração são exercidas nos eixos menores dos grãos β e os contornos α atuam como separadores dos grãos β adjacentes (Figura 36 a, c). No caso da carga aplica à 90° (eixo z da plataforma de impressão), os eixos longos dos grãos β e a fase α ao longo do contorno do grão são submetidos às cargas de tração longitudinais (Figura 36 b, d). Portanto, a microestrutura anisotrópica predispõe os espécimes horizontais mais facilmente à falha em comparação com os espécimes longitudinais. Conseqüentemente, as amostras longitudinais tendem a ter um valor de alongamento mais alto [3].

Figura 36 – Ilustração do comportamento da microestrutura da Ti6Al4V produzida por MA que é submetida às cargas de tração aplicadas ao longo das direções (a) 0° e (b) 90°.



Fonte: adaptado de [3].

Contudo, os resultados experimentais deste trabalho geraram o resultado oposto. Isto pode ocorrer devido a porosidade da amostra e o prevaletimento de grãos do pó não fundidos corretamente [14].

Para avaliar a competitividade dos componentes feitos por manufatura aditiva, foram comparadas as propriedades obtidas experimentalmente com a tensão de escoamento, tensão útil e deformação na fratura típicas apresentadas pela liga Ti-6Al-4V nos processos de forjamento e fundição, além dos valores de referência fornecidos pela ASTM-F136 e os dados apresentados na literatura para o método de EBM [47].

Tabela 7 – Propriedades de tração para peças Ti6Al4V construídas com EBM, fundição e forjamento.

Processo		σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_f (%)
EBM	Longitudinal (90°)	812 ± 12	851 ± 19	3,6 ± 0,9
EBM	Horizontal (0°)	783 ± 15	833 ± 22	2,7 ± 0,4
Forjado	Longitudinal (90°)	836 ± 90	942 ± 80	12,5 ± 1,2
Forjado	Horizontal (0°)	832 ± 10	933 ± 70	13,0 ± 1,5
Fundido	-	865	980	13,5
Fundido	-	750 ± 20	875 ± 10	4,5 ± 0,2
ASTM	-	>795	>860	>10

Fonte: Adaptado de [14].

Comparado com os dados obtidos experimentalmente neste trabalho, a tensão de escoamento varia 12% e 7%, e a tensão última varia 5% e 12% com relação aos valores para EBM longitudinal (direção z) e horizontal (direções x, y) encontrados na literatura, respectivamente. A variação da Tensão de escoamento está em torno de 7% se comparada aos processos de forjamento e fundição. Para

a Tensão última os valores experimentais, de Forjamento e de Fundição são praticamente os mesmos, com uma diferença de apenas 1%.

Com relação a Deformação na fratura ϵ_f , os valores encontrados experimentalmente para todos os espécimes estão substancialmente abaixo daqueles fornecidos por [14] para os processos de forjamento e fundição, como pode ser observado nas Tabela 6 e Tabela 7 [14]. O intervalo para as amostras de EBM é de 2-7% para o alongamento, enquanto que para os processos de forjamento o intervalo é de 12-14%. Isto ocorre devido à alta rugosidade superficial de corpos de prova produzidos por manufatura aditiva. Deste modo, as companhias de MA fazem usinagem após a impressão e outros pós-processamentos como recozimento.

Diversos trabalhos possuem como objetivo avaliar a influência do conjunto de parâmetros utilizados para impressão no material [12,22,23]. Portanto, as propriedades mecânicas variam na literatura, pois, elas dependem do fabricante do equipamento, modelo, e conjunto de parâmetros utilizados para impressão. Dessa forma, este material pode apresentar tensão de escoamento em torno de 950 MPa e ruptura de até 1020 MPa na direção de impressão ao longo do eixo Z [24].

4.2.3 LEVANTAMENTO DE PARÂMETROS CONSTITUTIVOS

Os resultados experimentais, especificamente as curvas tensão real x deformação real foram empregadas para calcular os parâmetros do modelo de plasticidade de Johnson-Cook e do critério de escoamento anisotrópico Hill48.

4.2.3.1 CÁLCULO DOS PARÂMETROS DE JOHNSON-COOK

As constantes A, B e C da Equação 4 foram determinadas com o método de ajuste de curvas realizado no software Microsoft Excel® (GRG solver) sobre as curvas tensão x deformação provenientes dos ensaios de tração uniaxiais nos corpos de prova Padrão da norma ASTM A370 (2008). Dessa forma, os parâmetros elasto-plásticos A, B e C para cada ângulo de impressão podem ser observados na Tabela 8:

Tabela 8– Parâmetros elasto-plásticos de Johnson-Cook

Ângulo de Impressão	A	B	C
0°	889,49	538,77	0,34
45°	822,11	462,83	0,38
60°	830,93	719,24	0,45
90°	854,87	466,40	0,43
Média	849,35	546,81	0,4

Fonte: Produzido pela autora.

4.2.3.2 CÁLCULO DOS PARÂMETROS DE HILL48

Quando os critérios de escoamento anisotrópico são usados nas simulações de MEF, os parâmetros devem ser resolvidos de acordo com os dados de propriedade do material. No caso do critério Hill48, estes parâmetros podem ser calculados com tensões de escoamento ou valores de taxas de deformações em direções diferentes, ou ambos. Para implementar numericamente o critério de escoamento anisotrópico Hill48 no Abaqus®, são necessárias as razões de tensão de escoamento anisotrópicas ($R(\theta)$), como mostrado nas equações 10 – 15 [48].

Porém, deve ser esclarecido que métodos diferentes podem produzir parâmetros diferentes, e não há um padrão uniforme de método de solução especificamente para um determinado processo de manufatura. Ou seja, a diferença do método de resolução de parâmetros pode afetar a precisão dos critérios de escoamento [49].

O método utilizado nesse trabalho para aquisição dos parâmetros foi um algoritmo de otimização no software MATLAB® através de uma função de custo (denominada $cost(F, G, H, N)$) para as constantes F, G, H e N:

$$R(\theta) = \frac{1}{\sqrt{F.\sin^4\theta + G.\cos^4\theta + H.\cos^4 2\theta + 2N.\sin^2\theta \cos^2\theta}} \quad (38)$$

$$cost(F, G, H, N) = (R_0^{Pr} - R_0^{test}) + (R_{45}^{Pr} - R_{45}^{test}) + (R_{90}^{Pr} - R_{90}^{test}) \quad (39)$$

Na qual a variação das razões de escoamento teóricas previstas R_θ^{Pr} para cada direção de impressão e as razões de escoamento experimentais R_θ^{test} devem ser mínimas. Neste trabalho as R_θ^{test} foram:

Tabela 9 – razões de escoamento anisotrópicas experimentais.

R ₀	R ₄₅	R ₆₀	R ₉₀
1	0,9117	0,9426	0,9511

Fonte: Produzido pela autora.

Os parâmetros R_{11} , R_{22} , R_{33} , R_{12} , R_{13} , R_{23} resultantes do processo de otimização são mostrados na Tabela 10 abaixo:

Tabela 10 – razões de escoamento anisotrópicas HILL48.

R_{11}	R_{22}	R_{33}	R_{12}	R_{13}	R_{23}
1	0,9811	0,8982	0,9577	1	1

Fonte: Produzido pela autora.

Os parâmetros do modelo elasto-plástico de Johnson-Cook e do critério de escoamento anisotrópico Hill48 foram validados e verificados com simulação numérica e ensaios experimentais, os quais serão descritos no capítulo 6.

5. CARACTERIZAÇÃO À FRATURA

Visando garantir produtos dentro das normas exigidas para aplicação comercial é imprescindível conhecer os limites dos materiais utilizados. A primeira etapa em um projeto de engenharia consiste em definir o material de acordo com as suas propriedades mecânicas e seu comportamento antes e depois do dano. Deste modo, é possível prever falhas catastróficas e danos estruturais plásticos que podem afetar a segurança do usuário. Portanto, a caracterização elasto-plástica do material e seu mecanismo de falha é necessário para direcionar sua aplicação.

A propagação de uma trinca ocorre, entre outros fatores, devido a concentração de tensões por prologados períodos de tempo na ponta da trinca. Para materiais modelados como isotrópicos e linearmente elásticos, os estados de tensão e deformação na ponta da trinca são proporcionais ao Fator de Intensidade de Tensão (K). Ou seja, K define completamente as condições na ponta da trinca e pode ser calculado para diferentes geometrias e carregamentos.

Prosseguindo, um material falha localmente dependendo da combinação de tensões e deformações no momento, então a extensão da trinca ocorre em um valor crítico denominado como K_c . Este valor de K_c é uma constante do material, independente da geometria ou do tamanho do corpo com trinca, sendo uma medida da tenacidade à fratura do material.

Nesta seção, descreve-se a metodologia dos ensaios de fratura dos corpos de prova compactos *as-built* feitos por EBM com a liga Ti-6Al-4V em pó como matéria-prima. Assim como para a caracterização elasto-plástica, quatro orientações de impressão foram consideradas para o desenvolvimento do estudo experimental, o qual será comparado no capítulo 6 com modelos teóricos e resultados numéricos. Portanto, a caracterização a fratura neste trabalho tem como objetivo determinar a Resistência a Fratura Linear-elástica no modo I (K_{Ic}) para a liga Ti64.

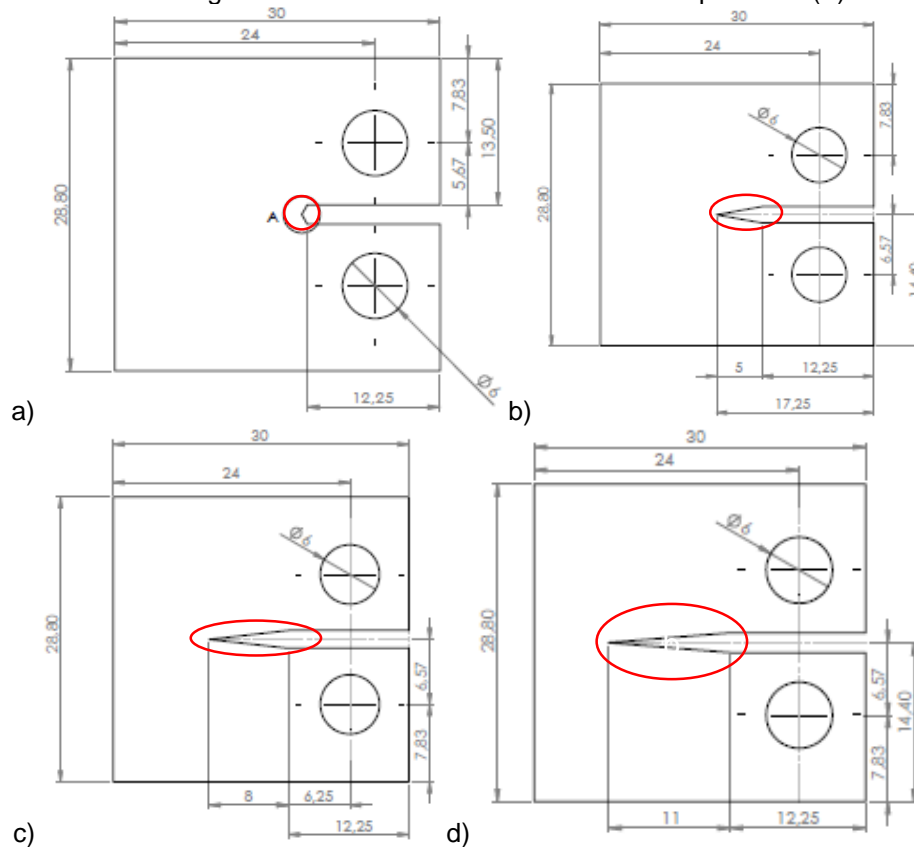
5.1 METODOLOGIA

5.1.1 CORPO DE PROVA PARA ENSAIOS DE FRATURA

Devido à escassez de material, o ensaio mecânico de flexão foi mudado para o ensaio com tração, pois, o CDP padrão SE(B) “*Standard Specimen Bend*” da norma [50] precisa de uma quantidade maior de pó metálico para ser fabricado do que o corpo de prova compacto de tração (comumente denominado C(T), “*Standart Compact Tension Specimen*”) [50].

A validade do valor do K_{Ic} depende do estabelecimento de uma condição de trinca aguda na ponta em um espécime com um tamanho adequado para garantir condições predominantemente elásticas lineares e deformações planas. Portanto, foi necessária uma investigação para encontrar a geometria e o tamanho ideal de acordo com a quantidade de material disponível, através de simulação numérica. Com isso em mente, foram simulados espécimes C(T) com diferentes comprimentos longitudinais do entalhe (d), variando de 0,5 mm até 11 mm (os valores do comprimento d foram arbitrários), como pode ser observado na Figura 37:

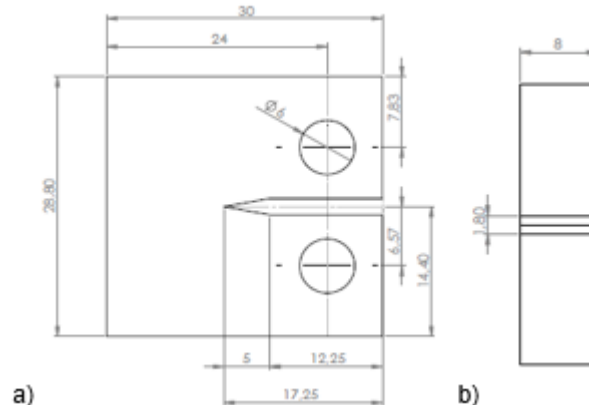
Figura 37 – Comprimento longitudinal dos entalhes: $d =$ (a) 0,5 mm; (b) 5 mm; (c) 8 mm e (d) 11 mm. As regiões em vermelho são os entalhes do espécime C(T).



Fonte: Produção da autora usando o software SolidWorks®.

Após os resultados das simulações, foi determinado o espécime C(T) com $d=5$ mm como ideal para os ensaios de fratura (Figura 38). A avaliação da influência do tamanho da ponta do entalhe nos valores de K_{IC} foi descrita em detalhes no Anexo 2.

Figura 38 – a) Vista Frontal e (b) Vista Lateral do CDP compacto escolhido.



Fonte: Produzido pela autora através do software Solidworks®.

A nomenclatura utilizada neste trabalho para os espécimes compactos de tração é apresentada na Tabela 11. Os caracteres C e T são referentes a sigla C(T), os dois primeiros números são referentes a orientação de impressão e o

último carácter é a numeração escolhida aleatoriamente para o espécime. Com relação a repetibilidade, de acordo com a norma [50] são necessários no mínimo três ensaios para cada condição de material. Com isso, foram fabricados quatro corpos de prova padrão para cada orientação de impressão para se obter uma resposta estatística do material, sendo o quarto espécime uma forma de assegurar a tendência dos resultados experimentais, totalizando dezesseis.

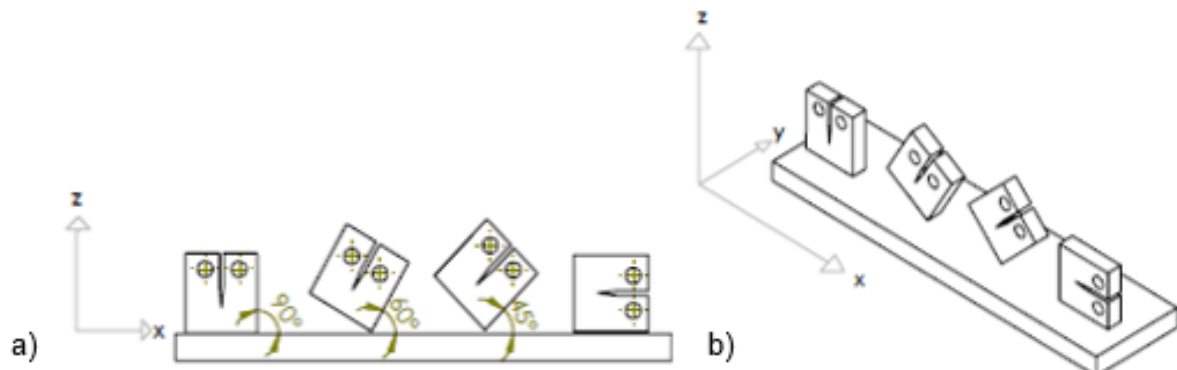
Tabela 11 – corpos de prova C(T) impressos via EBM com relação a orientação de impressão.

	Orientação de impressão			
	0°	45°	60°	90°
Nomenclatura	CT001	CT451	CT601	CT901
	CT002	CT452	CT602	CT902
	CT003	CT453	CT603	CT903
	CT004	CT454	CT604	CT904

Fonte: Produzido pela autora.

A Figura 39 mostra a distribuição dos espécimes tendo como referencial a plataforma de construção.

Figura 39 – a) Vista Lateral dos espécimes C(T) na plataforma de construção. b) Vista 3D dos espécimes na plataforma de construção.



Fonte: Produzido pela autora usando o software SolidWorks®.

Na Figura 40 pode-se observar quatro corpos de prova C(T) *as-built* impressos com orientação a 0°, 45°, 60° e 90° da esquerda para a direita, respectivamente. Para impressão à 45° e à 60° foram necessárias estruturas de suporte. Aqueles impressos à 0° apresentaram falha na fabricação, resultando em deformidades no entalhe e na geometria dos furos.

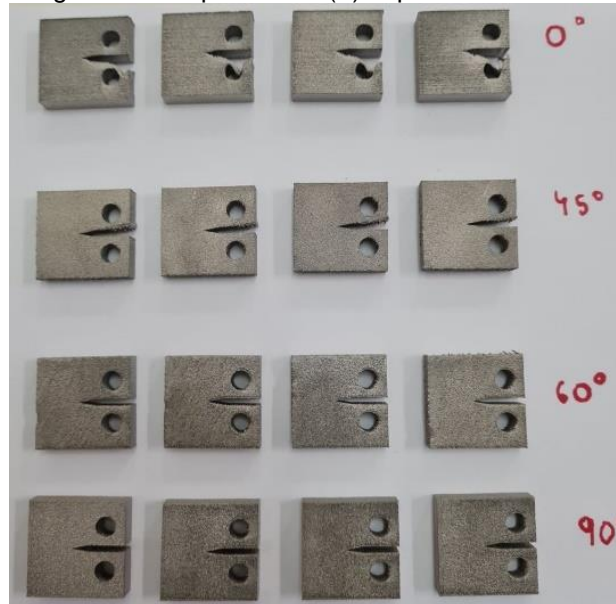
Figura 40 – espécimes C(T) *as-built* com as estruturas de sustentação.



Fonte: Produzida pela autora.

A Figura 41 mostra corpos de prova C(T) após a retirada das estruturas de suporte com o uso de um alicate, e lixamento nas superfícies laterais onde os suportes estavam acoplados. Os espécimes possuem seção transversal de 102 mm², região na frente da ponta aguda do entalhe (onde se espera a falha), e espessura de 8 mm. Aqueles impressos à 0° apresentaram falha na fabricação, resultando em uma deformidade no entalhe e nos furos inferiores.

Figura 41 – espécimes C(T) impressos via EBM.

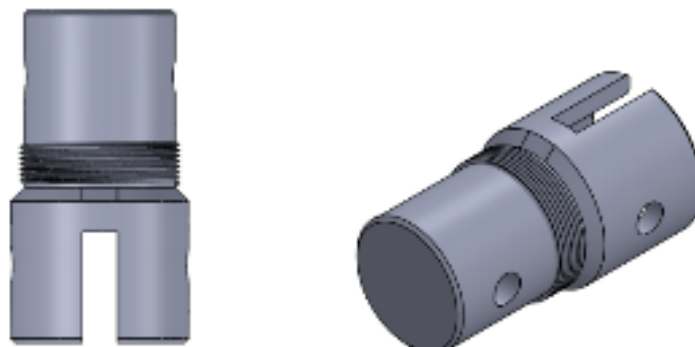


Fonte: Produzida pela autora.

5.1.2 APARATO EXPERIMENTAL

O dispositivo de encaixe na máquina Instron® foi projetado especificamente para o corpo de prova de tração compacto C(T) com 8 mm de espessura (Figura 42). O desenho técnico completo do dispositivo e o seu modelo 3D podem ser encontrados no anexo 1.

Figura 42 – a) Vista frontal e b) vista 3D da peça de encaixe.



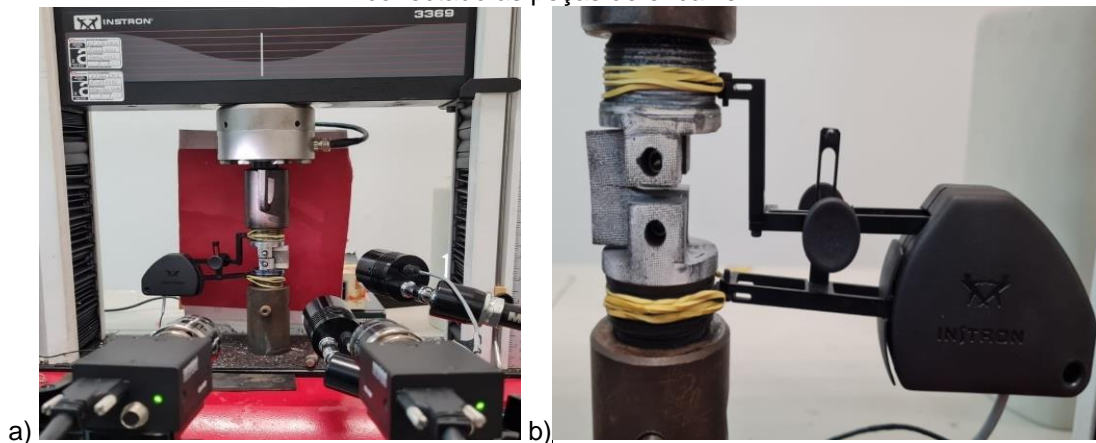
Fonte: Produzido pela autora usando o software Solidworks®.

O equipamento de DIC mencionado no capítulo anterior também foi utilizado nestes ensaios com os corpos de prova C(T) para obtenção dos campos de deformações.

Para os ensaios de fratura foi utilizado um *clip-gage* com 10 cm entre suas pás e conectado ao dispositivo de encaixe (Figura 43b) e não ao corpo de prova, devido ao tamanho compacto do espécime.

De forma geral, o procedimento experimental utilizado nos ensaios de fratura segue a metodologia exemplificada no capítulo 4. Porém, a célula de carga neste caso suporta o carregamento máximo de 50 kN. A configuração dos ensaios de fratura é mostrada na Figura 43a:

Figura 43 – a) *Set-up* para os ensaios de fratura em baixas taxas de deformação. b) *Clip-gage* conectado as peças de encaixe.



Fonte: produzido pela autora.

5.2 ANÁLISE DE DADOS

Para calcular o valor de K_{IC} é necessário utilizar a fórmula presente na norma *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials*, e para isso deve ser obedecido o critério de linearidade [50] :

“9.1.4 The value $2.5\left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}}\right)^2$, where σ_{YS} is the 0.2% offset yield strength in tension [...], shall be calculated. If this quantity is less than the specimen ligament size, $W - a$ then K_Q is equal to K_{IC} . Otherwise, the test is not a valid K_{IC} test.”

Ou seja,

$$2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_Y} \right)^2 \leq W - a \text{ para } K_Q = K_{IC} \quad (40)$$

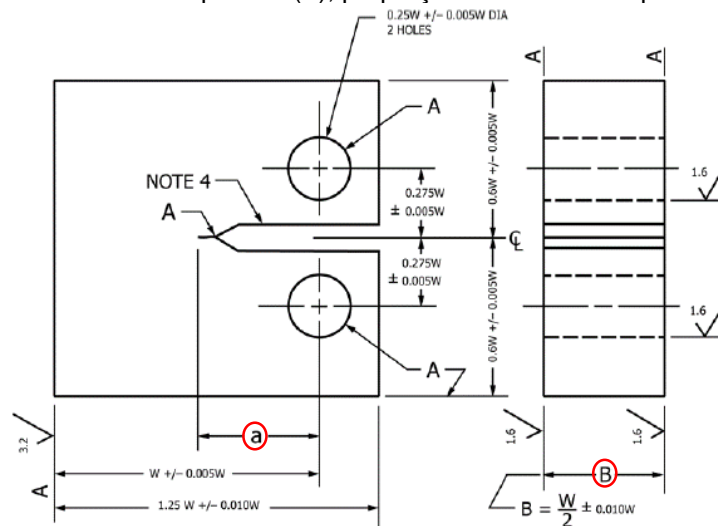
Na qual a é uma das dimensões do entalhe, como mostrado na Figura 44, e W é um valor arbitrário, neste caso foi escolhido como 24 mm, de modo que o espécime tenha a geometria menor possível.

A definição do K_Q fornecida pela norma [50] varia para cada geometria de espécime, para o corpo de prova compacto C(T), a fórmula para o K_Q é representada abaixo:

$$K_Q = \frac{P_Q}{\sqrt{B^2 \sqrt{W}}} f \left(\frac{a}{W} \right) \quad (41)$$

Na qual $P_Q = P_{\text{máx}}$ e B é a espessura do espécime (Figura 44).

Figura 44 – CDP compacto C(T), proporções e tolerâncias padronizadas.



Fonte: “Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials”, ASTM E399-17.

A função $f \left(\frac{a}{W} \right)$ varia para cada tipo de espécime. Para o corpo de prova compacto C(T) têm-se:

$$f \left(\frac{a}{W} \right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W} \right) \left[0.886 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W} \right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]}{\left(1 - \frac{a}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \quad (42)$$

Estas equações foram estabelecidas por análise de tensão elástica de configurações de espécimes especificadas para a metodologia dos ensaios de tração e flexão descritos na ASTM E399-17 [50].

Dessa forma, as etapas para determinação do K_{IC} são: primeiramente, deve-se calcular o valor de K_Q (equações 37 e 38) e avaliar se o critério de

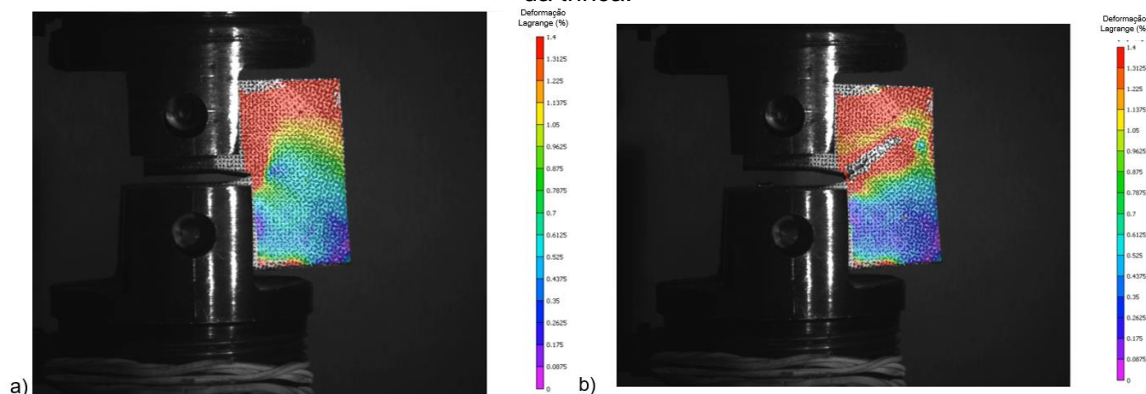
linearidade está sendo obedecido (equação 36). Feito isto, pode ser realizado o ensaio de fratura, com o espécime C(T) sob condição predominantemente linear-elástica e estado plano de deformações. Então, a relação de força x deslocamento é levantada, obtendo a força P_Q . Por fim, obedecendo o critério de linearidade, o valor de K_{Ic} é determinado.

5.3 RESULTADOS PRELIMINARES E DISCUSSÃO

5.3.1 ESPÉCIMES APÓS ENSAIOS DE FRATURA

Os ensaios de fratura foram realizados em doze corpos de prova, quatro espécimes foram separados para ensaios sem o DIC, devido a não ser possível observar a propagação da trinca com o *speckle-pattern* na superfície do espécime. A Figura 45 mostra imagens via DIC do espécime CT451 antes e depois da falha.

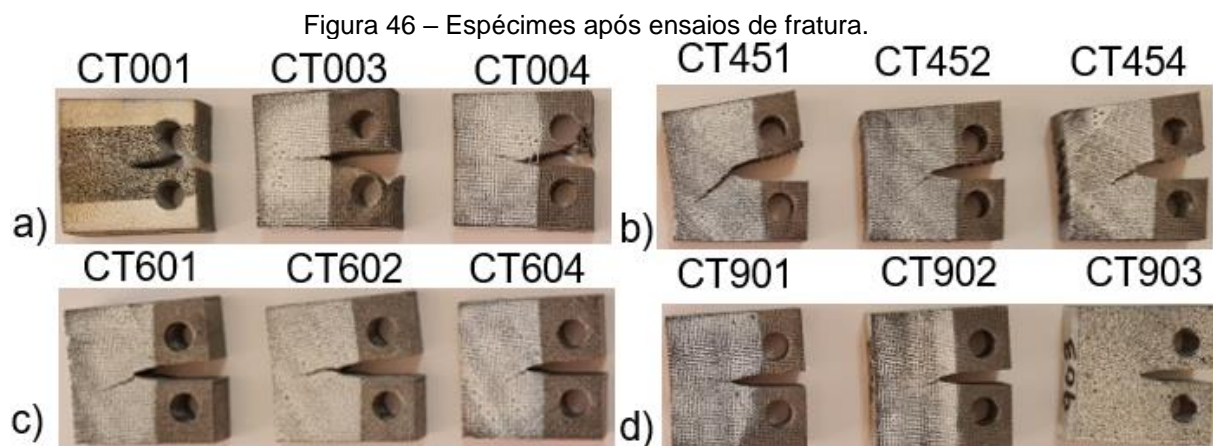
Figura 45 – Ensaio de fratura do espécime CT451: a) antes da falha e (b) durante a propagação da trinca.



Fonte: produzido pela autora utilizando o software Vic-3D 9®.

Contudo, as deformações geradas pelo Vic-3D 9® não puderam ser utilizadas pois os dados estavam oscilantes e suas ordens de grandeza não estavam de acordo com a realidade. Este resultado pode ter ocorrido em razão da deformação na ponta da trinca ser pontual com decaimento exponencial conforme ela se inicia, enquanto que o software do DIC calcula a deformação média em subáreas de uma região definida pelo usuário. Dessa forma, não é adequado um amplo campo de visão, sendo o micro DIC uma escolha mais adequada para obter a deformação na ponta da trinca. Portanto, o *clip-gage* foi utilizado para a obtenção dos deslocamentos.

Na Figura 46 pode-se observar os corpos de prova C(T) após os ensaios de fratura. Aparentemente, a propagação das trincas não seguiu um padrão para diferentes orientações de impressão. Contudo, houve um padrão de propagação para cada orientação de impressão: para os corpos de prova CT00 e CT90 (Figura 46a e d) a propagação foi horizontal, enquanto que para os espécimes CT45 e CT60 (Figura 46b e c) a propagação foi angular, contrária a orientação. A divergência de comportamento entre os grupos de espécimes aponta para a variação na orientação das camadas, e as pequenas variações de propagação no mesmo grupo podem ser devido à distribuição aleatória de defeitos internos. A propagação das trincas contrária as orientações de impressão nos casos 45°, 60° e 90° indicam que a resistência de ligação das camadas de material fundido é menor do que a tensão proveniente do carregamento, sendo o caminho de menor energia necessária para a trinca percorrer o caminho entre as camadas. Curiosamente, o oposto ocorreu para as amostras CT impressas a 0°: a propagação das trincas foi ao longo das camadas, portanto, a resistência de ligação do material entre as camadas era maior do que a tensão fornecida pelo carregamento.



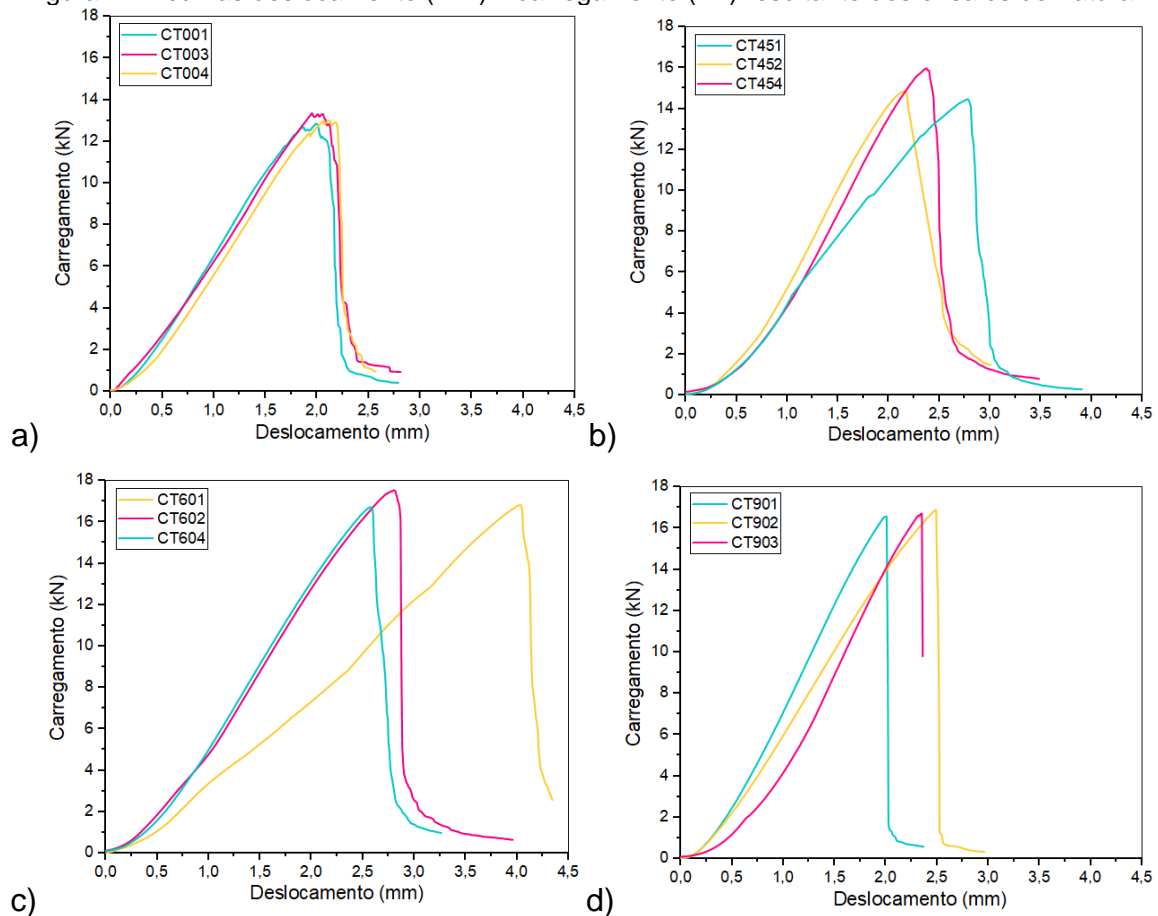
Fonte: produzido pela autora.

5.3.2 LEVANTAMENTO DE CURVAS CARREGAMENTO X DESLOCAMENTO

As curvas força x deslocamento para cada orientação de impressão são apresentadas na Figura 47, sendo que a nomenclatura utilizada para os corpos

de prova foi apresentada na Tabela 11. Devido a deformação plástica nos pinos, os deslocamentos foram ajustados para melhor visualização das curvas.

Figura 47 – curvas deslocamento (mm) x carregamento (kN) resultante dos ensaios de fratura.



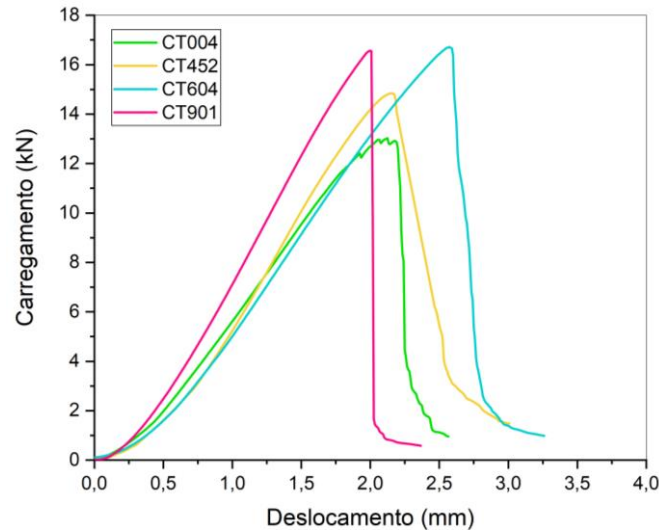
Fonte: produzido pela autora usando o software Origin®.

Apesar das deformidades nos furos inferiores dos corpos de prova impressos a 0° , suas curvas experimentais foram as que mais apresentaram homogeneidade entre si. A variação de deslocamento entre as curvas com mesma orientação de impressão, principalmente a divergência na resposta do CT601 com relação aos espécimes CT602 e CT604, deve-se possivelmente a deformação plástica dos pinos de aço e a uma pequena rotação ($\approx 4^\circ$) dos corpos de prova no momento dos ensaios.

Com relação a variável de interesse, os espécimes impressos a 60° e a 90° atingiram os valores mais altos de força máxima ($P_{\text{máx}} \approx 17\text{kN}$) para falha, enquanto os espécimes impressos a 0° atingiram os valores mais baixos de força máxima

($P_{\text{máx}} \approx 13\text{kN}$) para a iniciação da trinca. Para efeito de comparação, as curvas dos espécimes CT004, CT452, CT604 e CT901 são mostradas na Figura 48.

Figura 48 – curvas deslocamento (mm) x carregamento (kN) dos espécimes CT004, CT452, CT604 e CT901.



Fonte: produzido pela autora usando o software Origin®.

Os resultados indicam que o cisalhamento maior entre as camadas de material nos corpos de prova a 0° e 45° pode ter causado valores menores de $P_{\text{máx}}$. Além disso, as pequenas deformações plásticas dos pinos de aço, no furo da peça de encaixe fixada e o deslocamento e a rotação dos corpos de prova no momento dos ensaios podem ter afetado os resultados.

5.3.3 EFEITOS ANISOTRÓPICOS NA RESISTÊNCIA A FRATURA LINEAR-ELÁSTICA

Após o levantamento das curvas força x deslocamento para os corpos de prova C(T), a tenacidade a fratura da liga Ti-6Al-4V com relação a orientação de impressão é apresentada na Tabela 12:

Tabela 12 – Valores de K_{Ic} experimentais de acordo com a orientação de impressão.

Orientação de impressão	K_{Ic} ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
0°	$80,38 \pm 2,31$
45°	$90,60 \pm 4,70$
60°	$105,9246 \pm 2,13$
90°	$104,2766 \pm 0,72$

Fonte: produzido pela autora.

Foi observada uma variação média de 11% no K_{IC} , com a maior discrepância sendo de 32% entre 0° e 60° . Pode-se concluir que houve uma anisotropia na força máxima necessária para que a fratura ocorresse no material, afetando a tenacidade à fratura.

É evidente que o aumento no ângulo da orientação de impressão acarreta em maiores valores de K_{IC} . Visto que todas as amostras foram impressas sobre as mesmas condições de impressão, pode-se descartar que essa diferença é devido a divergências nas características intrínsecas dos espécimes, e.g. tamanho de grão e concentração de defeitos [51]. Portanto, o aumento de K_{IC} é devido a características anisotrópicas induzidas pela orientação de impressão.

Com base em investigações anteriores, o desempenho do K_{IC} é determinado principalmente pela tortuosidade da trinca e pela deformação plástica do material [52,53]. Devido à estrutura lamelar típica de amostras de Titânio fabricada por EBM, o caminho percorrido pelas trincas são mais tortuosos e aumentam a energia de propagação da mesma devido ao fato de que as fases α lamelares são benéficas para a deflexão das trincas principais durante o processo de propagação [4].

Na Tabela 13 foram comparados valores de K_Q e K_{IC} da liga Ti-6Al-4V fabricada de diferentes formas [13]. Comparando com os resultados do trabalho de [13], os valores de K_Q dos corpos de prova impressos por EBM estão menores do que os reportados neste trabalho. Tal efeito pode ser associado a diferentes parâmetros de impressão, diferença na porosidade e maquinário utilizado. Porém, os intervalos das resistências a fratura para a liga Ti-6Al-4V produzida por forjamento e fundição estão de acordo com os valores encontrados experimentalmente, como mostrado na Tabela 12. Vale ressaltar que os valores de K_{IC} calculados neste trabalho estão similares ao reportado previamente na literatura para o material tratado com prensagem isostática a quente [13].

Tabela 13 – Comparação de resistência a fratura de espécimes (Ti-6Al-4V) impressos por EBM, forjados, fundidos, e com tratamento térmico-mecânico (PIQ).

Espécime	Orientação do teste	Resistência a fratura K_Q ($MPa\sqrt{m}$)
EBM <i>as-built</i> *	yz(90°),yx	68-80
EBM <i>as-built</i> *	zy(0°)	65
EBM <i>as-built</i> *	xy	67
Forjado	yx	88-110
Prensado isostático a quente	yx	97-112
Recozido e Fundido	yx	65-90

*Todos as amostras feitas por MA violaram o critério da ASTM para um K_{IC} válido.

Fonte: Adaptado de [13].

No próximo capítulo os valores de K_{IC} das simulações numéricas foram comparados com as resistências obtidas em cada direção de impressão para analisar se o resultado da simulação diverge do experimental devido a anisotropia.

6. MODELAGEM NUMÉRICA

Desde os anos 70, a análise de elementos finitos é uma etapa importante em um projeto de engenharia para prever a resposta estrutural de componentes submetidos a determinado carregamento. Esta análise é feita com softwares de simulações numéricas por elementos finitos, os quais baseiam o comportamento do material em modelos elásticos ou elasto-plásticos (como de Johnson Cook) e critérios de dano ou falha. Desta forma, é importante avaliar a representatividade dos modelos numéricos, melhorando assim a robustez de projetos de componentes de engenharia.

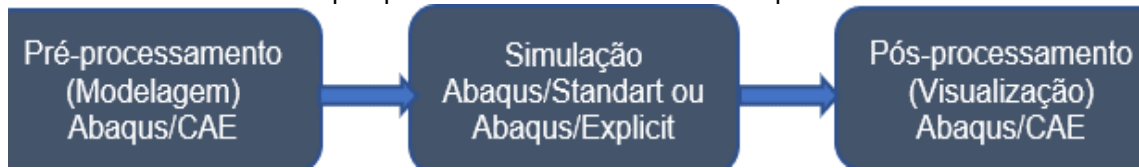
6.1 DESCRIÇÃO DO MODELO NUMÉRICO

6.1.1 SOFTWARE DE SIMULAÇÃO

Abaqus® é um software de simulação baseado no método dos elementos finitos, cujas soluções completas para problemas de engenharia cobrem um amplo espectro de aplicações industriais e acadêmicas. Na indústria aeronáutica por exemplo, os(as) engenheiros(as) são capazes de considerar carregamentos aerodinâmicos, vibração estrutural dinâmica, impacto, estática não linear, efeitos térmicos e acústicos-estruturais [54].

De maneira geral, o software funciona da seguinte forma (Figura 49):

Figura 49 – diagrama ilustrativo mostrando as etapas de pré-processamento, processamento e pós-processamento do software Abaqus.



Fonte: Produção própria da autora usando o software Abaqus®.

O *Abaqus/CAE* ("Complete Abaqus Environment") é utilizado tanto para modelagem do material, da estrutura, do carregamento e análise de montagens (pré-processamento) quanto para visualização do resultado da análise de Elementos Finitos (MEF). Neste trabalho, para a etapa de processamento foi utilizado o *Abaqus/Explicit*, pois, ele emprega a integração explícita necessária para o modelo de plasticidade de Johnson-Cook.

Vale ressaltar que o *Abaqus/Explicit* também pode ser utilizado para resolver sistemas não-lineares com contatos complexos sob cargas transientes [54]. Portanto, é comumente empregado na simulação de impactos.

6.1.2 ESTUDO DE SENSIBILIDADE DE MALHA

Na simulação MEF, apenas os espécimes são modelados utilizando as mesmas dimensões do corpo de prova experimental mostrado na Figura 38. Para as simulações dos ensaios mecânicos, os componentes da Instron® e as peças de encaixe são implementadas como condições de contorno e carregamento diretamente no corpo de prova.

Seguindo para as definições dos elementos finitos, os elementos de malha nos espécimes Padrão e C(T) são da forma hexaédrica, do tipo C3D8R "Eight-node brick element with reduced integration" ou elemento de bloco com oito nós e integração reduzida [55]. Como pode ser observado nas Figura 51 e Figura 53.

6.1.2.1 CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO PADRÃO

Visando eliminar qualquer efeito da malha nos resultados, e utilizar modelos otimizados, a escolha da malha de EF foi baseada no estudo de sensibilidade de malha (Tabela 14).

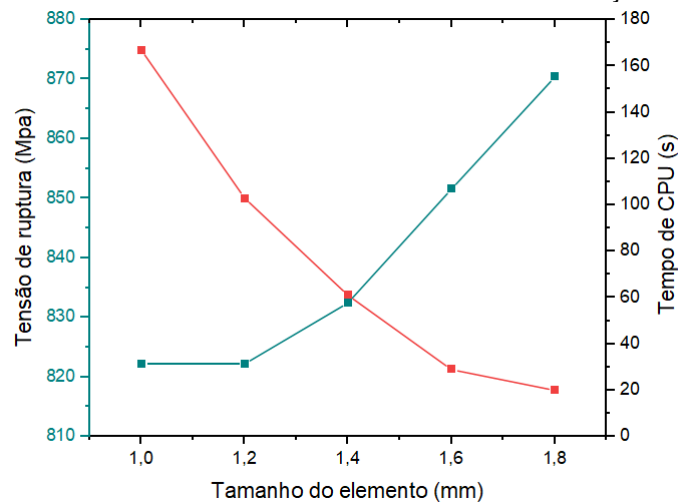
Tabela 14 – Variáveis analisadas no estudo de convergência de malha.

Tamanho médio do elemento (mm)	Tensão em +y (Mpa)	Tempo de processamento até a falha (s)
Mm	Mpa	S
1,8	870,43	20
1,6	851,59	29
1,4	832,49	61
1,2	822,22	103
1	822,22	167

Fonte: Produção da autora.

Para o ensaio de tração com o espécime padrão retangular achatado, a variável de interesse é a tensão na direção +y máxima necessária para que ocorra a ruptura (Figura 50).

Figura 50 – Gráfico de sensibilidade de malha CDP de tração Padrão.

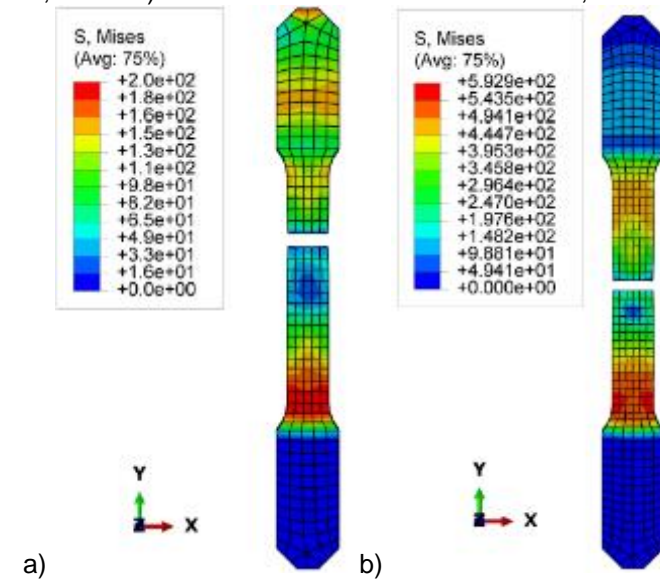


Fonte: Produção da autora usando o software Origin®.

Além de a tensão máxima para o rompimento do espécime ter convergido para 823 MPa, a estrição e conseqüentemente a fratura ocorriam fora do local esperado para elementos de malha maiores que 1,6 mm (Figura 51). Dessa forma,

após o estudo de sensibilidade de malha, o tamanho médio escolhido dos elementos foi de 1,2 mm.

Figura 51 – Ensaio de tração simulado com o CDP Padrão. a) elemento com tamanho médio de 1,6 mm. b) elemento com tamanho médio de 1,2 mm.



Fonte: Produção da autora usando o software Abaqus®.

6.1.2.2 CORPO DE PROVA C(T)

Para a análise de sensibilidade de malha foram realizadas 7 iterações variando o tamanho do elemento em 0,1 mm entre cada iteração até a quinta iteração, depois variou-se 0,02 mm nas duas últimas iterações. O resultado alcançado foi em função da principal variável de interesse a ser extraída dos modelos numéricos, neste caso a força máxima na direção +y ($P_{m\acute{a}x}$), monitorada no furo de cima do espécime, onde a carga será aplicada nos ensaios de tração.

A Tabela 15 mostra os resultados do estudo, no qual tempo de processamento, e principalmente a estabilização do valor do carregamento máximo +y ($P_{m\acute{a}x}$) foram considerados para escolher o tamanho de elemento finito mais otimizado.

Tabela 15 – Variáveis analisadas no estudo de convergência de malha para o espécime C(T).

Tamanho médio do elemento (mm)	$P_{m\acute{a}x}$ em +y (KN)	Tempo de processamento até a falha (horas)
Mm	KN	Horas
0,60	16,00	0,85
0,50	14,19	1,22
0,40	14,48	2,34

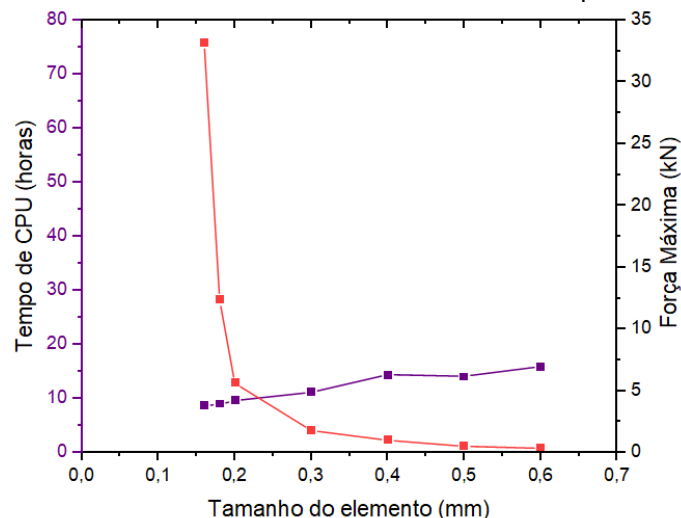
0,30	11,22	4,15
0,20	9,67	12,86
0,18	8,97	28,32
0,16	8,75	75,91

Fonte: Produção da autora.

É possível observar que nos últimos três menores tamanhos de malha houve uma variação de apenas 0,61 KN, sendo que o tempo de processamento até a falha foi em média 31 horas a mais. Portanto, a malha com tamanho médio do elemento de 0,2 mm foi a escolhida por ser a mais otimizada.

A Figura 52 resume o resultado, na qual as curvas rosa e vermelha (0,18 e 0,16 mm, respectivamente) são quase coincidentes, e a curva azul (0,2 mm de tamanho médio de elemento) possui a altura do pico próxima aos picos das curvas rosa e vermelha. Concluindo, portanto, que um refinamento de malha maior que 0,2 mm de elemento não é necessário.

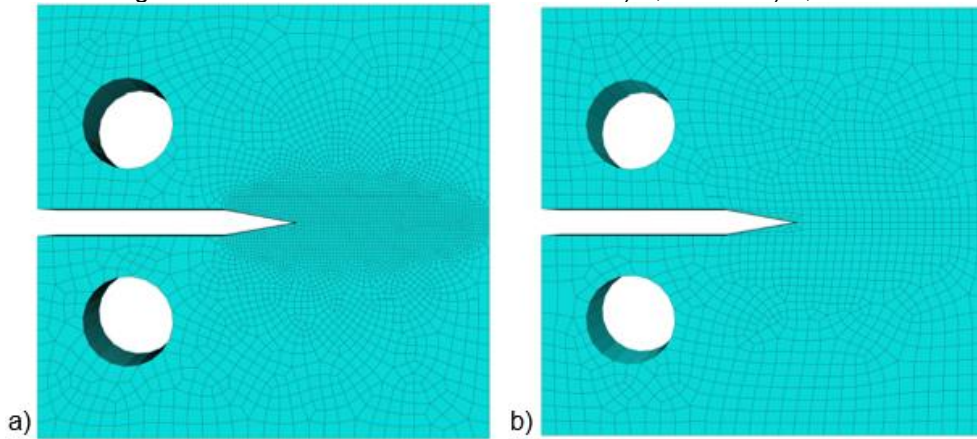
Figura 52 – Gráfico de sensibilidade de malha no espécime C(T).



Fonte: Produção da autora usando o software Origin®.

Como pode ser observado na Figura 53, o refinamento da malha foi maior apenas na região central para diminuir o tempo de processamento da simulação.

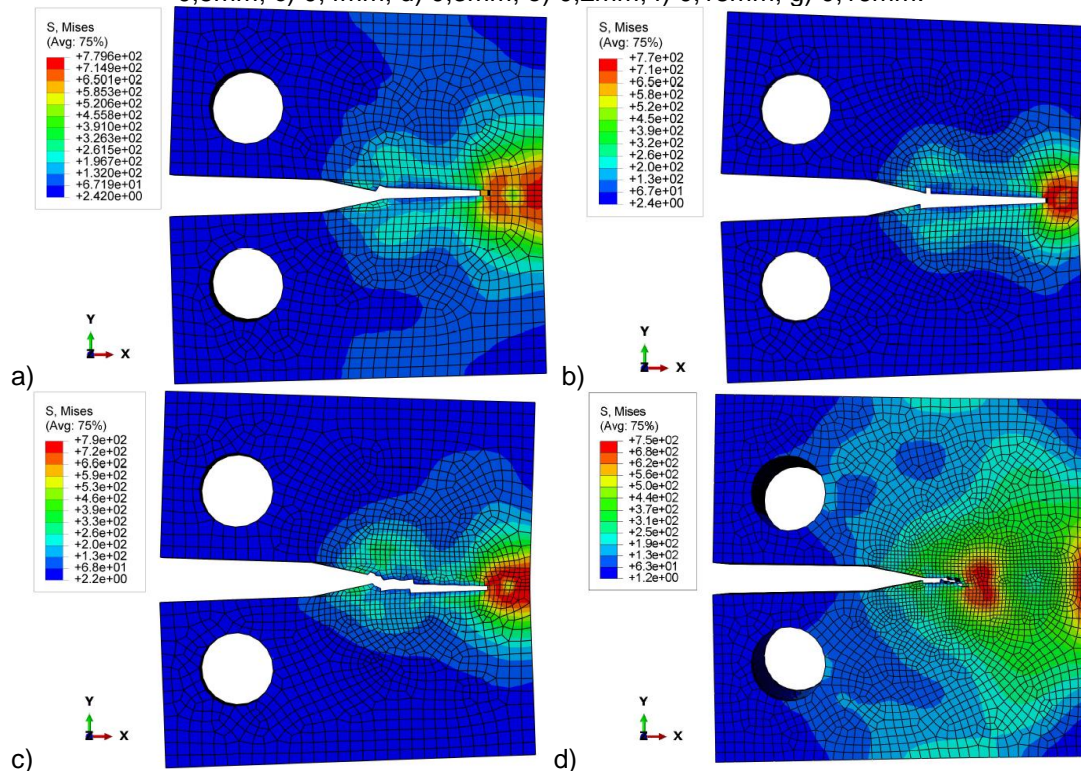
Figura 53 – Tamanho médio do elemento a) 0,2 mm e b) 0,6 mm.

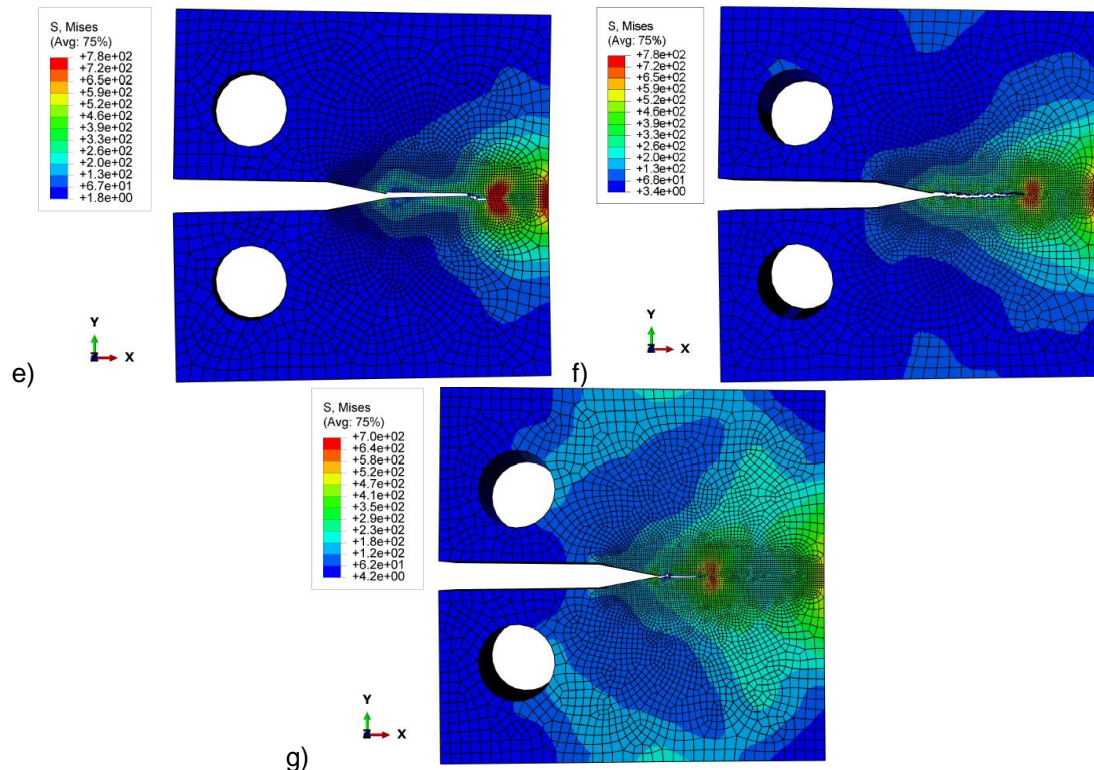


Fonte: Produção da autora utilizando o software Abaqus®.

A Figura 54 mostra as simulações dos Corpos de Prova do tipo C(T) com a trinca propagada e o campo de tensões de Von Mises ao redor da região de crescimento da trinca. Pode-se observar que a trinca propaga da mesma forma em todas as simulações, praticamente reta e longitudinal. Este tipo de trinca ocorre, pois, os Corpos de Prova C(T) possuem uma espessura de 8 mm, essa medida se comparada a largura de 30 mm e comprimento de 28,8 mm é relativamente grande, tornando o espécime espesso.

Figura 54 – Simulação do CDP C(T) após a falha. Tamanho médio do elemento a) 0,6mm; b) 0,5mm; c) 0,4mm; d) 0,3mm; e) 0,2mm; f) 0,18mm; g) 0,16mm.

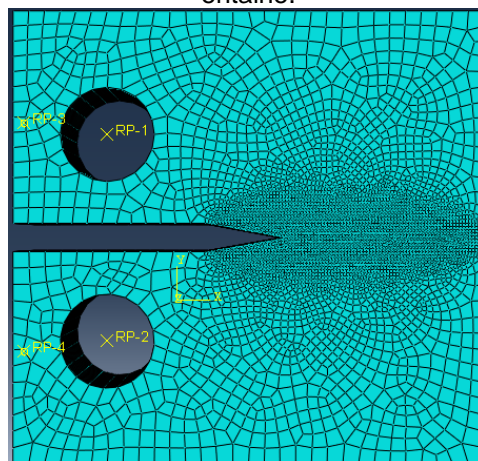




Fonte: Produção da autora usando o software Abaqus®.

Após o estudo, para as simulações numéricas com o espécime C(T) o tamanho de elemento médio foi de 0,2 mm na região de fratura, considerando ao menos 6 elementos na espessura do CDP (Figura 55).

Figura 55 – CDP C(T) com $d=5\text{mm}$ e malha de tamanho de 0,2mm na região frontal à ponta do entalhe.



Fonte: Produção da autora usando o software Abaqus®.

6.2 VALIDAÇÃO DE PARÂMETROS CONSTITUTIVOS

Após a caracterização do material através dos ensaios de tração, os valores médios dos parâmetros elasto-plásticos de Johnson-Cook foram implementados no Abaqus®, utilizando a simulação explícita e condição quase estática.

Para que a falha ocorra no material é necessário complementar o modelo com um critério de falha ou dano. Como foi mencionado no capítulo 2, neste trabalho foi utilizado o critério de dano de Johnson-Cook nas simulações dos ensaios de tração e dos ensaios de fratura (sessão 2.7, p. 42). Os valores de H_1 , H_2 e H_3 (equação 14, p.42) foram determinados experimentalmente por Sartor [24], o qual utilizou a mesma liga Ti-6Al-4V impressa via EBM como matéria prima. Estes parâmetros podem ser observados na Tabela 16:

Tabela 16 – Parâmetros do modelo elasto-plástico e do critério de dano de Johnson-Cook.

Parâmetros Constitutivos		
H_1	H_2	H_3
0,04	0,35	-5,29

Fonte: Produzido pela autora.

A evolução do dano foi implementada como linear, e teve como base a energia dissipada durante o processo de dano. A Energia de Fratura por Unidade de Área G_f especificada foi unitária.

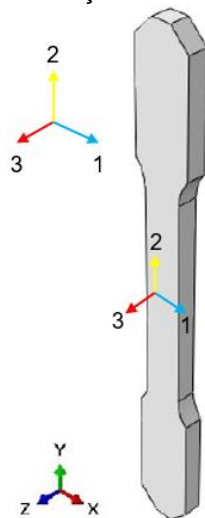
Na sessão 7 são mostrados e analisados os valores de K_{IC} calculados através da força máxima resultantes das simulações do ensaio de fratura com o espécime C(T).

Após a simulação com o modelo de plasticidade de Johnson-Cook, o critério de escoamento Hill48 foi implementado devido a sua característica de modelar o comportamento anisotrópicos de materiais.

Para utilizar este critério, são necessárias as deformações plásticas e tensões reais obtidas experimentalmente. Estes dados devem ser adicionados no comportamento do material. Dessa forma, foram adicionadas as tensões reais após o escoamento e as deformações plásticas referentes as curvas tensão x deformação médias para cada orientação de impressão. Com relação as razões de escoamento R_{ij} , elas foram calculadas como descrito na sessão 4.2.3.2 e

implementadas no software como potenciais plásticos em “*suboptions*”. A orientação relativa do material pode ser visualizada na Figura 56.

Figura 56 – Orientação relativa do material.



Fonte: Produzido pela autora utilizando o software Abaqus®.

7. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As simulações numéricas de elementos finitos explícitas dos testes realizados permitiram avaliar as deformações e tensões em diferentes pontos dos corpos de prova a serem utilizados para levantamento das curvas de tensão x deformação, força x deslocamento e levantamento dos valores de K_{IC} . As Figuras 56 à 59 apresentam uma comparação entre os resultados de deformação obtidos numericamente e os obtidos de forma experimental (via DIC) para os ensaios de caracterização elasto-plástica.

Figura 57 – Campo de deformações do espécime padrão na orientação 0°: a) resultados obtidos via DIC, (b) através do critério Hill48 e (c) utilizando o modelo de JC.

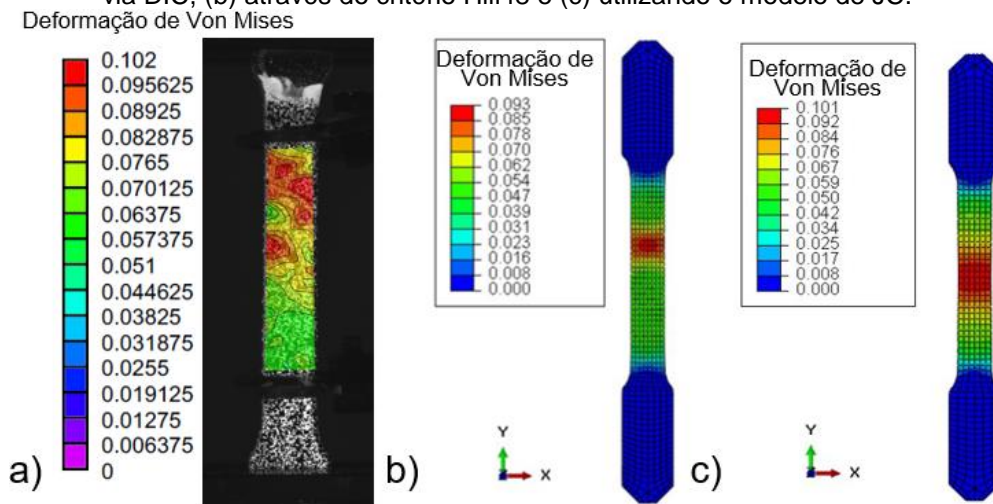


Figura 58 – Campo de deformações do espécime padrão na orientação 45°: a) resultados obtidos via DIC, (b) através do critério Hill48 e (c) utilizando o modelo de JC.

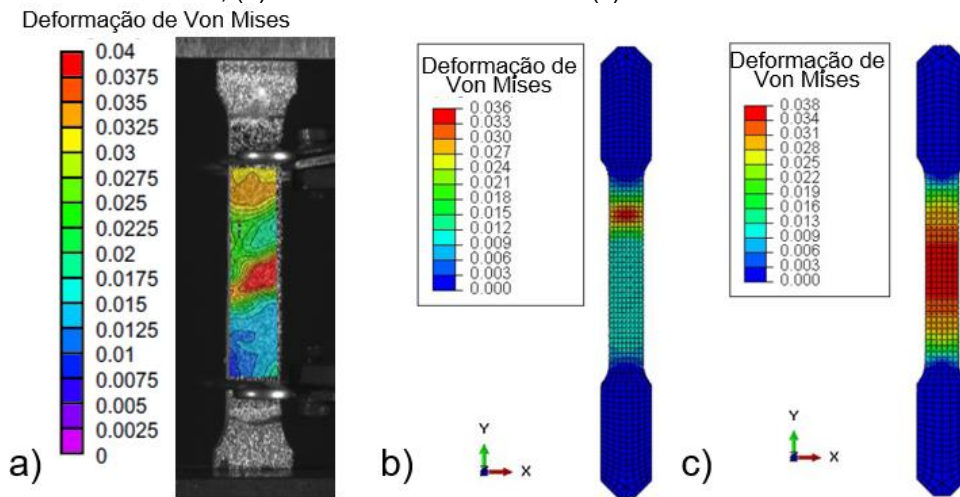


Figura 59 – Campo de deformações do espécime padrão na orientação 60°: a) resultados obtidos via DIC, (b) através do critério Hill48 e (c) utilizando o modelo de JC.

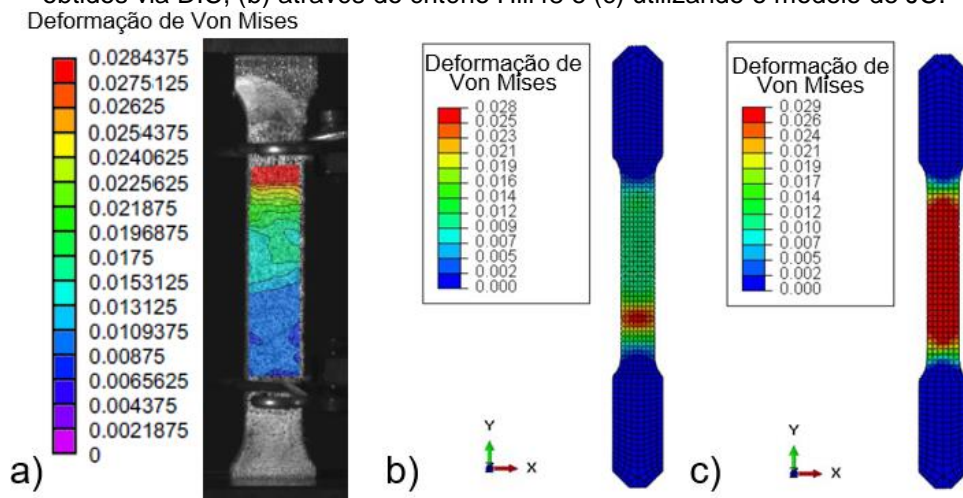
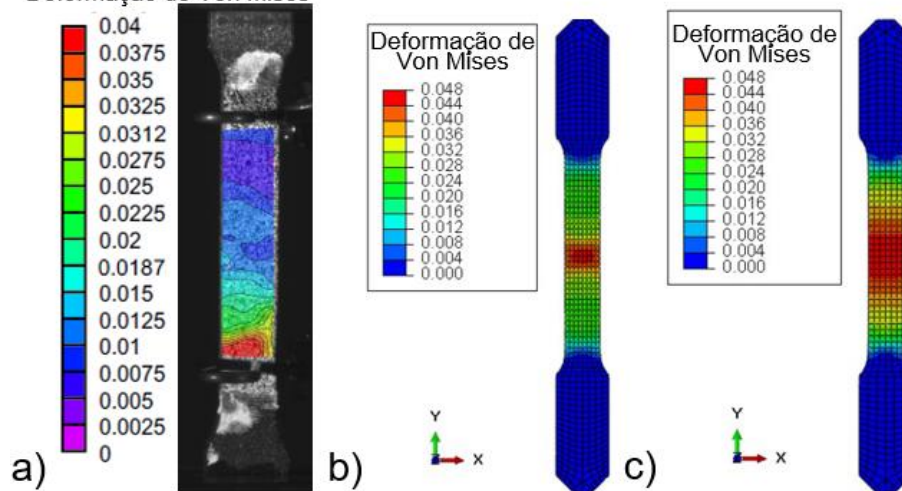


Figura 60 – Campo de Deformações do espécime padrão na orientação 90°: a) resultados obtidos via DIC, (b) através do critério Hill48 e (c) utilizando o modelo de JC.
Deformação de Von Mises

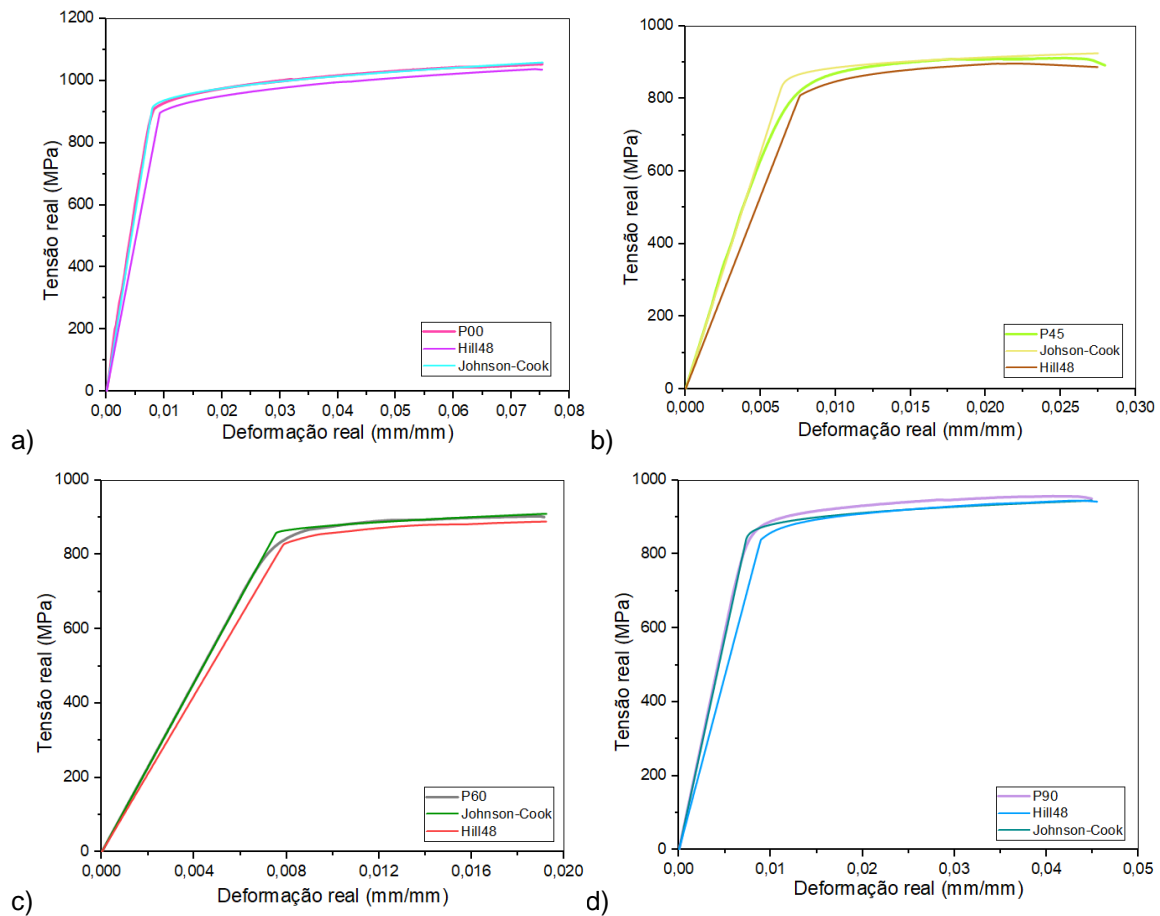


Fonte: produzido pela autora.

Os campos de deformação obtidos via DIC indicam valores máximos de deformação em regiões ligeiramente diferentes das observados nas simulações numéricas. Isso pode ser atribuído ao fato de que espécimes obtidos via manufatura aditiva apresentam defeitos internos em diferentes locais a partir dos quais a fratura pode ter início. Além disso, a porosidade, a rugosidade e possíveis tensões residuais presentes nas amostras não são consideradas nos modelos numéricos. Qualitativamente os resultados numéricos de deformação apresentam boa correlação com os obtidos através do DIC na condição de eminência de falha para cada espécime.

A Figura 61 demonstra que apesar da variação no comportamento do material de acordo com as orientações de impressão, o modelo isotrópico de Johnson-Cook gerou resultados mais próximos aos experimentais do que o critério de escoamento anisotrópico Hill48. Porém, de forma geral, os modelos numéricos propostos utilizando o critério Hill48 e de Johnson-Cook apresentaram boa aproximação com os dados experimentais.

Figura 61 – Modelo elasto-plástico de Johnson-Cook e do critério de escoamento anisotrópico Hill48 em relação as curvas experimentais.



Fonte: produzido pela autora utilizando o software Origin®.

As simulações numéricas dos ensaios de fratura foram realizadas utilizando as curvas médias para cada orientação de impressão. Os resultados com relação a propagação da trinca podem ser observados nas Figura 62 a Figura 65. Deste modo, as trincas propagaram na direção horizontal e de forma retilínea nas simulações com o modelo elasto-plástico de Johnson-Cook e também nas simulações com o critério de escoamento Hill48, o que se aproxima do obtido experimentalmente para os corpos de prova CT nas orientações de impressão 0° e 90° . Contudo, este resultado numérico qualitativo não converge com a propagação das trincas para os espécimes impressos nas orientações 45° e 60° (Figura 63 e Figura 64), isto pode ocorrer devido a isotropia do critério de dano de Johnson-Cook.

Figura 62 – Espécimes após a falha experimental e numérica: a) CT002 após ensaio de fratura, (b) CT00 simulado com o modelo de JC e (c) CT00 simulado com o critério Hill48.

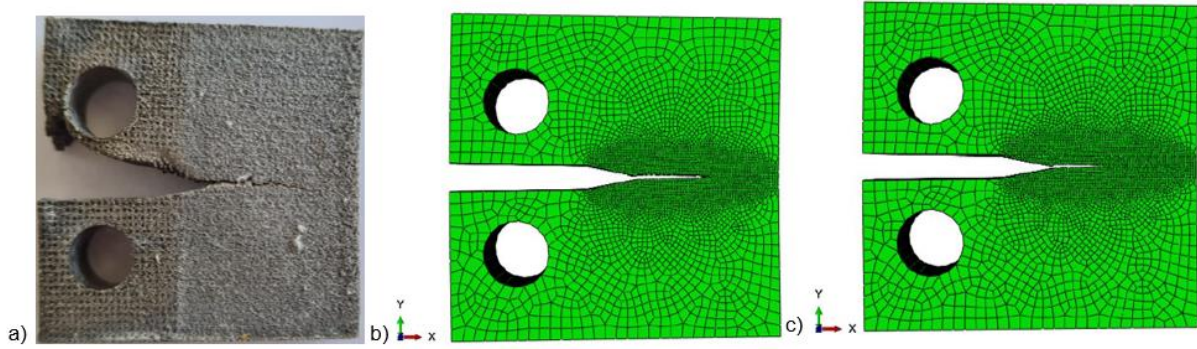


Figura 63 – Espécimes após a falha experimental e numérica: a) CT451 após ensaio de fratura, (b) CT45 simulado com o modelo de JC e (c) CT45 simulado com o critério Hill48.

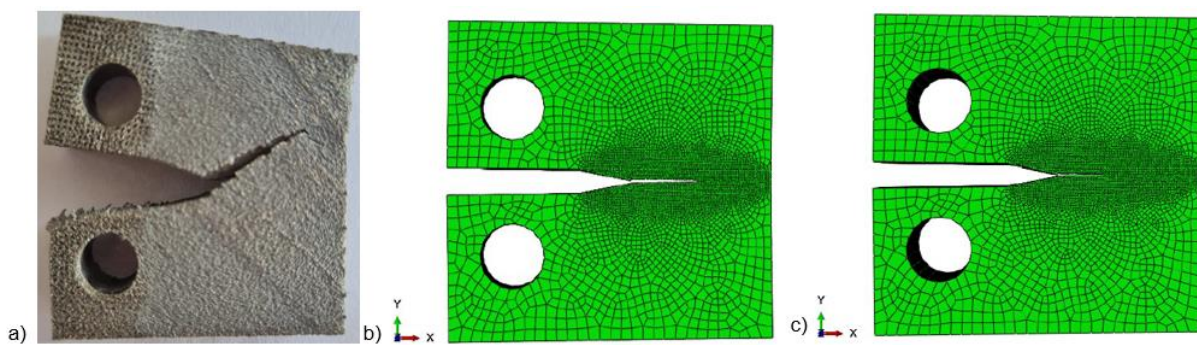


Figura 64 – Espécimes após a falha experimental e numérica: a) CT451 após ensaio de fratura, (b) CT60 simulado com o modelo de JC e (c) CT60 simulado com o critério Hill48.

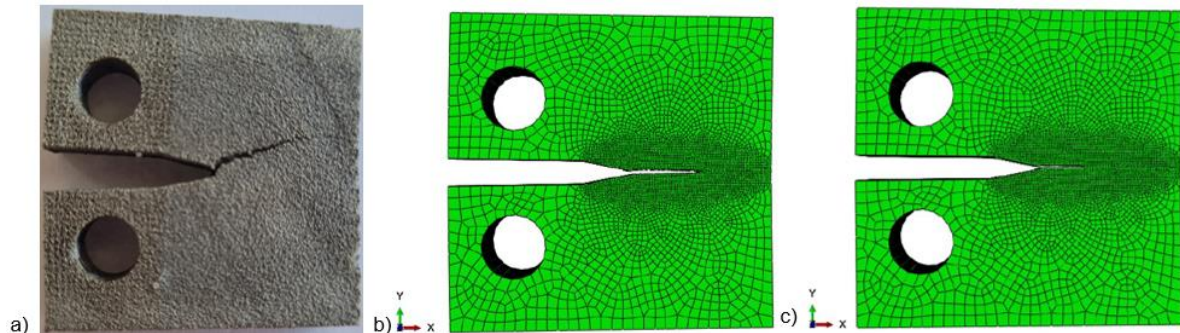
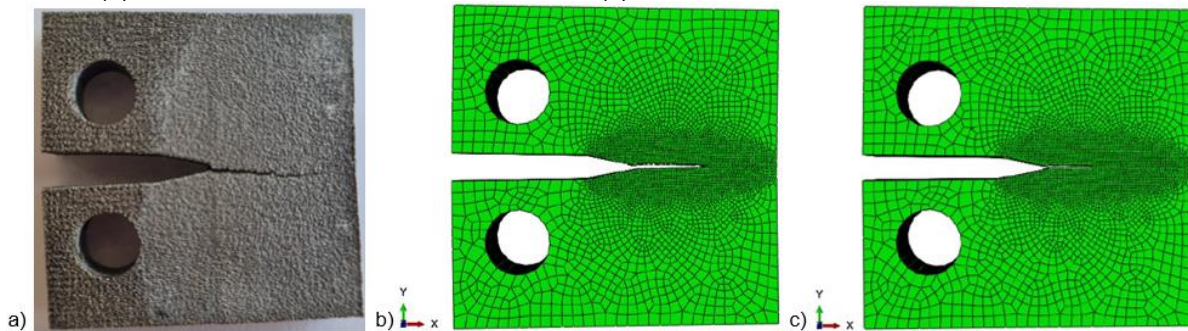


Figura 65 – Espécimes após a falha experimental e numérica: a) CT901 após ensaio de fratura, (b) CT90 simulado com o modelo de JC e (c) CT90 simulado com o critério Hill48.



Fonte: produzido pela autora.

Como mencionado anteriormente, as curvas obtidas através dos ensaios de fratura com os corpos de prova C(T) forneceram o carregamento máximo para cada orientação de impressão (Figura 46). Deste modo, os valores de K_{Ic} experimentais são comparados com os valores gerados na simulação numérica na Tabela 17.

Tabela 17 – Valores de K_{Ic} experimentais de acordo com a orientação de impressão.

Orientação de impressão	Experimental	Simulação JC	Simulação Hill48	Erro JC	Erro Hill48
	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})			Δ (%)	
0°	79,8605 ± 2,3155	71,7241	71,5319	10	10
45°	90,5999 ± 4,6992	67,6951	61,7303	27	33
60°	105,9246 ± 2,1328	78,5124	66,2961	26	37
90°	104,2766 ± 0,7243	76,9018	67,4851	26	35

Fonte: Produção da autora.

A tenacidade a fratura encontrada por meio da simulação está mais próxima ao valor de K_{Ic} dos espécimes impressos a 0°. O erro de aproximação da tenacidade a fratura numérica por JC com relação a experimental foi em média de 22%, sendo que a falha na simulação numérica ocorreu sob um carregamento médio de 11,82 kN, enquanto que a falha experimental ocorreu sob um carregamento médio de 15 kN. Esta diferença pode ser associada ao fato que o modelo de plasticidade e o critério de dano não são anisotrópicos, de forma que o modelo numérico de Johnson-Cook não foi sensível a variação da orientação.

No caso da simulação utilizando o critério de escoamento Hill48, o erro de aproximação foi de 30%, tendo como força máxima média 10,66 kN. A maior variação pode ser observada na orientação de 60°. Esta diferença pode ser devido a alguns fatores: na simulação numérica os pinos não sofrem deformação plástica, não ocorre a rotação do corpo de prova enquanto é aplicado o carregamento, e não é levada em consideração a porosidade do material. Outros fatores que podem ter influenciado os resultados são a instabilidade da simulação explícita e as razões de escoamento (R_{ij}) necessárias para o modelo serem menores do que 1 para os ângulos de 45°, 60° e 90°.

8. CONCLUSÕES

Neste trabalho foi realizado o estudo do efeito anisotrópico nas propriedades mecânicas e a fratura da liga Ti-6Al-4V impressa via Fusão por Feixe de Elétrons (EBM), através de uma extensa revisão bibliográfica e desenvolvimento de abordagens numérica e experimental.

Foram fabricados em diferentes orientações de impressão corpos de prova padrão de acordo com o norma ASTM A370-08 para a caracterização elasto-plástica do material, e corpos de prova de tração compactos (norma ASTM E399-17) para a obtenção da resistência a fratura linear-elástica (K_{Ic}).

A caracterização do material foi realizada em regime estático sem pós tratamento térmico e superficial. Com isso, foi observada anisotropia nas propriedades mecânicas da liga: As tensões de escoamento obtidas para cada orientação variaram em média 4%, as tensões de ruptura real variaram em torno de 11%, e a variação do alongamento a fratura foi de 54%.

Este levantamento das propriedades mecânicas usuais dos componentes obtidos via EBM viabilizaram a obtenção das curvas de tensão x deformação real para cada orientação de impressão, que permitiram a calibração dos parâmetros do modelo de plasticidade de Johnson-Cook e do critério de escoamento anisotrópico Hill48, estabelecendo uma metodologia para previsão do comportamento da liga Ti-6Al-4V.

Foram investigados diferentes tamanhos de entalhe nos espécimes para os ensaios de fratura, buscando avaliar o efeito da geometria e do tamanho do espécime na linearidade da Tenacidade à Fratura, cujo os detalhes estão no Anexo 2. À vista disso, o tamanho de 5 mm na direção horizontal foi definido como o melhor para o cálculo do K_{Ic} . Através dos ensaios de fratura, foram obtidos os valores do K_{Ic} para cada orientação de impressão, com uma variação em torno de 11%.

Os modelos numéricos dos ensaios de tração e fratura foram desenvolvidos utilizando o programa comercial Abaqus®. No tocante da caracterização elasto-plástica, o modelo de Johnson-Cook gerou resultados mais próximos com os experimentais, porém os dois modelos podem ser considerados representações

válidas do comportamento do material. Em relação aos resultados numéricos dos ensaios de fratura, houve uma correlação de 78% com os resultados experimentais em termos de carregamento necessário para falha, sendo que a divergência nos valores de K_{Ic} foi de 22% no caso da simulação utilizando o modelo de Johnson-Cook e 30% para o critério anisotrópico Hill48. A validação dos modelos está descrita no capítulo 6 para possíveis utilizações em outros trabalhos relacionados a liga Ti-6Al-4V. O desenvolvimento desse projeto pode ser aprofundado em trabalhos futuros com a criação de modelos numéricos anisotrópicos capazes prever de forma completa o comportamento elasto-plástico e a fatura da liga Ti-6Al-4V produzida por MA.

Desta forma, a caracterização elasto-plástica e a obtenção da resistência a fratura linear-elástica para diferentes orientações de impressão da liga Ti-6Al-4V é importante devido aos efeitos anisotrópicos nas propriedades a fratura e elasto-plásticas para garantir projetos de impressão via EBM robustos.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] D. Clark, M.T. Whittaker, M.R. Bache, Microstructural Characterization of a Prototype Titanium Alloy Structure Processed via Direct Laser Deposition (DLD), *Metall. Mater. Trans. B.* 43 (2012) 388–396. <https://doi.org/10.1007/s11663-011-9599-x>.
- [2] M. Todai, T. Nakano, T. Liu, H.Y. Yasuda, K. Hagihara, K. Cho, M. Ueda, M. Takeyama, Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting, *Addit. Manuf.* 13 (2017) 61–70. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.11.001>.
- [3] B.E. Carroll, T.A. Palmer, A.M. Beese, Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing, *Acta Mater.* 87 (2015) 309–320. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.054>.
- [4] Z. Cao, H. Deng, H. Bai, H. Wang, W. Qiu, L. Chen, D. Wu, Microstructure and Mechanical Properties of Electron Beam Melted Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe Alloy, *Adv. Eng. Mater.* (2022) 2101766. <https://doi.org/10.1002/adem.202101766>.
- [5] M. Hermann, T. Pentek, B. Otto, Design Principles for Industrie 4.0 Scenarios: A Literature Review, 1 (2015) 15.
- [6] R. Santiago, Projeto e fabricação de um satélite CUBSAT utilizando manufatura aditiva, São Bernardo do Campo, 2018.
- [7] CTI, Técnicas de prototipagem rápida para próteses, (2015).
- [8] Dall’Ava, Hothi, Di Laura, Henckel, Hart, 3D Printed Acetabular Cups for Total Hip Arthroplasty: A Review Article, *Metals (Basel)*. 9 (2019) 729. <https://doi.org/10.3390/met9070729>.
- [9] M.. León, M. R.; Klemm, I. M.; Arranz, J. G.; Özcan, 3D Metal Printing - Additive Manufacturing Technologies for Frameworks of Implant-Borne Fixed Dental Prosthesis, *Eur. J. Prosthodont. Restor. Dent.* 25 (2017) 143–147. https://doi.org/10.1922/EJPRD_RevillaLeon05.

- [10] T. Kellner, The Blade Runners: This Factory Is 3D Printing Turbine Parts For The World's Largest Jet Engine, GE Aviat. (2018). <https://www.ge.com/news/reports/future-manufacturing-take-look-inside-factory-3d-printing-jet-engine-parts> (accessed February 15, 2022).
- [11] J.F. Almeida, Adoção de Manufatura Aditiva (MA) para Metais em Empresas, Universidade de São Paulo, 2021.
- [12] T. Kurzynowski, M. Madeja, R. Dziejczak, K. Kobiela, The effect of EBM process parameters on porosity and microstructure of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy, Scanning. 2019 (2019). <https://doi.org/10.1155/2019/2903920>.
- [13] M. Seifi, M. Dahar, R. Aman, O. Harrysson, J. Beuth, J.J. Lewandowski, Evaluation of Orientation Dependence of Fracture Toughness and Fatigue Crack Propagation Behavior of As-Deposited ARCAM EBM Ti-6Al-4V, JOM. 67 (2015) 597–607. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1298-7>.
- [14] S. Liu, Y.C. Shin, Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review, Mater. Des. 164 (2019) 107552. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>.
- [15] N. Inagaki, Ikuhiro; Shirai, Yoshihisa; Takechi, Tsutomu; Ariyasu, Application and Features of Titanium for the Aerospace Industry, Osaka, 2014.
- [16] M. Galati, L. Iuliano, A literature review of powder-based electron beam melting focusing on numerical simulations, Addit. Manuf. 19 (2018) 1–20. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.11.001>.
- [17] M. Peters, C. Leyens, Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications, 2003.
- [18] M.A. Bhatti, Fundamental Finite Element Analysis and Applications, John Wiley & Sons, INC., New Jersey, 2005.
- [19] T.L. ANDERSON, Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, third, Taylor & Francis Group, New York, 2005.
- [20] H. Galarraga, R.J. Warren, D.A. Lados, R.R. Dehoff, M.M. Kirka, P. Nandwana, Effects of heat treatments on microstructure and properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM), Mater. Sci. Eng. A. 685 (2017) 417–428. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.019>.

- [21] W.C. M. Smith, Z. Guan, Finite element modelling of the compressive response of lattice structures manufactured using the selective laser melting technique, *Int. J. Mech. Sci.* 67 (2013) 28–41. <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0020740312002639>.
- [22] B.M. FOX, J. C.; MOYLAN, S. P.; LANE, Effect of Process Parameters on the Surface Roughness of Overhanging Structures in Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing, 3rd CIRP Conf. Surf. Integr. 45 (2016).
- [23] T. HONG, M.; MIN, B. K.; KWON, The Influence of Process Parameters on the Surface Roughness of a 3D-Printed Co–Cr Dental Alloy Produced via Selective Laser Melting, *Appl. Sci. J.* 6 (2016).
- [24] T. SARTOR, Influência do Estado Triaxial de Tensões na Fratura da Liga Ti6AL4V Manufaturada via Fusão por Feixe de Elétrons, UFABC, 2019.
- [25] A.C. MACHADO, Influência das Condições de Processamento da Fusão Seletiva por Laser (SLM) nas Propriedades Mecânicas do Aço 316 L., Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, 2014.
- [26] MIT, Damage evolution and element removal for ductile metals, MIT. (2017) 1. <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEMATRefMap/simamat-c-damageevolductile.htm> (accessed March 20, 2020).
- [27] N.E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials*, quarta, Pearson, Edinburgh, 2013.
- [28] W.T. Becker, *Principles of Failure Analysis Ductile and Brittle Fracture*, 3rd ed., ASM International, Ohio, 2002.
- [29] T. AZEVEDO, C.R.F.; CESCÓN, *Metalografia e Análise de Falhas, Casos Seleccionados (1933-2003)*, 1ª, IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas), São Paulo, 2004.
- [30] C. Le Bris, Mathematics for the Modeling of Defects in Materials, *Not. Am. Math. Soc.* 67 (2020) 1. <https://doi.org/10.1090/noti2098>.
- [31] J.T. Hammer, *Plastic Deformation and Ductile Fracture of Ti-6Al 4V under Various Loading Conditions*, Universidade de Ohio, 2014.

- [32] E.B. Bugelli, Modelos de Falha em Análise Numérica de Estrutura Veicular submetida a Impacto de Baixa Velocidade, Universidade de São Paulo, 2010.
- [33] 3DS SIMULIA, ANISOTROPIC YIELD/CREEP, in: Abaqus Anal. User's Man., 6.10, Dassault Systèmes, Providence, 2010: p. 679.
- [34] J. Lubliner, Plasticity theory, Courier Dover, New York, 2008.
- [35] K.J. Bathe, Finite element procedures, Prentice Hall, New Jersey, 1996.
- [36] F.A.C. Furlan, Métodos Locais de Integração Explícito e Implícito aplicados ao Método de Elementos Finitos de Alta Ordem, UNICAMP, 2011. http://repositorio.unicamp.br/bitstream/REPOSIP/263464/1/Furlan_FelipeAdolvandoCorreia_M.pdf.
- [37] D.L. Bayerlein, Obtenção e caracterização de pós de ligas de Ti13Nb13Zr por processo de hidratação-dehidratação para aplicação como biomaterial por impressão 3D, Universidade de São Paulo, 2021. <https://doi.org/10.11606/T.85.2021.tde-02122021-092317>.
- [38] AP&C, Titanium alloy: Ti-6Al-4V grade 5, (2021) 1. https://www.advancedpowders.com/powders/titanium/ti-6al-4v-5?_ga=2.50220451.400615306.1650733654-1172174563.1650733654 (accessed April 23, 2021).
- [39] ASTM International, Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion, (2017).
- [40] E. Landau, E. Tiferet, Y.I. Ganor, R.K. Ganeriwala, M.J. Matthews, D. Braun, M. Chonin, G. Ziskind, Thermal characterization of the build chamber in electron beam melting, *Addit. Manuf.* 36 (2020) 101535. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101535>.
- [41] M. Sigl, S. Lutzmann, M.F. Zaeh, Transient physical effects in electron beam sintering, in: 17th Solid Free. Fabr. Symp. SFF 2006, 2006: pp. 464–477.
- [42] H.K. Rafi, N. V. Karthik, H. Gong, T.L. Starr, B.E. Stucker, Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting, *J. Mater. Eng. Perform.* 22 (2013) 3872–

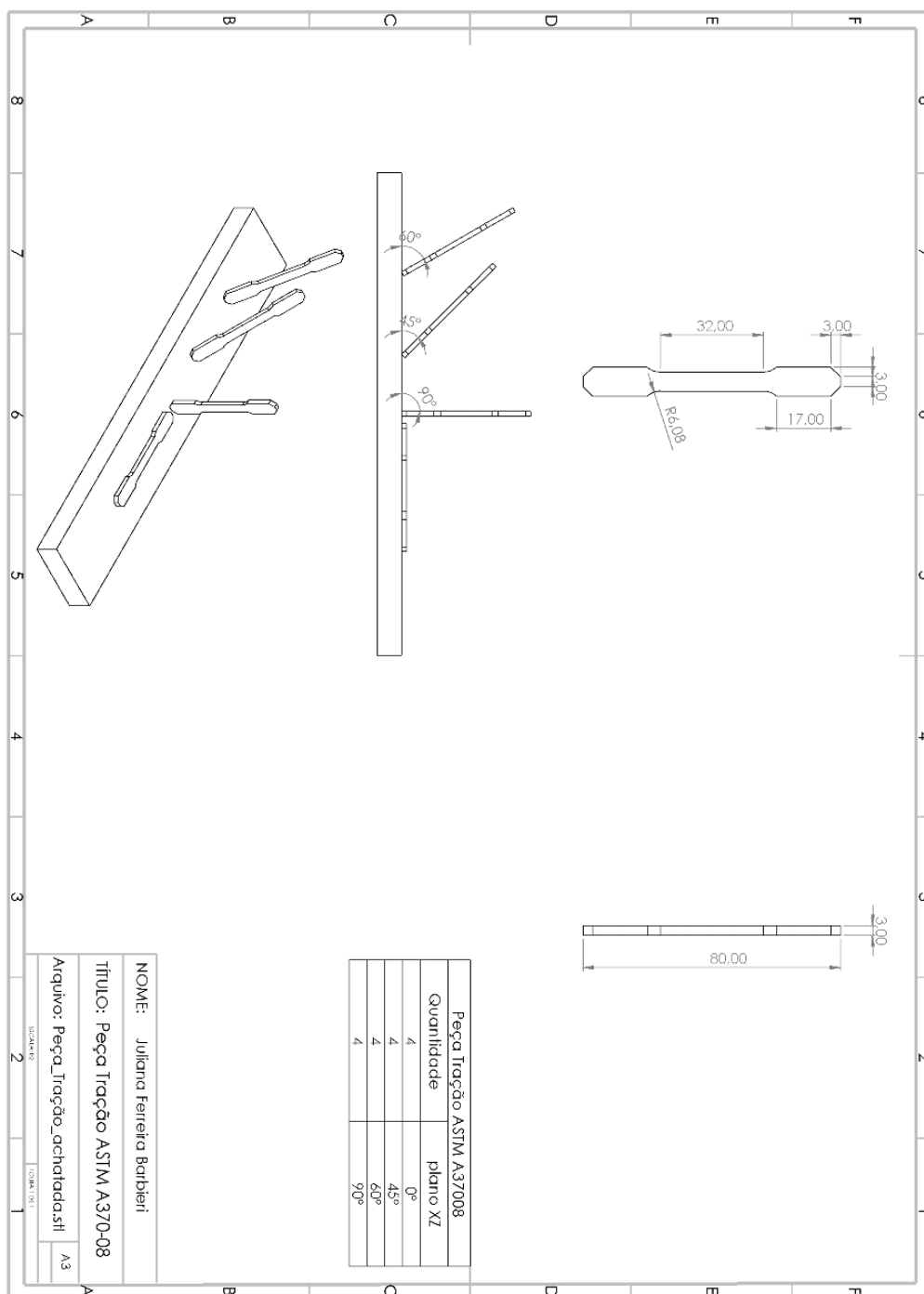
3883. <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0658-0>.
- [43] C.A. Biffi, J. Fiocchi, E. Ferrario, A. Fornaci, M. Riccio, M. Romeo, A. Tuissi, Effects of the scanning strategy on the microstructure and mechanical properties of a TiAl6V4 alloy produced by electron beam additive manufacturing, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 107 (2020) 4913–4924. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05358-y>.
- [44] ASTM International, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, (2010) 47. <https://doi.org/10.1520/A0370-08>.
- [45] A.T. Saikawa, Cálculo de regiões de estruturas de suporte para Manufatura Aditiva com uso de imagens, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2021.
- [46] B. Pan, Digital image correlation for surface deformation measurement: historical developments, recent advances and future goals, *Meas. Sci. Technol.* 29 (2018) 082001. <https://doi.org/10.1088/1361-6501/aac55b>.
- [47] ASTM International, Standard Specification for Wrought Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R56401), (2010) 4. <https://doi.org/10.1520/F0136-08>.
- [48] Y. Yan, H. Wang, Q. Li, The inverse parameter identification of Hill 48 yield criterion and its verification in press bending and roll forming process simulations, *J. Manuf. Process.* 20 (2015) 46–53. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.09.009>.
- [49] H. Wang, Y. Yan, M. Wan, X. Wu, Experimental investigation and constitutive modeling for the hardening behavior of 5754O aluminum alloy sheet under two-stage loading, *Int. J. Solids Struct.* 49 (2012) 3693–3710. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2012.08.007>.
- [50] ASTM International, Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials, (2018) 34.
- [51] G. Terlinde, H.-J. Rathjen, K.-H. Schwalbe, Microstructure and fracture toughness of the aged β -Ti Alloy Ti-10V-2Fe-M, *Metall. Trans. A.* 19 (1988) 1037–1049. <https://doi.org/10.1007/BF02628388>.

- [52] C. Wu, M. Zhan, Microstructural evolution, mechanical properties and fracture toughness of near β titanium alloy during different solution plus aging heat treatments, *J. Alloys Compd.* 805 (2019) 1144–1160. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.07.134>.
- [53] D. Eylon, J.A. Hall, C.M. Pierce, D.L. Ruckle, Microstructure and mechanical properties relationships in the Ti-11 alloy at room and elevated temperatures, *Metall. Trans. A.* 7 (1976) 1817–1826. <https://doi.org/10.1007/BF02659811>.
- [54] 3DS SIMULIA, Abaqus unified FEA, (2020). <https://www.3ds.com/products-services/simulia/products/abaqus/> (accessed January 23, 2022).
- [55] 3DS SIMULIA, Abaqus Benchmarks Manual, (2009) 1. <https://classes.engineering.wustl.edu/2009/spring/mase5513/abaqus/docs/v6.6/books/bmk/default.htm?startat=ch02s03ach133.html> (accessed May 5, 2020).

ANEXO 1 – DESENHOS TÉCNICOS DOS ESPÉCIMES E DA PEÇA DE ENCAIXE

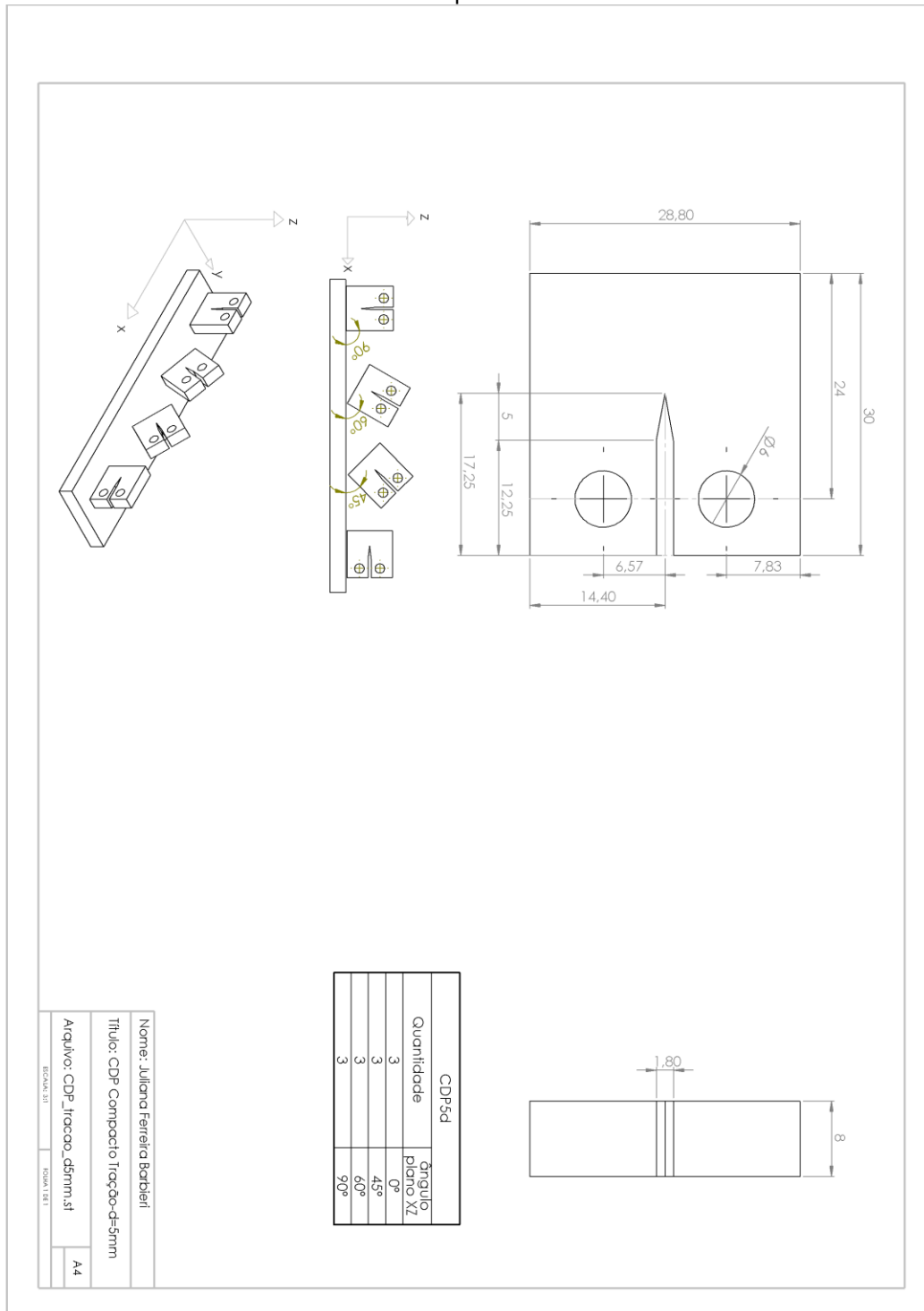
A Figura 1 mostra o desenho técnico do corpo de prova padrão da norma ASTM A370-08 e sua distribuição na plataforma de construção com relação as diferentes orientações de impressão.

Figura 1 – desenho com as vistas do espécime padrão e suas diferentes orientações de impressão.



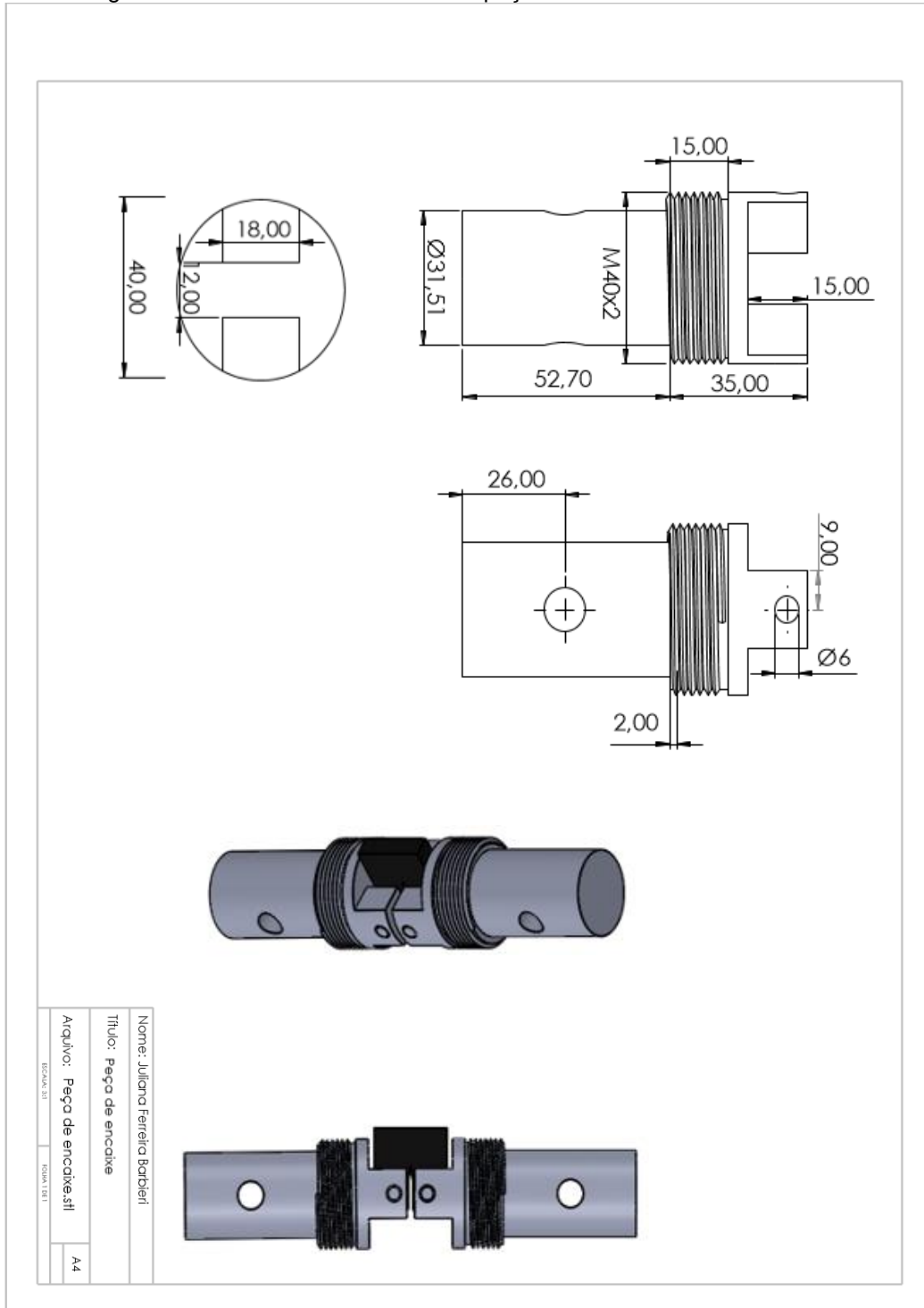
A figura 2 mostra o desenho técnico do corpo de prova de tração compacto (norma ASTM A399-17) e sua distribuição na plataforma de construção com relação as diferentes orientações de impressão.

Figura 2 – desenho com as vistas do espécime compacto e suas diferentes orientações de impressão.



Na figura 3 é possível observar o desenho da peça de encaixe produzida em Aço para os ensaios de fratura e seu modelo 3D.

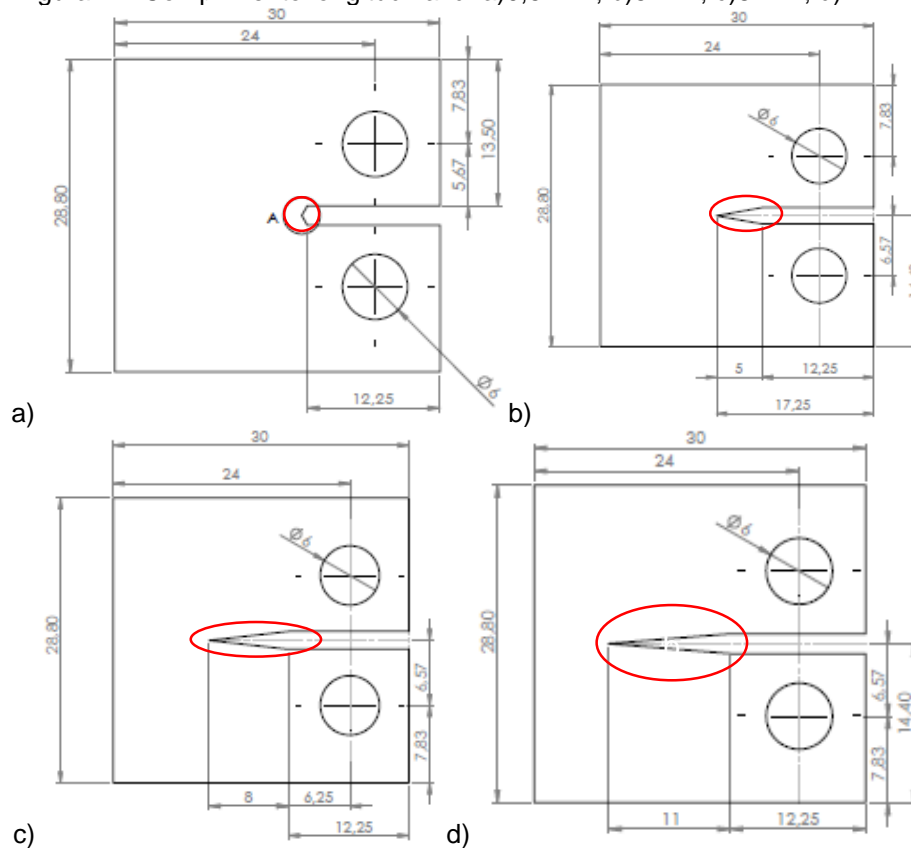
Figura 3 – desenho com as vistas da peça de encaixe e seu modelo 3D.



ANEXO 2 – INVESTIGAÇÃO DA GEOMETRIA IDEAL PARA O ESPÉCIME CT

Usando a abordagem da mecânica da fratura, é possível a determinação precisa da Intensidade de Tensão para o modo I da liga Ti-6Al-4V impressa por EBM, e a influência da quantidade de material na região frontal da trinca (geometria do entalhe) nos valores do K_{Ic} . Com isso em mente, foram simulados espécimes C(T) com diferentes comprimentos longitudinais do entalhe (d), variando de 0,5 mm até 11 mm, como pode ser observado na abaixo:

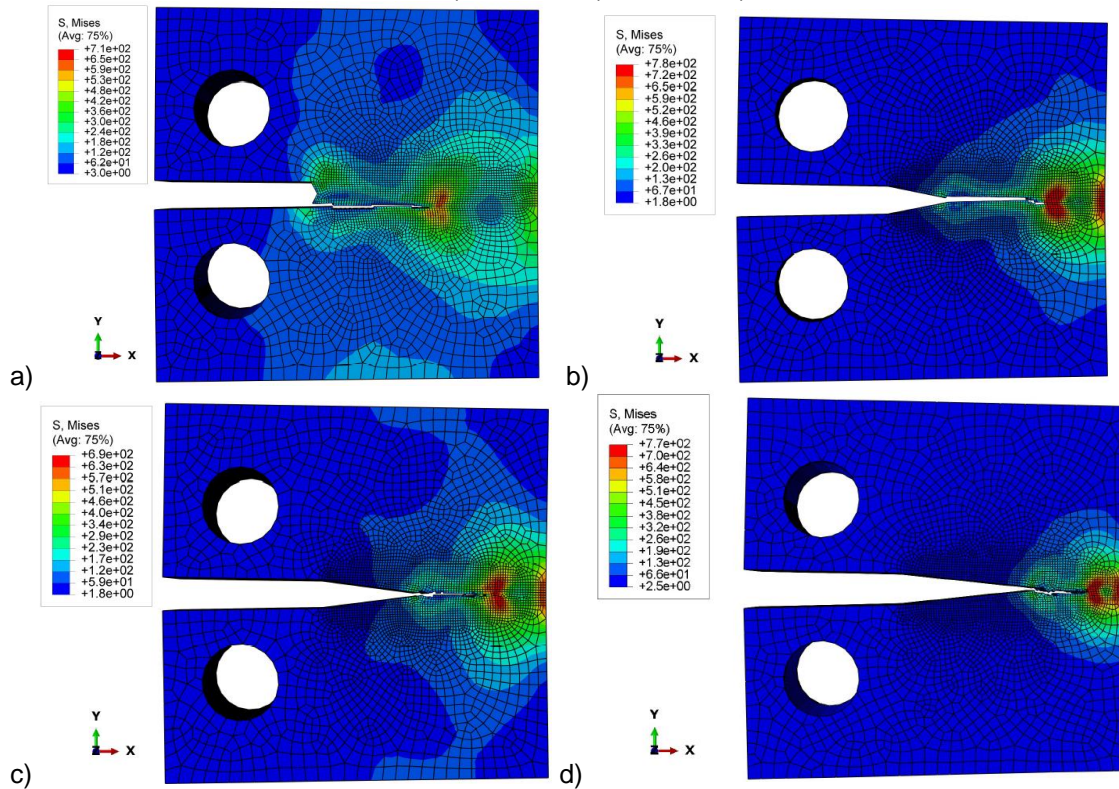
Figura 1 – Comprimento longitudinal d: a)0,5 mm; b)5 mm; c)8 mm; d)11mm.



Fonte: Produção da autora usando o software SolidWorks®.

Após o estudo de malha foram simulados os quatro espécimes com entalhes diferentes, utilizando o Critério de Falha de Johnson-Cook e seu modelo de plasticidade, com o objetivo de avaliar a influência do tamanho da ponta do entalhe nos valores de K_{Ic} . Esta foi uma adaptação devido a mudança do espécime de flexão S(B) para o CDP de tração C(T). A Figura 2 mostra os espécimes com tamanhos de entalhe diferentes após a falha:

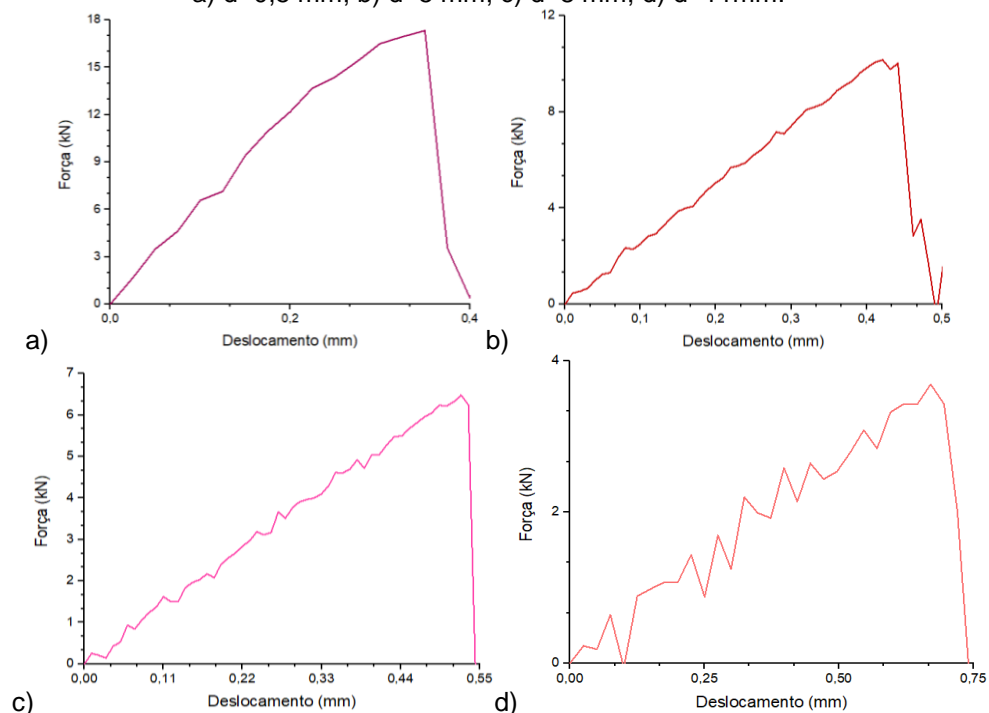
Figura 2 – Simulação do CDP C(T) após a falha inicial e a coloração de acordo com a tensão local de Von Mises. Distância horizontal (d) da ponta do entalhe até o começo do mesmo. a) d=0,5 mm; b) d=5 mm; c) d=8 mm; d) d=11mm.



Fonte: Produção da autora usando o software Abaqus®.

As respectivas curvas de força x deslocamento em (+y) são mostradas a seguir na Figura 3:

Figura 3 – Gráficos do CDP C(T) Deslocamento (+y) em mm x Carregamento (+y) em kN. Para a) d=0,5 mm; b) d=5 mm; c) d=8 mm; d) d=11mm.



Fonte: Produção da autora usando o software Abaqus®.