



Universidade de Brasília – UnB
Faculdade de Ciências e Tecnologias em Engenharia - FCTE
Engenharia Aeroespacial

**Manufatura Aditiva de Metais na Indústria
Aeroespacial: Caracterização Mecânica e
Microestrutural da Liga Ti-6Al-4V Obtida por
Sinterização Seletiva a Laser (SLS)**

Autor: Maria Claudia Loureiro Gaspar
Orientador: Prof. Rodrigo Arbey Munoz Meneses, PhD

Brasília, DF
2025



Maria Claudia Loureiro Gaspar

**Manufatura Aditiva de Metais na Indústria Aeroespacial:
Caracterização Mecânica e Microestrutural da Liga
Ti-6Al-4V Obtida por Sinterização Seletiva a Laser (SLS)**

Monografia submetida ao curso de graduação em Engenharia Aeroespacial da Universidade de Brasília, como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia Aeroespacial.

Universidade de Brasília – UnB

Faculdade de Ciências e Tecnologias em Engenharia - FCTE

Orientador: Prof. Rodrigo Arbey Munoz Meneses, PhD

Coorientador: Prof. Rhander Viana, PhD

Brasília, DF

2025

Maria Claudia Loureiro Gaspar

Manufatura Aditiva de Metais na Indústria Aeroespacial: Caracterização Mecânica e Microestrutural da Liga Ti-6Al-4V Obtida por Sinterização Seletiva a Laser (SLS)/ Maria Claudia Loureiro Gaspar. – Brasília, DF, 2025-
55 p. : il. (algumas color.) ; 30 cm.

Orientador: Prof. Rodrigo Arbey Munoz Meneses, PhD

Coorientador: Prof. Rhander Viana, PhD

Trabalho de Conclusão de Curso – Universidade de Brasília – UnB

Faculdade de Ciências e Tecnologias em Engenharia - FCTE , 2025.

1. Manufatura Aditiva. 2. Ti-6Al-4V. I. Prof. Rodrigo Arbey Munoz Meneses, PhD. II. Universidade de Brasília. III. Faculdade de Ciências e Tecnologias em Engenharia - FCTE. IV. Manufatura Aditiva de Metais na Indústria Aeroespacial: Caracterização Mecânica e Microestrutural da Liga Ti-6Al-4V Obtida por Sinterização Seletiva a Laser (SLS)

CDU -

Maria Claudia Loureiro Gaspar

Manufatura Aditiva de Metais na Indústria Aeroespacial: Caracterização Mecânica e Microestrutural da Liga Ti-6Al-4V Obtida por Sinterização Seletiva a Laser (SLS)

Monografia submetida ao curso de graduação em Engenharia Aeroespacial da Universidade de Brasília, como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia Aeroespacial.

Trabalho aprovado. Brasília, DF, 15 de dezembro de 2025:

Prof. Rodrigo Arbey Munoz Meneses,
PhD
Orientador

Prof. Rhander Viana, PhD
Coorientador

Prof. Emmanuel Pacheco Rocha Lima,
PhD
Convidado 1

Prof. Manuel Nascimento Dias
Barcelos Junior, PhD
Convidado 2

Brasília, DF
2025

Dedico este trabalho à minha família, aos amigos e aos professores que me acompanham desde os tempos em que ser engenheira aeroespacial era apenas um sonho distante.

Dedico também àqueles que buscam no céu a sua inspiração e o seu refúgio.

Agradecimentos

Agradeço, com todo meu carinho e gratidão, à minha família, Ademiro S. Gaspar, Cláudia Regina e Sophia Maria, por estarem sempre ao meu lado. O apoio incondicional de vocês tornou possível que o estudo fosse, desde cedo, uma prioridade em minha vida.

Ao meu pai, agradeço especialmente por me levar ao aeroporto para visitar seu trabalho sempre que podia. Afinal, meu gosto por aviões não caiu do céu. Obrigada por sempre esclarecer minhas dúvidas, apoiar minhas escolhas e acreditar no meu caminho, mesmo ciente dos desafios que uma carreira nessa área envolve.

À minha mãe, agradeço por todas as vezes em que me incentivou a tomar minhas próprias decisões e as apoiou. Sua força e dedicação em tudo o que faz me inspiram a me tornar uma profissional cada vez melhor.

Ao Cássio Filho, agradeço por seu amor, carinho e companhia durante minha trajetória na universidade. Tê-lo ao meu lado tornou as adversidades menos tortuosas e trouxe um significado a mais nessa importante etapa da minha vida.

Aos meus amigos, tanto os que caminham comigo desde antes da graduação quanto os que tive a alegria de conhecer na UnB, minha sincera gratidão. Agradeço por todo o apoio, incentivo, pelas longas horas de estudo conjunto e, principalmente, por acreditarem em mim mesmo nos momentos em que eu já não conseguia fazê-lo. Vocês se tornaram a minha família ao longo dos últimos anos.

Sou também profundamente grata aos professores que me orientaram ao longo da minha vida, especialmente os professores Edésio e Cláudio Monteiro, que despertaram em mim o apreço pela física, pela tecnologia e, acima de tudo, pelo conhecimento.

Agradeço à empresa CPMH, aos técnicos e professores que colaboraram com este trabalho, em especial Mateus Silva de Almeida, Camila de Lima Ribeiro e Ivan Banho de Andrade Reis. O auxílio de vocês foi crucial para a fabricação do material e obtenção de resultados essenciais para este trabalho.

Por fim, agradeço à Universidade de Brasília, espaço que moldou grande parte da minha trajetória acadêmica, e aos meus orientadores, Rodrigo Munoz e Rhander Viana, que me inspiram profissionalmente e que me acompanham desde quando este trabalho ainda era apenas uma ideia embrionária de iniciação científica.

*“O coração do sábio adquire o conhecimento,
e o ouvido dos sábios busca a ciência.”
(Provérbios 18:15)*

Resumo

A Manufatura Aditiva (MA) vem se apresentando como uma alternativa eficiente à usinagem convencional para materiais metálicos, contornando limitações de peso e complexidade geométrica. Apesar das vantagens, a MA pode gerar alterações na microestrutura e tensões residuais, afetando a integridade estrutural dos componentes. Sendo assim, este trabalho teve como objetivo analisar o comportamento mecânico e a microestrutura da liga de titânio Ti-6Al-4V fabricada por Manufatura Aditiva (MA) por meio do processo de Sinterização Seletiva a Laser (SLS) e também por meio da usinagem. Corpos de prova de seção retangular e cilíndrica foram fabricados e caracterizados experimentalmente por diferentes técnicas como ensaio de tração, torção, dureza (Brinell e microdureza Vickers), análise microestrutural e Difração de Raios X (DRX). Os resultados experimentais obtidos permitiram avaliar propriedades como módulo de elasticidade, módulo de cisalhamento, limite de resistência à tração e dureza, além de fatores como composição química das fases e superfície da fratura. Comparados aos dados encontrados na literatura referentes aos métodos convencionais de fabricação e ao método de MA *Laser Powder Bed Fusion* (LBPF), observou-se que os corpos de prova produzidos por SLS apresentaram propriedades mecânicas satisfatórias na análise tensão-deformação, mostrando em média um módulo de elasticidade de 128,30 GPa, tensão de escoamento de 813,33 MPa e limite de resistência à tração de 878,23 MPa. Pela análise de torção, verificou-se que a amostra impressa apresentou boa ductilidade e módulo de cisalhamento de 47,3 GPa, próximos ao encontrado para as amostras usinadas, de 46,94 GPa, e condizente com outros processos encontrados na literatura. Quanto à microdureza *Vickers*, às amostras produzidas por SLS apresentam valores tangíveis aos dos demais processos. As análises microestruturais revelaram a presença de porosidade associada ao processo SLS, não havendo grande concentração de defeitos do gênero. Pelo EDS, verificou-se maior homogeneidade nas amostras impressas quando comparada à usinada. A partir da análise da fratura, foi possível constatar um comportamento clássico, evidenciando a ductilidade do material. Pelo DRX foi possível constatar diferenças estruturais nas amostras, justificando as inconsistências encontradas nos ensaios mecânicos e apresentando bons resultados para as amostras impressas. Conclui-se que o método SLS se apresenta como uma boa opção frente a outros métodos de MA, sendo uma alternativa viável e promissora para aplicações em componentes estruturais na indústria aeroespacial.

Palavras-chave: Manufatura Aditiva. SLS. Ti-6Al-4V. Caracterização mecânica. Análise microestrutural.

Abstract

This study aimed to analyze the mechanical behavior and microstructure of the Ti-6Al-4V titanium alloy manufactured by Additive Manufacturing (AM) using the Selective Laser Sintering (SLS) process and by machining. Rectangular and cylindrical cross-section specimens were fabricated and experimentally characterized using different techniques, such as tensile, torsion, and hardness (Brinell and Vickers) tests, as well as microstructural analysis and X-Ray Diffraction (XRD). The experimental results obtained allowed for the evaluation of properties such as elastic modulus, shear modulus, ultimate tensile strength, and hardness, in addition to factors such as the chemical composition of the phases and the fracture surface. Compared to data found in the literature regarding conventional manufacturing methods and the *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF) AM method, it was observed that the specimens produced by SLS presented satisfactory mechanical properties in the stress-strain analysis, showing an average elastic modulus of 128.30 GPa, yield strength of 813.33 MPa, and ultimate tensile strength of 878.23 MPa. The torsion analysis showed that the printed sample exhibited good ductility and a shear modulus of 47.3 GPa, values close to those found for the machined samples (46.94 GPa) and consistent with other processes reported in the literature. Regarding Vickers microhardness, the samples produced by SLS presented values comparable to those of other processes. Microstructural analyses revealed the presence of porosity associated with the SLS process, although without a high concentration of such defects. Through EDS, greater homogeneity was verified in the printed samples when compared to the machined ones. From the fracture analysis, it was possible to observe a classic behavior, evidencing the material's ductility. XRD analysis revealed morphological differences in the samples, explaining the inconsistencies found in the mechanical tests and presenting good results for the printed samples. It is concluded that the SLS method presents itself as a good option compared to other AM methods, being a viable and promising alternative for applications in structural components in the aerospace industry.

Key-words: Additive Manufacturing. SLS. Ti-6Al-4V. Mechanical Characterization. Microstructural Analysis.

Lista de ilustrações

Figura 1 – Distribuição de materiais em aeronaves Boeing (BOYER et al., 2015)	6
Figura 2 – Base do estabilizador e fixadores da empenagem vertical do Boeing 777 fabricados com chapas de Ti-6Al-4V. Adaptado de (BOYER, 1995)	8
Figura 3 – Diagrama de procedimentos que devem ser realizados em um projeto até a etapa de fabricação (MACHADO; SILVA, 2004).	9
Figura 4 – Representação dos processos de torneamento e fresamento. (BADIRU; VALENCIA; LIU, 2017)	10
Figura 5 – Representação do funcionamento da tecnologia LPBF. (BARTOLOMEU et al., 2022)	12
Figura 6 – Esquema representando o processo de fabricação a partir do método SLS. Adaptado de (BADIRU; VALENCIA; LIU, 2017)	13
Figura 7 – Corpos de prova logo após a impressão sem acabamento superficial.	18
Figura 8 – Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios experimentais.	19
Figura 9 – Corpos de Prova modelados no <i>software</i> CATIA V5.	19
Figura 10 – Corpos de prova impressos após passarem pela usinagem para acabamento superficial.	19
Figura 11 – Corpos de prova usinados ($CP1/2/3_{U\sinado}$).	20
Figura 12 – CP fixado à máquina <i>Instron</i> durante realização de um ensaio de tração.	21
Figura 13 – Máquina <i>Instron</i> MT2 utilizada para execução dos ensaios de torção. (RIBEIRO, 2025)	22
Figura 14 – Execução de um ensaio de dureza Brinell na máquina Mitutoyo.	22
Figura 15 – Equipamento FM-700 utilizado para a realização dos ensaios de dureza Vickers.	23
Figura 16 – Perfil de microdureza Vickers no $CP3_{SLS}$	24
Figura 17 – Equipamento JEOL JSM 7001F usado para a análise MEV.	24
Figura 18 – Resultado do ensaio de tração apresentando as curvas tensão-deformação de engenharia indicando o LRT e σ_y dos $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$	26
Figura 19 – Resultado do ensaio de tração apresentando a curva tensão-deformação do $CP1_{U\sinado}$	27
Figura 20 – Curvas de Torque vs. Ângulo obtidas no ensaio de torção para os corpos de prova $CP4_{SLS}$, $CP2_{U\sinado}$ e $CP3_{U\sinado}$, evidenciando a resposta elástica inicial, o início do escoamento e o torque máximo suportado por cada amostra.	29
Figura 21 – Resultado do ensaio de torção apresentando as curvas tensão-deformação de cisalhamento das amostras $CP4_{SLS}$, $CP2_{U\sinado}$ e $CP3_{U\sinado}$	30

Figura 22 – Distribuição da dureza Vickers (HV) dos corpos de prova $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$ longitudinalmente.	32
Figura 23 – Porosidade pontual encontrada no (a) $CP2_{SLS}$ por SLS(Aproximação de 1500x, $10\mu\text{m}$); (b) fabricado por LBPf(SLM) ($100\mu\text{m}$), adaptada de (NUNES, 2021)	33
Figura 24 – Microestrutura da liga Ti-6Al-4V (a) $CP3_{SLS}$, por SLS (2000x, $10\mu\text{m}$); (b) $CP1_{SLS}$, por SLS (2000x, $10\mu\text{m}$); (c) $CP1_{Usinado}$, por usinagem (2000x, $10\mu\text{m}$).	34
Figura 25 – Microestrutura da liga Ti-6Al-4V: (a) por SLS (1500x, $20\mu\text{m}$) (OLIWIA; AGATA; GRZEGORZ, 2022); (b) por LPBF (FU et al., 2021); (c) por método convencional ($20\mu\text{m}$) (FU et al., 2021).	35
Figura 26 – Espectros de EDS para o $CP1_{SLS}$ (impresso).	36
Figura 27 – Espectros de EDS para o $CP2_{SLS}$ (impresso).	36
Figura 28 – Espectros de EDS para o $CP3_{SLS}$ (impresso).	37
Figura 29 – Espectros de EDS para o $CP2_{Usinado}$ (usinado).	37
Figura 30 – Distribuição dos elementos em (a) $CP1_{SLS}$, (b) $CP2_{SLS}$ e (c) $CP3_{SLS}$ e (d) $CP2_{Usinado}$	38
Figura 31 – (a) Zona de fratura do CP2T; (b) Início da zona de fratura em vista inclinada.	39
Figura 32 – (a) Microscopia da zona de princípio da fratura do $CP2_{SLS}$ a 50x; (b) Microscopia a 100x.	39
Figura 33 – (a) Microscopia de dimples do $CP2_{SLS}$ a 100x; (b) Microscopia a 200x.	40
Figura 34 – (a) Microscopia dos <i>dimples</i> a 500x; (b) Microscopia a 2000x com inclinação.	40
Figura 35 – (a) Zona de fratura do $CP3_{SLS}$ a 15x; (b) Microscopia inclinada a 18x.	41
Figura 36 – (a) Início da fratura no $CP3_{SLS}$ a 100x; (b) a 120x.	41
Figura 37 – (a) Microscopia inclinada da amostra $CP3_{SLS}$ a 15x; (b) a 200x.	42
Figura 38 – (a) Microscopia inclinada evidenciando <i>dimples</i> da amostra $CP3_{SLS}$ a 500x; (b) a 2000x.	42
Figura 39 – Superfície da fratura da amostra $CP2_{Usinado}$ com ampliação de 35x.	43
Figura 40 – (a) Início da fratura da amostra $CP2_{Usinado}$ a 130x. (b) a 200x.	43
Figura 41 – (a) Superfície fraturada da amostra $CP2_{Usinado}$ ampliada a 500x evidenciando <i>dimples</i> ; (b) Ampliação a 2000x mostrando maior detalhamento das microcavidades.	44
Figura 42 – (a) Superfície da fratura da amostra $CP3_{Usinado}$ a 27x; (b) a 35x.	44
Figura 43 – (a) Vista superior do início da propagação da fratura do $CP3_{Usinado}$ a 100x; (b) Vista inclinada a 100x.	45
Figura 44 – (a) Microscopia da amostra G a 200x; (b) Detalhe dos <i>dimples</i> da amostra G observado em 2000x.	45

Figura 45 – Difratoograma do $CP1_{SLS}$	46
Figura 46 – Difratoograma do $CP2_{SLS}$	47
Figura 47 – Difratoograma do $CP3_{SLS}$	47
Figura 48 – Difratoograma do $CP1_{Usinado}$	48
Figura 49 – Difratoograma da liga Ti-6Al-4V por método convencional e LBPF. Adaptado de (NUNES, 2021)	48

Lista de tabelas

Tabela 1 – Classificação de materiais metálicos aeroespaciais com base em fatores-chave de projeto	5
Tabela 2 – Propriedades mecânicas comparativas de ligas de titânio	7
Tabela 3 – Comparação entre os métodos de fabricação aplicados à liga Ti-6Al-4V apresentados.	14
Tabela 4 – Identificação dos corpos de prova utilizados nos ensaios.	20
Tabela 5 – Identificação dos corpos de prova utilizados em análises microestruturais, de DRX e fractografia.	20
Tabela 6 – Comparação com a literatura (Ti-6Al-4V).	28
Tabela 7 – Comparação com a literatura (Ti-6Al-4V).	28
Tabela 8 – Comparação com a literatura (Ti-6Al-4V).	30
Tabela 9 – Comparação com a literatura (Ti-6Al-4V).	31
Tabela 10 – Valores de dureza Brinell (HB) obtidos para os $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$	31
Tabela 11 – Intervalos de microdureza Vickers (HV) da liga Ti-6Al-4V segundo a literatura.	32
Tabela 12 – Composição química das zonas representadas nas Figuras 27 e 28 dos CPs, em comparação com valores da literatura para o método LPBF e com a norma ASTM B348.	36
Tabela 13 – Comparação dos resultados de DRX para as amostras analisadas. . . .	49

Lista de abreviaturas e siglas

3D	Tridimensional
ASTM	Sociedade Americana de Testes e Materiais / <i>American Society for Testing and Materials</i>
CAD	Projeto Assistido por Computador / <i>Computer-Aided Design</i>
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CP	Corpo de Prova
DED	Deposição por Energia Direcionada / <i>Directed Energy Deposition</i>
DRX	Difração de Raios X / X-Ray Diffraction
EDS	Espectroscopia por Dispersão de Energia / <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
FCTE	Faculdade de Ciências e Tecnologias em Engenharia
HB	Dureza Brinell / <i>Brinell Hardness</i>
HC	Hexagonal Compacto
HIP	Compactação Isostática a Quente / <i>Hot Isostatic Pressing</i>
HCF	Fadiga de Alto Ciclo / <i>High Cycle Fatigue</i>
HV	Dureza Vickers / <i>Vickers Hardness</i>
ISO	Organização Internacional de Padronização / <i>International Organization for Standardization</i>
LBPF	Fusão a Laser em Leito de Pó / <i>Laser Powder Bed Fusion</i>
LRT	Limite de Resistência à Tração
MA	Manufatura Aditiva
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
PBF	Fusão em Leito de Pó / <i>Powder Bed Fusion</i>
SL	Laminação de Folhas / <i>Sheet Lamination</i>
SLM	Fusão Seletiva a Laser / <i>Selective Laser Melting</i>

SLS	Sinterização Seletiva a Laser / <i>Selective Laser Sintering</i>
STL	Estereolitografia / <i>Stereolithography</i>
UnB	Universidade de Brasília
VHCF	Fadiga de Ciclo Muito Alto / <i>Very High Cycle Fatigue</i>

Lista de símbolos

σ	Tensão de Engenharia
Δ	Variação
E	Módulo de Elasticidade / Módulo de <i>Young</i>
G	Módulo de Cisalhamento
ϵ	Deformação
σ_r	Limite de Resistência à Tração
σ_{rup}	Tensão de Ruptura
σ_y	Tensão de Escoamento
Σ	Somatório
α	Fase <i>Alpha</i>
β	Fase <i>Beta</i>
γ	Deformação de Cisalhamento
τ	Tensão de Cisalhamento
ϕ	Ângulo de Torção
τ_y	Limite de Tensão de Escoamento por Cisalhamento
τ_r	Resistência Máxima à Torção

Sumário

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Contextualização	1
1.2	Justificativa	2
1.3	Objetivos	2
1.3.1	Objetivo Geral	2
1.3.2	Objetivos Específicos	3
1.4	Estrutura do Trabalho	3
2	REFERENCIAL TEÓRICO E REVISÃO DA LITERATURA	4
2.1	Estado da Arte	4
2.2	Materiais Utilizados na Indústria Aeroespacial	4
2.2.1	Titânio e Suas Ligas	6
2.2.1.1	Ligas de Titânio α -Ti	7
2.2.1.2	Ligas de Titânio β -Ti	7
2.2.1.3	Ligas de Titânio $\alpha + \beta$ -Ti	7
2.2.1.3.1	Liga Ti-6Al-4V	7
2.3	Processos de Fabricação de Peças Metálicas	8
2.3.1	Usinagem	10
2.3.2	Manufatura Aditiva (MA)	11
2.3.2.1	Sinterização Seletiva a Laser (SLS)	12
2.3.3	Comparação entre os Processos	14
2.4	Ensaio Mecânicos e Caracterizações	14
2.4.1	Ensaio de Tração	14
2.4.2	Ensaio de Torção	15
2.4.3	Análise Microestrutural	15
2.4.4	Difração de Raios X (DRX)	16
2.4.5	Ensaio de Dureza	16
2.4.5.1	Dureza Brinell (HB)	16
2.4.5.2	Microdureza Vickers (HV)	17
3	MATERIAIS E MÉTODOS	18
3.1	Materiais e Fabricação dos Corpos de Prova	18
3.2	Ensaio Mecânicos	20
3.2.1	Ensaio de Tração	20
3.2.2	Ensaio de Torção	21
3.2.3	Dureza e Microdureza	22

3.2.3.1	Dureza Brinell	22
3.2.3.2	Microdureza Vickers	23
3.3	Análise Microestrutural	24
3.4	Difração de Raios X (DRX)	25
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	26
4.1	Ensaio Mecânicos	26
4.1.1	Ensaio de Tração	26
4.1.2	Ensaio de Torção	28
4.1.3	Dureza	31
4.1.3.1	Dureza Brinell (HB)	31
4.1.3.2	Microdureza Vickers (HV)	31
4.2	Análise Microestrutural	33
4.2.1	Fractografia	38
4.2.1.1	Fratura por tração	38
4.2.1.2	Fratura por torção	42
4.3	Difração de Raios X (DRX)	45
5	CONCLUSÃO	50
5.1	Trabalhos Futuros	51
	REFERÊNCIAS	52

1 Introdução

1.1 Contextualização

Nas últimas décadas, a Manufatura Aditiva (MA), conhecida popularmente como impressão 3D, vem se consolidando como uma das principais inovações tecnológicas na indústria de fabricação, permitindo a produção de peças com alta liberdade de design, precisão dimensional e redução no tempo de produção (LIU; SHIN, 2018)(QIAN et al., 2024). No setor aeronáutico, essas características se tornam especialmente relevantes, visto que a relação entre resistência e leveza é um dos fatores mais determinantes na escolha de materiais (MEGSON, 2007).

Dentre os materiais metálicos mais empregados nesse setor, destacam-se o aço, as ligas de alumínio, de níquel e de titânio (MEGSON, 2007). A liga Ti-6Al-4V, por sua vez, tem sido amplamente utilizada na fabricação de estruturas aeronáuticas, por apresentar alta resistência mecânica, baixa densidade e excelente resistência à corrosão (LIU; SHIN, 2018). Apesar disso, em função do elevado ponto de fusão e baixa condutividade térmica da Ti-6Al-4V, os métodos convencionais de fabricação, como a usinagem, revelam-se pouco eficientes para suprir a crescente demanda por componentes com geometrias complexas e altos níveis de precisão dimensional (QIAN et al., 2024). Além disso, os custos associados ao processamento dessa liga de titânio são significativamente superiores aos de outros metais estruturais: o processo de usinagem, por exemplo, pode ser até dez vezes mais caro do que se comparado ao de ligas de alumínio por causa da vida útil da ferramenta de corte (BOYER, 1996), além do desperdício de um material nobre.

Diante disso, BOYER (1995) destaca alternativas para a viabilização econômica da aplicação de ligas como a Ti-6Al-4V, sendo uma delas a otimização de processos de fabricação, com foco na redução de custos sem comprometer o desempenho dos componentes.

Nesse contexto de ineficiência produtiva, a MA, através de técnicas como SLS (OLIWIA; AGATA; GRZEGORZ, 2022) e LPBF (XING et al., 2021; WANG et al., 2018) para Ti-6Al-4V tem sido amplamente investigada, apresenta-se como alternativa (BOYER, 1995). Contudo, a adoção dessas tecnologias introduz uma nova classe de problemas: os complexos ciclos térmicos de fusão e solidificação rápida inerentes à MA resultam em microestruturas heterogêneas, tensões residuais e potenciais defeitos (como porosidade) que diferem drasticamente do material forjado ou usinado.

Com a crescente adoção dessas tecnologias e buscando novas alternativas de produção, torna-se essencial investigar como os diferentes métodos de fabricação influenciam

as propriedades da liga Ti-6Al-4V, sobretudo em contextos de aplicação crítica, como o aeroespacial. Além disso, a integração entre ensaios experimentais e análises numéricas, especialmente por meio da simulação via elementos finitos, tem-se mostrado uma abordagem eficaz para a avaliação do comportamento mecânico e estrutural desses materiais.

1.2 Justificativa

Apesar dos grandes avanços na área da manufatura aditiva (MA), ainda há desafios relevantes relacionados à padronização das propriedades mecânicas, controle de porosidade, certificação de componentes críticos e à validação dos resultados por meio de simulações computacionais para materiais metálicos. Embora o processo *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF) seja amplamente aplicado na fabricação de peças de liga Ti-6Al-4V, ele ainda apresenta limitações associadas à formação de defeitos internos, tensões residuais e variações microestruturais que podem comprometer a resistência e a integridade das peças fabricadas.

Dessa forma, a Sinterização Seletiva a Laser (SLS) surge como uma possível alternativa não só aos métodos convencionais como também ao LPBF, principalmente por sua capacidade de fabricar geometrias complexas com menor custo de operação se comparado aos métodos convencionais. No entanto, o método ainda é pouco aplicado na fabricação de ligas metálicas e os dados experimentais disponíveis na literatura são bastante limitados. A carência de estudos que avaliem, com base em ensaios experimentais, o desempenho da liga Ti-6Al-4V produzida por SLS reforça a necessidade de investigações sistemáticas, especialmente se consideradas as exigências rigorosas da indústria aeroespacial.

Assim, fica evidente a necessidade de aprofundar a compreensão dos efeitos do processo SLS na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V, comparando seus resultados aos obtidos por métodos mais consolidados, como métodos convencionais e o LPBF. A relevância deste estudo baseia-se na contribuição de resultados experimentais para a indústria aeroespacial, que busca cada vez mais soluções eficientes, leves e confiáveis.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo Geral

Analisar o comportamento mecânico e microestrutural da liga Ti-6Al-4V produzida por manufatura aditiva por sinterização seletiva a laser (SLS) e por metalurgia do pó, comparando os resultados experimentais obtidos com dados da literatura referentes a outros processos de fabricação.

1.3.2 Objetivos Específicos

- Realizar uma revisão teórica sobre os principais métodos de fabricação da liga Ti-6Al-4V (métodos convencionais, SLS e LBPF);
- Modelar e fabricar corpos de prova em Ti-6Al-4V pelo processo de SLS e por usinagem, conforme norma ASTM E8/E8M;
- Realizar ensaios de tração, torção, dureza (Brinell e microdureza Vickers), e análises por Difração de Raio X (DRX) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV);
- Comparar os resultados obtidos para os diferentes corpos de prova e relacionar os resultados com os dados disponíveis na literatura;

1.4 Estrutura do Trabalho

Além do capítulo 1, este trabalho foi estruturado pela ordem de Revisão Bibliográfica, Metodologia e, posteriormente, os Resultados. O capítulo 2 tem como objetivo apresentar os fundamentos teóricos que sustentam as análises realizadas neste trabalho. São discutidas as principais ligas utilizadas na indústria aeroespacial, com destaque para a liga Ti-6Al-4V, além de apresentar diferentes métodos de fabricação utilizados para a produção de peças metálicas, incluindo a usinagem e os métodos de Manufatura Aditiva (MA) LBPF e SLS. Também são abordadas as técnicas utilizadas para caracterização mecânica e microestrutural da liga, como os ensaios de tração, torção, fadiga, dureza (Brinell e microdureza Vickers), além da análise microestrutural e Difração de Raios X (DRX).

O capítulo 3 descreve os procedimentos experimentais adotados nos ensaios. São apresentados os parâmetros de fabricação dos corpos de prova, os métodos utilizados para os ensaios mecânicos e as técnicas de caracterização microestrutural.

O capítulo 4 aborda os resultados obtidos a partir dos ensaios realizados. São discutidos os valores obtidos nos ensaios de tração, bem como os perfis de dureza para os corpos de prova pelos métodos Brinell e microdureza Vickers. A seção também contempla a análise microestrutural, da fratura e DRX, comparando com dados da literatura e discutindo vantagens e desvantagens do método SLS.

2 Referencial Teórico e Revisão da Literatura

2.1 Estado da Arte

A Manufatura Aditiva (MA) da liga Ti-6Al-4V tem sido amplamente investigada como alternativa aos métodos convencionais, com destaque para o processo Laser Powder Bed Fusion (LPBF), cujo desempenho é analisado em função de parâmetros como temperatura da cama de pó, orientação de construção, densidade, microestrutura, defeitos (porosidade e falta de fusão) e propriedades mecânicas, incluindo resistência à tração e dureza (XING et al., 2021; EDWARDSA; RAMULUB, 2014). Estudos abrangentes, como o de Nunes (2021), combinam ensaios mecânicos (tração, dureza e fadiga), análises microestruturais por MEV e DRX e avaliação de tratamentos superficiais, evidenciando a forte influência do processo na integridade do material. Pesquisas sobre fadiga conduzidas por Yin, Li e Yao (2025), Losertová et al. (2021), Ezugwu e Wang (1997), Li e Affolter (2024), seguindo normas como ASTM E466 e ISO 12107, exploram regimes de HCF e VHCF, efeitos de rugosidade, defeitos internos e pós-processamentos como HIP, além de empregar abordagens analíticas baseadas na lei de Basquin. Embora a técnica Selective Laser Sintering (SLS) ainda seja pouco consolidada para metais, estudos como Oliwia, Agata e Grzegorz (2022), Duan e Wang (2011) demonstram seu potencial ao avaliar diferenças microestruturais, propriedades físico-químicas e comportamento à corrosão em comparação a métodos convencionais, indicando a necessidade de aprofundamento sobre sua aplicabilidade para ligas de titânio.

2.2 Materiais Utilizados na Indústria Aeroespacial

A seleção de materiais para aplicações aeroespaciais é orientada por critérios rigorosos de desempenho, tendo em vista que esses sistemas estão sujeitos a condições operacionais extremas, como elevadas cargas mecânicas, variações térmicas intensas e ambientes complexos. De modo geral, a indústria aeroespacial exige materiais que apresentem uma combinação otimizada de alta resistência mecânica, baixa densidade (resultando em excelentes propriedades específicas), além de resistência à corrosão, estabilidade térmica e confiabilidade estrutural ao longo de toda a vida útil do componente (ZHANG; CHEN; HU, 2018; FLOREA et al., 2024). O objetivo principal dessa medida é promover a redução do peso estrutural e o aumento da vida útil da aeronave, favorecendo sua eficiência operacional ao ampliar tanto a capacidade de carga útil quanto o alcance de voo (GLORIA et al., 2019).

Entre os grupos de materiais empregados, destacam-se os materiais metálicos, cerâm-

nicos e compósitos. Cada classe possui vantagens específicas de acordo com a aplicação. Os compósitos, por exemplo, são amplamente utilizados como constituintes estruturais principais de aeronaves modernas devido à sua leveza e resistência direcionada. Os metais, por sua vez, são indispensáveis em componentes estruturais e críticos, onde é necessária elevada resistência à tração, à fadiga e ao impacto, além de apresentar um comportamento previsível em regimes de carregamento severos (SHACKELFORD, 2008).

Dentre os materiais metálicos, as ligas de alumínio, níquel, titânio e alguns aços são as mais utilizadas na indústria aeronáutica (BOYER et al., 2015; DURSUNA; SOUTISB, 2014). Como é possível visualizar na tabela 1, o alumínio se destaca por sua leveza, baixo custo e boa usinabilidade, sendo empregado principalmente em estruturas de menor solicitação térmica. O níquel, por sua vez, é utilizado em ambientes de alta temperatura, como em turbinas, devido à sua excelente resistência térmica. Os aços oferecem alta resistência mecânica, porém com densidade elevada, o que limita sua aplicação em estruturas que exigem redução de peso. Nesse cenário, as ligas de titânio surgem como uma solução equilibrada entre resistência e densidade, especialmente em componentes sujeitos a condições mecânicas críticas.

Tabela 1 – Classificação de materiais metálicos aeroespaciais com base em fatores-chave de projeto

Propriedade	Ligas de Alumínio	Ligas de Titânio	Ligas de Magnésio	Aço de alta resistência	Superliga de níquel
Custo	Barato	Caro	Médio	Médio	Caro
Peso (densidade)	Leve	Médio	Muito leve	Pesado	Pesado
Rigidez (módulo de elasticidade)	Baixa/média	Média	Baixa	Muito alta	Média
Resistência (limite de escoamento)	Média	Média/alta	Baixa	Muito alta	Média
Tenacidade à fratura	Média	Alta	Baixa/média	Baixa/média	Média
Fadiga	Baixa/média	Alta	Baixa	Média/alta	Média
Resistência à corrosão	Média	Alta	Baixa	Baixa/média	Alta
Resistência à fluência em alta temperatura	Baixa	Média	Baixa	Alta	Muito alta
Facilidade de reciclagem	Alta	Média	Média	Alta	Média

Fonte: Adaptado de Table 1.1 Grading of aerospace materials on key design factors (MOURITZ, 2012).

As ligas de titânio, em especial a Ti-6Al-4V, apresentam combinação única de alta resistência mecânica, baixa densidade e elevada resistência à corrosão, sendo amplamente utilizadas em fuselagens, discos de compressor e trens de pouso (FLOREA et al., 2024). Embora seu custo seja superior ao de ligas de alumínio e aços convencionais, seu desempenho justifica a aplicação em situações críticas. No caso do Boeing 757, por exemplo, a liga de titânio representa aproximadamente 5% do peso estrutural da aeronave, o que corresponde a cerca de 3640 kg (CHUNXIANG et al., 2010).

Um bom exemplo é o uso de titânio nos trens de pouso das aeronaves Boeing 747 e 757, onde a restrição volumétrica inviabilizou o uso de alumínio e o peso do aço representaria um prejuízo significativo à eficiência do voo. Assim, optou-se pela liga de titânio, mesmo apresentando maior custo, como solução estrutural ideal (figura 1)(BOYER, 1996).

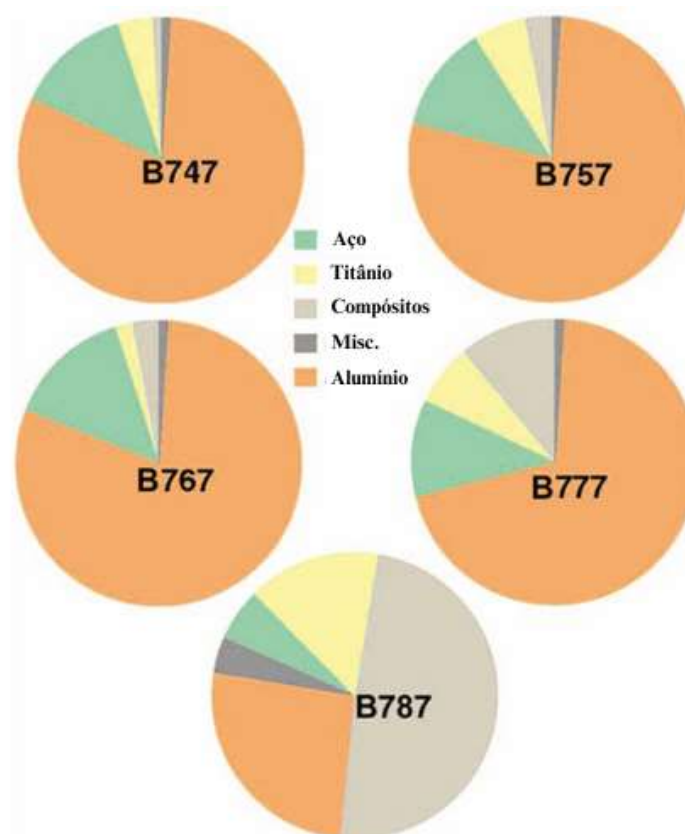


Figura 1 – Distribuição de materiais em aeronaves Boeing (BOYER et al., 2015)

Diante dessas características, o titânio se destaca não apenas por suas propriedades mecânicas, mas também pelo alto grau de confiabilidade e resistência à fadiga, características essenciais para aplicações aeroespaciais. Sua importância estratégica é reconhecida mundialmente, sendo alvo constante de pesquisa e desenvolvimento em diversos países, com foco em melhorar a eficiência de sua produção e ampliar sua aplicabilidade em ambientes críticos.

2.2.1 Titânio e Suas Ligas

Segundo (GLORIA et al., 2019), as ligas de titânio têm ganhado cada vez mais espaço na fabricação de componentes estruturais de aeronaves devido à sua elevada resistência mecânica junto ao baixo peso e excelente resistência à corrosão. De modo geral, essas ligas são classificadas em três categorias principais de acordo com sua microestrutura: α , β e $\alpha + \beta$. Cada categoria é discutida brevemente nos tópicos abaixo.

2.2.1.1 Ligas de Titânio α -Ti

As ligas α -Ti apresentam bom comportamento à fluência e resistência à corrosão. Elas são utilizadas geralmente na produção de discos e lâminas de compressores para motores aeronáuticos. São exemplos de ligas α -Ti a Ti-3Al-2.5V, Cp-Ti, Ti-5-2.5, Ti-8-1-1 e Ti-6-2-4-2S (FLOREA et al., 2024).

2.2.1.2 Ligas de Titânio β -Ti

As ligas β -Ti apresentam boa resistência e se comporta melhor em regimes cíclicos de carga (fadiga) se comparadas à liga α -Ti. Geralmente são empregadas em componentes que devem resistir a altas tensões, como trens de pouso e partes estruturais. Como desvantagem, ligas desse tipo apresentam baixa ductilidade. Alguns exemplos de ligas utilizadas na indústria aeronáutica são as Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn e Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (FLOREA et al., 2024; GLORIA et al., 2019).

2.2.1.3 Ligas de Titânio $\alpha + \beta$ -Ti

As ligas $\alpha + \beta$ -Ti são amplamente utilizadas por combinarem características das duas fases, oferecendo um equilíbrio entre resistência mecânica, ductilidade e resistência à corrosão (FLOREA et al., 2024), o que as torna as mais versáteis e utilizadas comercialmente. Alguns exemplos de ligas desse tipo são as Ti-6Al-2Zr-2Sn-3Mo-1Cr-2Nb, Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Cr-2Mo-Si, além da liga Ti-6Al-4V, que é a mais empregada na indústria aeroespacial (GLORIA et al., 2019). É comum ligas Ti-6Al-4V com adição de Zircônio para aumento da propriedade de dureza, podendo chegar a 420 HV (FLOREA et al., 2024).

A tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas para os diferentes tipos de ligas.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas comparativas de ligas de titânio

Material	Densidade (g/cm ³)	Módulo de Young E (GPa)	Resistência ao escoamento σ_y (MPa)
Titânio puro	4,6	103	170–480
Ligas α -Ti	4,6	100–115	800–1000
Ligas β -Ti	4,6	100–115	1150–1300
Ligas $\alpha + \beta$ -Ti	4,6	100–115	830–1300

Fonte: Adaptado de Mouritz (2012).

2.2.1.3.1 Liga Ti-6Al-4V

Desenvolvida em 1954 e graças às suas excelentes propriedades mecânicas como resistência à tração, à corrosão, tenacidade à fratura e boa ductilidade, a liga de titânio Ti-6Al-4V (também conhecida como Ti-64 ou TC4) é amplamente empregada em aplicações

industriais e aeroespaciais até os dias de hoje (FLOREA et al., 2024) (CHUNXIANG et al., 2010). Estima-se que essa liga represente aproximadamente 60% da produção total de titânio no mundo (BOYER, 1996).

A Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas de diferentes tipos de ligas de titânio. Entre elas, a Ti-6Al-4V destaca-se como a liga $\alpha+\beta$ mais amplamente utilizada, reunindo características que a tornam particularmente vantajosa, como melhor resistência à fluência em altas temperaturas e maior ductilidade em comparação com as ligas α ou β isoladas. Essas qualidades tornam a liga adequada para aplicações estruturais e componentes de motores aeronáuticos, podendo operar em temperaturas que variam de 300 a 450°C. Além disso, a Ti-6Al-4V apresenta vantagens significativas em relação ao peso e à resistência à corrosão se comparada a ligas de alumínio e aços tradicionais utilizados no setor aeroespacial (MOURITZ, 2012).

Segundo (BOYER, 1995), como exemplo de aplicação, tem-se os fixadores e base da empenagem vertical da aeronave Boeing 777 (figura 2). A seleção desse material se deve ao baixo coeficiente de expansão térmica do material, que combina melhor com o grafite no compósito do que outros materiais estruturais como o alumínio, que por sua vez resultaria em cargas altas e ineficiência.

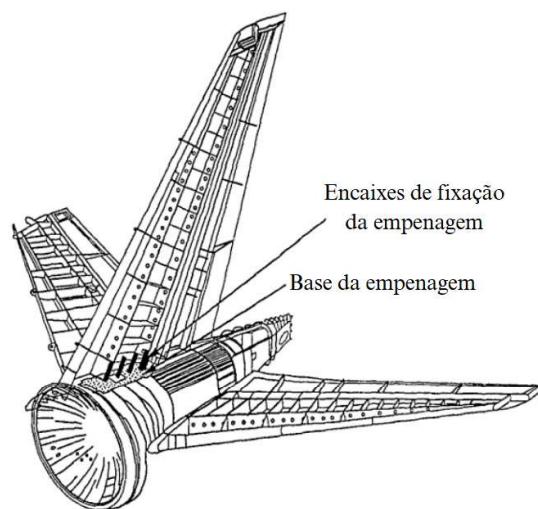


Figura 2 – Base do estabilizador e fixadores da empenagem vertical do Boeing 777 fabricados com chapas de Ti-6Al-4V. Adaptado de (BOYER, 1995)

2.3 Processos de Fabricação de Peças Metálicas

De acordo com Badiru, Valencia e Liu (2017), há inúmeras alternativas para um fluxo de trabalho partindo da quantidade de produção, capacidade, qualidade do produto e matérias-primas. A melhor alternativa em questão seria aquela onde há o menor custo de produção ou o menor tempo, a partir das seguintes equações:

$$\text{Tempo total de produção} = \sum [\text{tempo de transferência entre etapas} + \text{tempo de espera} + \text{tempo de setup} + \text{tempo de operação} + \text{tempo de inspeção}]$$

$$\text{Custo total de produção} = \text{Custo do material} + \sum [\text{custo de transferência entre etapas} + \text{custo de setup} + \text{custo de operação} + \text{custo de ferramenta} + \text{custo de inspeção} + \text{custo de inventário em processo}]$$

Segundo [Machado e Silva \(2004\)](#), diversos fatores devem ser considerados em um processo de fabricação, indo além de aspectos como custos e competitividade de mercado. Como uma das etapas finais que antecedem a produção de um componente, a seleção do material (figura 3), com base em critérios como propriedades mecânicas e acabamento superficial, desempenha um papel essencial na obtenção de uma solução eficiente e adequada.



Figura 3 – Diagrama de procedimentos que devem ser realizados em um projeto até a etapa de fabricação ([MACHADO; SILVA, 2004](#)).

Na escolha dos métodos de fabricação a serem empregados devem ser considerados aspectos como o tipo de material, o tamanho e a complexidade geométrica do componente, o custo de ferramental, propriedades finais, dentre outros fatores.

Com o avanço das tecnologias de fabricação, tornou-se possível produzir peças metálicas por diversos métodos, desde os mais comuns, como a usinagem, até os mais recentes, como a manufatura aditiva. Cada técnica impacta de maneira diferente as propriedades finais do material, influenciando em características como a microestrutura, a resistência mecânica, o acabamento superficial e o comportamento sob fadiga.

É interessante pontuar que a liga Ti-6Al-4V pode ser processada e aplicada em uma ampla variedade de formas, incluindo forjados, barras, fundidos, folhas, chapas, placas, extrusões, tubos e conectores (BOYER, 1996).

2.3.1 Usinagem

A usinagem é um processo de fabricação subtrativo, no qual o material é progressivamente removido de um bloco bruto até se atingir a geometria final desejada, resultando na formação de cavacos durante o processo. Existem diversos tipos de operações de usinagem, cada uma adequada a diferentes finalidades e formas geométricas, como torneamento, fresamento (figura 4), rebaixamento, roscamento, entre outras (FERRARESI, 1970).

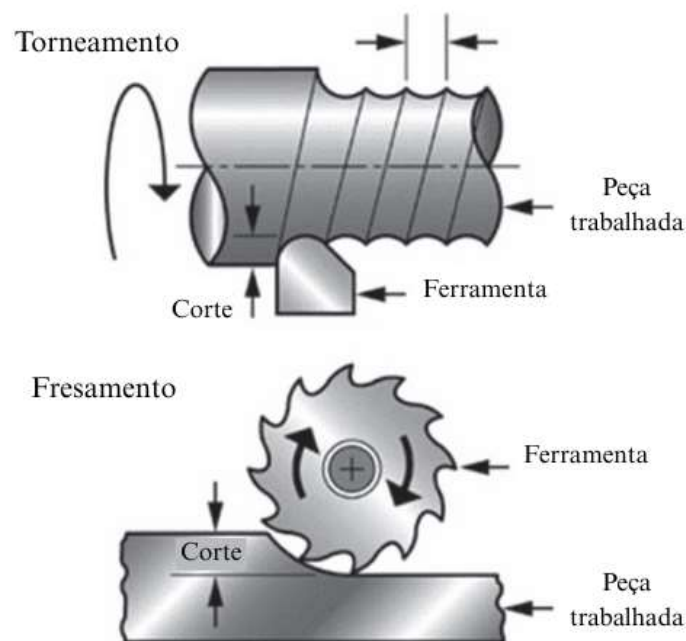


Figura 4 – Representação dos processos de torneamento e fresamento. (BADIRU; VALENÇIA; LIU, 2017)

Apesar de amplamente empregada na indústria, a liga Ti-6Al-4V está associada a altos custos de fabricação, especialmente quando submetida a processos convencionais como a usinagem. Segundo Boyer (1996), o titânio pode ser de 3 a 10 vezes mais caro do que metais como o aço e apresenta custos de usinagem até 10 vezes superiores aos

da usinagem do alumínio. Isso se justifica por desafios técnicos como a baixa vida útil das ferramentas de corte, consequência de sua baixa condutividade térmica, que gera altas temperaturas na zona de corte, acelerando o desgaste das ferramentas (EZUGWU; WANG, 1997; NGUYEN et al., 2022). Vale ressaltar também o acúmulo de cavaco gerado a partir desta técnica, significando desperdício de material e riscos à segurança dos profissionais na produção.

Como alternativas à usinagem, técnicas como metalurgia do pó e manufatura aditiva têm sido exploradas, visando à redução de custos e à melhoria da eficiência na fabricação de componentes em titânio.

2.3.2 Manufatura Aditiva (MA)

Manufatura Aditiva (MA), também conhecida como impressão 3D ou fabricação digital direta, é um processo de fabricação que constrói objetos físicos a partir de modelos tridimensionais digitais. Esse método se baseia na deposição sucessiva de camadas finas de material, possibilitando a produção de componentes com geometrias complexas, alta precisão dimensional e eficiência no uso de matéria-prima (BADIRU; VALENCIA; LIU, 2017). O termo “fabricação digital direta” refere-se à capacidade de converter um modelo computacional diretamente em um produto físico acabado, não havendo a necessidade de ferramentas, moldes ou usinagem intensiva como nos processos convencionais.

Devido às limitações dos métodos tradicionais na fabricação de peças em ligas de titânio, especialmente no que se refere à usinabilidade e ao custo, a Manufatura Aditiva vem sendo explorada como uma alternativa viável e promissora.

Segundo a *American Society for Testing and Materials* (ASTM) e a norma ISO 17296-2:2015, a MA é classificada em sete categorias distintas de processos (ISO, 2015), sendo apenas três aplicáveis à fabricação de componentes de liga de titânio: *Powder Bed Fusion* (PBF), *Directed Energy Deposition* (DED) e *Sheet Lamination* (SL) (NGUYEN et al., 2022). A partir dessas categorias, atualmente destacam-se as técnicas *Electron Beam Melting* (EBM), a *Selective Laser Melting* (SLM) e a *Directed Energy Deposition* (DED) (NGUYEN et al., 2022).

Fazendo parte da categoria PBF, a técnica *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF), comercialmente conhecida como SLM, vem se destacando como a mais utilizada e estudada para a produção de peças em Ti-6Al-4V. Ela consiste na deposição de finas camadas de pó metálico sobre uma base de construção, as quais são fundidas seletivamente por um feixe de laser de alta potência. A construção ocorre camada por camada, com controle rigoroso dos parâmetros de processamento, o que permite ajustar a microestrutura e, consequentemente, as propriedades finais da peça (figura 5).

No entanto, mesmo com suas vantagens, componentes fabricados por LPBF ainda

enfrentam desafios, especialmente no que diz respeito ao desempenho em regimes de fadiga de alto ciclo (HCF) e fadiga de ciclo ultra alto (VHCF), aspectos críticos para aplicações aeroespaciais (LI; AFFOLTER, 2024).

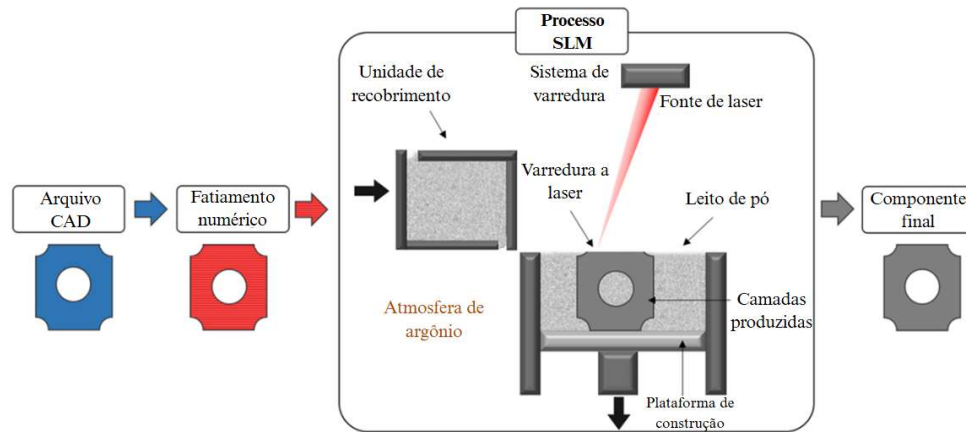


Figura 5 – Representação do funcionamento da tecnologia LPBF. (BARTOLOMEU et al., 2022)

A MA apresenta diversas vantagens em relação aos processos convencionais. Reduz-se significativamente o desperdício de material, uma vez que não há formação de cavacos como na usinagem, e eliminam-se os custos relacionados a moldes, matrizes e ferramentas específicas (BARTOLOMEU et al., 2022). Além disso, o processo possibilita a fabricação de geometrias inovadoras e estruturas com topologias complexas, muitas vezes impossíveis de serem obtidas por meios tradicionais.

2.3.2.1 Sinterização Seletiva a Laser (SLS)

Desenvolvida na década de 1980, a Sinterização Seletiva a Laser (SLS) é uma técnica de manufatura aditiva que utiliza um feixe de laser como fonte de energia térmica para promover a coesão de partículas de pó. O processo ocorre de forma camada a camada, conforme a geometria definida por um modelo digital, possibilitando a fabricação de peças tridimensionais com geometrias complexas e alto grau de personalização (figura 6) (OLIWIA; AGATA; GRZEGORZ, 2022).

Durante a construção, o leito de pó é mantido aquecido a uma temperatura um pouco inferior ao ponto de fusão do material utilizado. Essa condição favorece a sinterização, reduz gradientes térmicos e ajuda a minimizar tensões residuais entre camadas, promovendo maior uniformidade na peça final.

O método é utilizado na produção de peças com geometria irregular, como estruturas com cavidades internas, canais ou saliências. Além disso, permite a fabricação de componentes com níveis de porosidade controlada, sendo aplicável a uma variedade de materiais, incluindo polímeros, metais e cerâmicas (DUAN; WANG, 2011).

A qualidade e as propriedades finais das peças obtidas por SLS dependem de diversos parâmetros de processamento que precisam ser cuidadosamente controlados. Os principais fatores que influenciam o desempenho do processo são:

- Potência do feixe de laser;
- Espaçamento entre trilhas de varredura do laser (scan spacing);
- Espessura das camadas de pó aplicadas;
- Temperatura da base de fabricação;
- Velocidade de varredura do feixe;
- Velocidade de movimentação da lâmina niveladora (rolo dosador).

Mesmo sendo uma técnica consolidada para materiais poliméricos, sua aplicação para ligas metálicas, como a Ti-6Al-4V requer estudos mais aprofundados quanto às suas propriedades mecânicas.

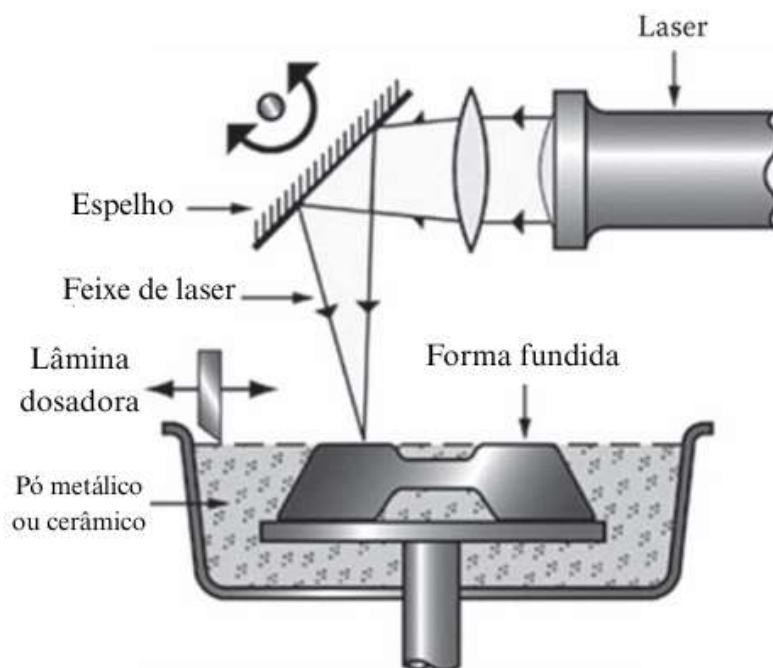


Figura 6 – Esquema representando o processo de fabricação a partir do método SLS. Adaptado de (BADIRU; VALENCIA; LIU, 2017)

2.3.3 Comparação entre os Processos

A Tabela 3 apresenta uma comparação entre os diferentes métodos de fabricação aplicados à liga Ti-6Al-4V. Vê-se que, embora a usinagem proporcione ótimo acabamento, ela é limitada em termos de geometria e apresenta alto desperdício de material. O processo LPBF (SLM), por outro lado, é amplamente utilizado para a liga Ti-6Al-4V, permitindo geometrias complexas com baixo desperdício, mas requer pós-processamento.

Destaca-se o SLS como uma alternativa promissora para aplicações com geometrias altamente complexas e porosidade controlada. Mesmo que ainda seja pouco difundido para titânio, o método apresenta baixo desperdício e custo moderado. No entanto, sua rugosidade superficial e sensibilidade aos parâmetros de processo requerem maior investigação experimental e validação mecânica, apresentando mais uma vez a necessidade de maior estudo sobre este meio de fabricação.

Tabela 3 – Comparação entre os métodos de fabricação aplicados à liga Ti-6Al-4V apresentados.

Critério	Usinagem	LBPF	SLS
Tipo de processo	Subtrativo	Aditivo (fusão)	Aditivo (sinterização)
Aplicação em Ti-6Al-4V	Alta	Alta	Moderada
Tempo de fabricação	Alta	Moderado	Moderado
Geometria permitida	Limitada	Complexa	Muito complexa
Acabamento superficial	Excelente	Médio (requer pós-processamento)	Rugoso
Custo de ferramental	Alto	Moderado	Moderado
Desperdício de material	Alto	Mínimo	Mínimo

2.4 Ensaios Mecânicos e Caracterizações

A caracterização de ligas metálicas envolve a avaliação de suas propriedades mecânicas e estruturais, essenciais para validar o desempenho em aplicações críticas. Os ensaios e análises mais comuns incluem tração, fadiga, dureza, difração de raios X (DRX) e análise metalográfica.

2.4.1 Ensaio de Tração

Sendo um dos ensaios mecânicos mais comuns, o ensaio de tração é utilizado para extrair diversas propriedades mecânicas dos materiais. A norma que rege esse ensaio para materiais metálicos é a ASTM E8M (ASTM, 2013b; NEWELL, 2018).

A partir de uma máquina e corpos de prova com seção retangular ou cilíndrica, cada um fixo em suas extremidades e alongado a uma taxa constante. A relação entre

carga e deformação é registrada e utilizada para a obtenção de diversas propriedades mecânicas (CALLISTER; RETHWISCH, 2021), permitindo a visualização do comportamento elástico e plástico do material em análise.

Propriedades como módulo de elasticidade (*Young*) (E), tensão de escoamento (σ_y) e Limite de Resistência à Tração (LRT) são determinadas a partir do gráfico $\sigma \times \epsilon$.

2.4.2 Ensaio de Torção

A norma de referência utilizada para a realização de ensaios de torção em metais é a ASTM E143 (ASTM, 2021), qual estabelece os procedimentos padronizados para determinação do módulo de cisalhamento (G) e demais propriedades mecânicas relacionadas ao comportamento do material sob carregamento de torção.

Durante o ensaio, um torque crescente é aplicado ao corpo de prova enquanto a máquina registra simultaneamente o ângulo de torção correspondente. A partir dessas medições, é possível construir a curva $\tau \times \gamma$. Na região inicial do gráfico, observa-se um trecho linear característico do regime elástico, no qual a relação entre tensão e deformação é proporcional, podendo se calcular a partir dela o módulo de cisalhamento (G).

Conforme o torque aumenta, o material atinge o limite elástico em cisalhamento, passando a apresentar comportamento não linear, até alcançar o torque máximo e, posteriormente, a ruptura, fornecendo também informações sobre a ductilidade, resistência e características de falha do material quando submetido a esforços torsionais.

2.4.3 Análise Microestrutural

A análise microestrutural permite a avaliação qualitativa e quantitativa da microestrutura, bem como a identificação de defeitos e porosidades provenientes do processo de fabricação. Em ligas obtidas por MA, essa caracterização é especialmente relevante devido à influência significativa dos parâmetros de processamento na formação da microestrutura e nos possíveis defeitos internos.

Um dos aspectos mais investigados nessa análise para MA são os defeitos e porosidades, que podem acabar por comprometer a integridade mecânica do material, atuando como concentradores de tensão e pontos iniciais de fratura sob carregamentos cíclicos. Poros esféricos são frequentemente atribuídos ao aprisionamento de gases, enquanto poros alongados ou irregulares indicam falhas de fusão durante a deposição (NUNES, 2021). Componentes fabricados pelo método *Directed Energy Deposition* (DED), por exemplo, demonstram com frequência redução da vida em fadiga graças à presença de defeitos internos (poros e partículas não fundidas), tensões residuais e rugosidade de superfície (LIU et al., 2021). Adicionalmente, tem-se a fractografia, que se trata do estudo das superfícies da fratura de materiais após a ruptura. A partir dessa análise, é possível investigar as-

pectos como modos de fratura, presença de *dimples*, facetas e estrias, além de relacionar essas características com defeitos e outras evidências sobre o comportamento do material frente ao seu colapso.

A microestrutura da liga Ti-6Al-4V fabricada por processos como a Sinterização Seletiva a Laser (SLS) e o *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF) é geralmente composta pelas fases α e β , cuja morfologia depende fortemente da taxa de resfriamento. Em comparação com métodos convencionais, os processos aditivos tendem a gerar estruturas colunares ou aciculares com maior anisotropia (FU et al., 2021).

Para aprofundar a análise composicional, utiliza-se a Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS), frequentemente acoplada à Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). O EDS permite a identificação qualitativa e semi-quantitativa dos elementos químicos presentes nas diferentes regiões do material, o que é fundamental para avaliar a conformidade com normas técnicas. A partir desse método, é possível verificar se ocorreram segregações, contaminações ou perda de elementos voláteis durante o processamento do material.

2.4.4 Difração de Raios X (DRX)

A Difração de Raios X (DRX) é uma técnica não destrutiva amplamente empregada na caracterização de materiais cristalinos, sendo utilizada para a identificação de fases presentes, análise da estrutura cristalina e espaçamento interplanar. Quando um feixe de raios X incide sobre um material, ele interage com os átomos dispostos em planos cristalográficos, resultando em padrões de difração específicos, de acordo com a Lei de Bragg (CALLISTER; RETHWISCH, 2021). Ao interpretar esses padrões, é possível determinar quais fases estão presentes na amostra, bem como estimar o tamanho médio dos cristalitos e o grau de cristalinidade do material.

Em ligas metálicas como a Ti-6Al-4V, a DRX é fundamental para verificar a proporção e distribuição das fases α (hexagonal compacto) e β (cúbica de corpo centrado), que influenciam diretamente as propriedades mecânicas do material. A técnica pode ser utilizada para comparar diferentes métodos de fabricação, sendo possível avaliar os efeitos do processo sobre a estrutura cristalina.

2.4.5 Ensaios de Dureza

2.4.5.1 Dureza Brinell (HB)

A dureza Brinell (HB) é um parâmetro utilizado para medir a resistência de um material à deformação plástica localizada. O ensaio consiste em pressionar uma esfera de aço ou carboneto de tungstênio contra a superfície do material com uma carga padro-

nizada, durante um tempo de 10 a 15 segundos, conforme a norma técnica ASTM E10 (ASTM, 2018).

Através da dureza Brinell é possível estimar o limite de resistência à tração (σ_r) através da relação de proporcionalidade que geralmente é aplicada aos aços, mas pode servir como estimativa para outras ligas metálicas (CALLISTER; RETHWISCH, 2021).

2.4.5.2 Microdureza Vickers (HV)

A microdureza Vickers (HV) é uma técnica utilizada para avaliar a dureza de materiais em escalas microscópicas. O ensaio consiste na aplicação de uma carga leve sobre um penetrador piramidal de base quadrada, com ângulo de 136° entre as faces opostas, que imprime uma marca em forma de losango superfície do material.

3 Materiais e Métodos

Este trabalho caracteriza-se como uma pesquisa aplicada, de abordagem quantitativa, qualitativa e de natureza experimental. A metodologia adotada foi dividida nas seguintes etapas:

- Aquisição e preparação dos corpos de prova da liga Ti-6AL-4V;
- Realização dos ensaios mecânicos;
- Análises microestruturais.

3.1 Materiais e Fabricação dos Corpos de Prova

Os corpos de prova impressos foram fabricados e gentilmente cedidos para o presente estudo pela empresa CPMH em liga Ti-6Al-4V, por meio do processo de Manufatura Aditiva do tipo *Selective Laser Sintering* (SLS). O processo foi realizado com parâmetros específicos de potência do laser, espessura de camada, espaçamento de varredura, temperatura da base, velocidade de varredura e velocidade do rolo conforme o habitual utilizados e definidos pela empresa, especializada em implantes personalizados por MA em titânio. Tais informações são privadas e vedadas apenas à empresa, que os disponibilizou já devidamente prontos para os ensaios. Sabe-se apenas que passaram por um tratamento térmico (não informado que tipo) e foram usinados para obter acabamento superficial após a impressão (figura 10).



Figura 7 – Corpos de prova logo após a impressão sem acabamento superficial.

A geometria dos corpos de prova utilizados no presente trabalho foram modeladas seguindo as normas ASTM E8M-13a (ASTM, 2013b) através do *software* CATIA V5 (figura 8a) e repassados a empresa no formato *Stereolithography* (STL) (figura 9).

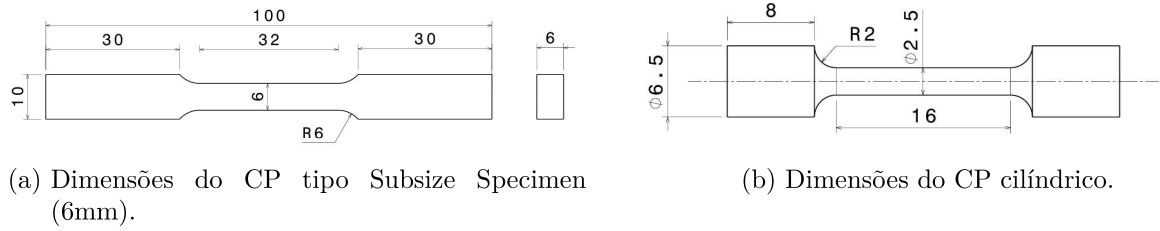


Figura 8 – Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios experimentais.

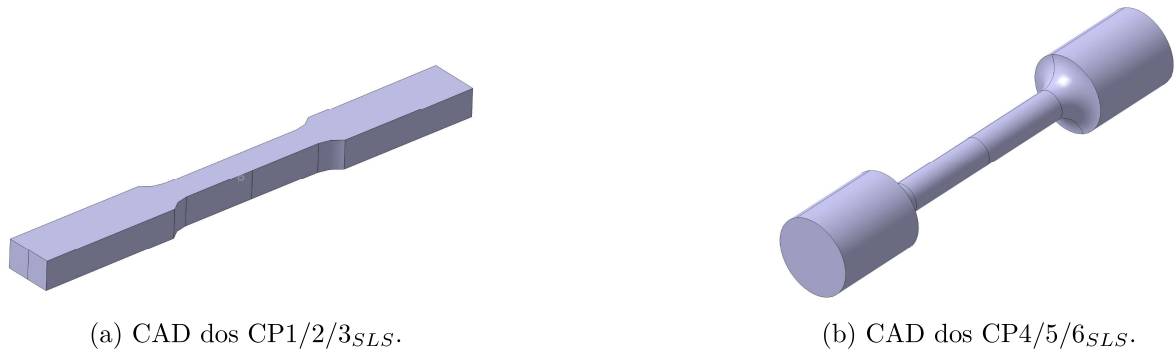


Figura 9 – Corpos de Prova modelados no *software* CATIA V5.

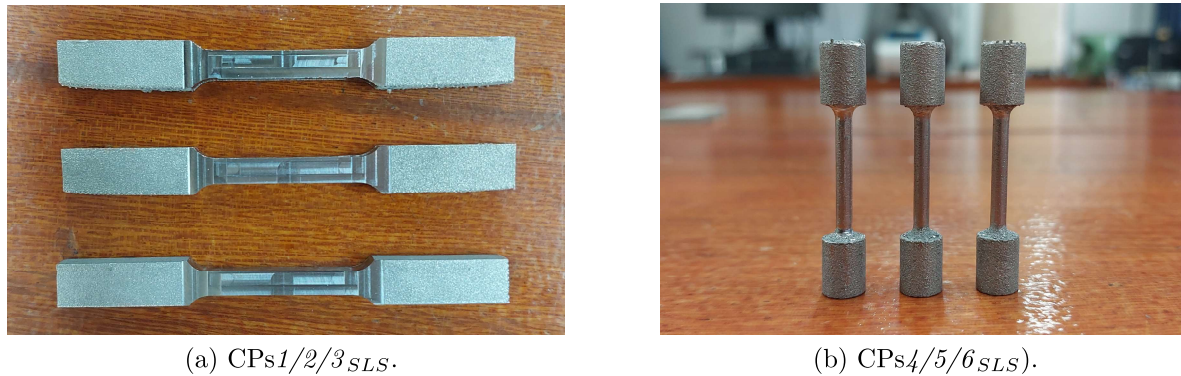


Figura 10 – Corpos de prova impressos após passarem pela usinagem para acabamento superficial.

Os corpos de prova usinados (figura 11) foram confeccionados na oficina da Faculdade de Ciências e Tecnologias em Engenharia (FCTE-UnB). O material utilizado foi confeccionado de acordo com o padrão especificado na norma e presente na figura 8b. Acredita-se que o tarugo utilizado seja proveniente de laminação ou forjamento, sendo a usinagem apenas o último processo de acabamento e desbaste para obtenção do formato exigido pela norma.



Figura 11 – Corpos de prova usinados ($CP1/2/3_{Usinado}$).

A partir dos corpos de prova disponibilizados, foram realizados os ensaios de tração, torção, dureza, análises microestruturais e DRX. Foram utilizados os CPs de seção quadrada nos ensaios de tração (corpos de prova $CP1/2/3_{SLS}$), enquanto os com seção circular foram destinados aos ensaios de torção (corpos de prova $CP4/5/6_{SLS}$ e $CP1/2/3_{Usinado}$). Parte dessas amostras foram destinadas à análises complementares da microestrutura e superfície de fratura.

A utilização dos corpo de prova em cada ensaio e análise pode ser verificada nas tabelas 4 e 5.

Tabela 4 – Identificação dos corpos de prova utilizados nos ensaios.

Ensaio	Código
Tração	$CP1_{SLS}, CP2_{SLS}, CP3_{SLS}, CP1_{Usinado}$
Torção	$CP4_{SLS}, CP2_{Usinado}, CP3_{Usinado}$
Dureza	$CP1_{SLS}, CP2_{SLS}, CP3_{SLS}$

Tabela 5 – Identificação dos corpos de prova utilizados em análises microestruturais, de DRX e fractografia.

Análise	Código
DRX e MEV/EDS	$CP1_{SLS}, CP2_{SLS}, CP3_{SLS}, CP1_{Usinado}, CP2_{Usinado}$
Fractografia	$CP2_{Usinado}, CP3_{Usinado}, CP2_{SLS}, CP3_{SLS}$

3.2 Ensaios Mecânicos

3.2.1 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração seguiram a norma ASTM E8M-13a (ASTM, 2013b) e foram realizados na máquina servo hidráulica Instron MOD 8801 (figura 12) do laboratório de

materiais da Universidade de Brasília (UnB), *campus* Faculdade de Ciências e Tecnologias em Engenharia (FCTE).

Utilizou-se um extensômetro com o objetivo de obter dados mais precisos na região elástica da curva tensão-deformação, permitindo um cálculo mais acurado do módulo de elasticidade. Os parâmetros do ensaio, como diâmetro e comprimento inicial, foram inseridos no software *BlueHill*, que também registrou os resultados de tensão e deformação ao longo de todo o ensaio. Com os dados coletados foi possível obter a curva tensão-deformação e desta foram extraídas as informações relevantes como tensão de escoamento (σ_y), limite de resistência a tração (LRT), ductibilidade e módulo de elasticidade (E).

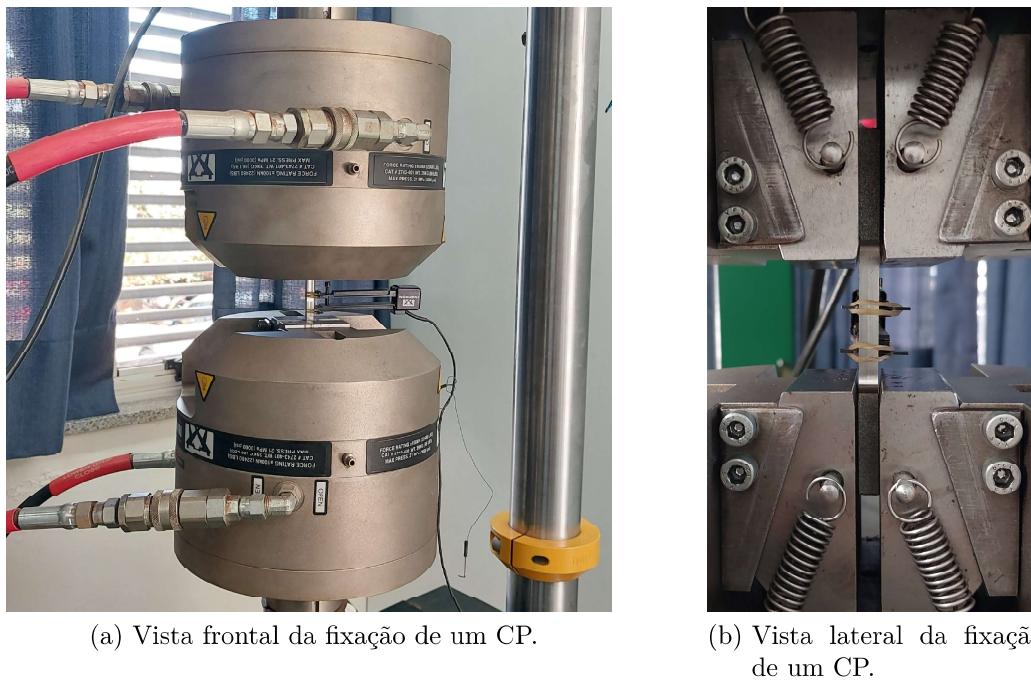


Figura 12 – CP fixado à máquina *Instron* durante realização de um ensaio de tração.

3.2.2 Ensaio de Torção

Os ensaios de torção seguiram a norma ASTM E143 (ASTM, 2021) e foram realizados na máquina *Instron* MT2 (figura 13), localizada no Laboratório de Materiais da FCTE-UnB.

Caracterizados como ensaios do tipo destrutivo e estático, os testes de torção pura foram realizados a partir das amostras de seção circular. O carregamento foi aplicado de maneira lenta e contínua com uma velocidade de $1^\circ/\text{s}$ até a falha do material.

A partir dos dados de torque (T) e ângulo de torção (ϕ), foi possível obter a curva tensão (τ) por deformação (γ) de cisalhamento, sendo extraídas a partir dela propriedades como o Módulo de Cisalhamento (G), limite de escoamento por cisalhamento (τ_y) e resistência máxima à torção (τ_r).

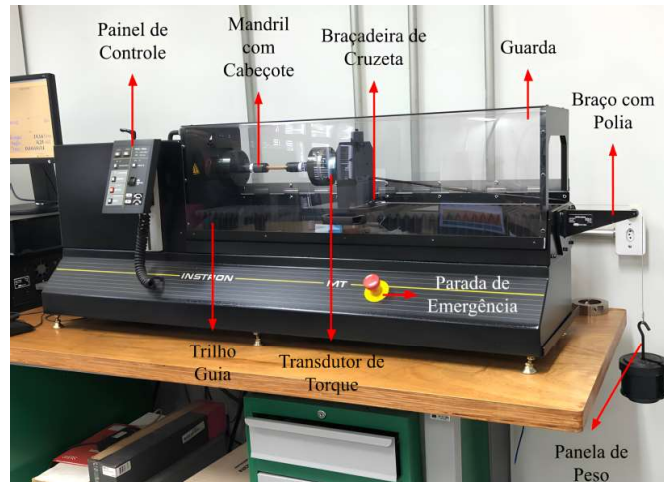


Figura 13 – Máquina *Instron* MT2 utilizada para execução dos ensaios de torção. (RIBEIRO, 2025)

3.2.3 Dureza e Microdureza

3.2.3.1 Dureza Brinell

Os ensaios foram realizados na máquina Mitutoyo (figura 14) presente no laboratório de materiais da FCTE-UnB. Foi utilizada uma esfera de aço temperado com 2,5 mm de diâmetro, sob carga de 187,5 kgf (1839 N), aplicada por um tempo de 15 segundos, conforme os parâmetros recomendados pela norma ASTM E10-18 (ASTM, 2018).



Figura 14 – Execução de um ensaio de dureza Brinell na máquina Mitutoyo.

Foram realizados os ensaios nas extremidades das amostras $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$, após a realização do polimento descrito no tópico 3.3.

Para cada amostra foram feitas 3 medições, sendo duas próximas às extremidades e uma ao centro da peça. Logo após, foram realizadas as medições do diâmetro de cada impressão usando um microscópio acoplado a máquina de dureza Vickers (FM 700).

3.2.3.2 Microdureza Vickers

Foram realizados os ensaios de microdureza Vickers (HV) com o objetivo de avaliar a resistência localizada à deformação plástica em diferentes regiões dos corpos de prova. Os testes foram conduzidos no equipamento FM-700 da Future-Tech (figura 15), presente no laboratório de materiais da FCTE-UnB. Foi aplicada uma carga de 500 gf (grama-força) com um tempo de aplicação de 15 segundos para cada medição, conforme as recomendações da norma ASTM E384-17 (ASTM, 2017).



Figura 15 – Equipamento FM-700 utilizado para a realização dos ensaios de dureza Vickers.

Para cada CP foi traçado um perfil de microdureza longitudinal, com uma sequência de, aproximadamente, 20 medições para cada uma das amostras (figura 16). As primeiras e as últimas impressões foram posicionadas próximas à borda das amostras, assegurando a avaliação da dureza desde a região mais externa, até zonas mais internas.

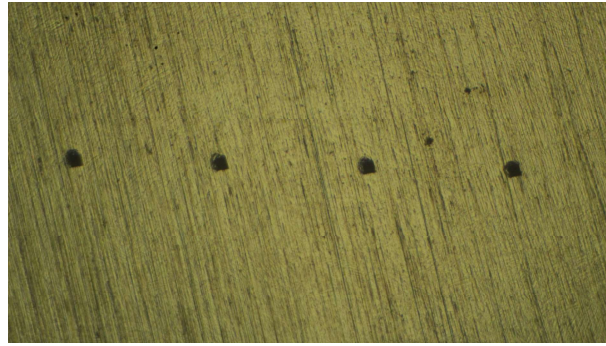


Figura 16 – Perfil de microdureza Vickers no $CP3_{SLS}$.

3.3 Análise Microestrutural

As análises microestruturais foram realizadas por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), com o objetivo de observar a morfologia superficial, presença de poros, zonas de fusão e distribuição de fases. Nessa análise foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM 7001F (Fig. 17) a uma voltagem de 15kV. O equipamento se localiza no Laboratório de Materiais Cerâmicos e Nanoestruturados (LMCNano) do *campus* Darcy Ribeiro, Universidade de Brasília (UnB).

Para a preparação metalográfica, as amostras foram inicialmente embutidas em resina e polidas a fim de garantir uma superfície uniforme e livre de imperfeições. Em seguida, visando a revelação adequada da microestrutura, realizou-se o ataque químico utilizando a solução de Kroll(Silva (2017)).



Figura 17 – Equipamento JEOL JSM 7001F usado para a análise MEV.

Para esta análise, foram utilizadas as amostras $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$, provenientes dos CPs utilizados previamente nos ensaios de tração; e também a amostra

$CP2_{U\sinado}$, proveniente de um ensaio de torção.

3.4 Difração de Raios X (DRX)

A difração de raios X (DRX) foi realizada com o objetivo de identificar as fases cristalinas presentes na liga Ti-6Al-4V obtida por SLS. Os ensaios foram conduzidos em um difratômetro e as condições experimentais adotadas incluíram uma voltagem de 40 kV, corrente de 30 mA, passo angular de $0,02^\circ$ e velocidade de varredura de $2^\circ/\text{min}$. Para essa análise, foram utilizadas as amostras $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$, $CP3_{SLS}$ e $CP1_{U\sinado}$.

4 Resultados e Discussões

4.1 Ensaios Mecânicos

4.1.1 Ensaio de Tração

As curvas tensão-deformação obtidas dos corpos de prova de formato quadrado $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$, $CP3_{SLS}$ exibiram uma zona elástica bem definida, seguida da tensão de escoamento (σ_y) e deformação plástica até a fratura (figura 18).

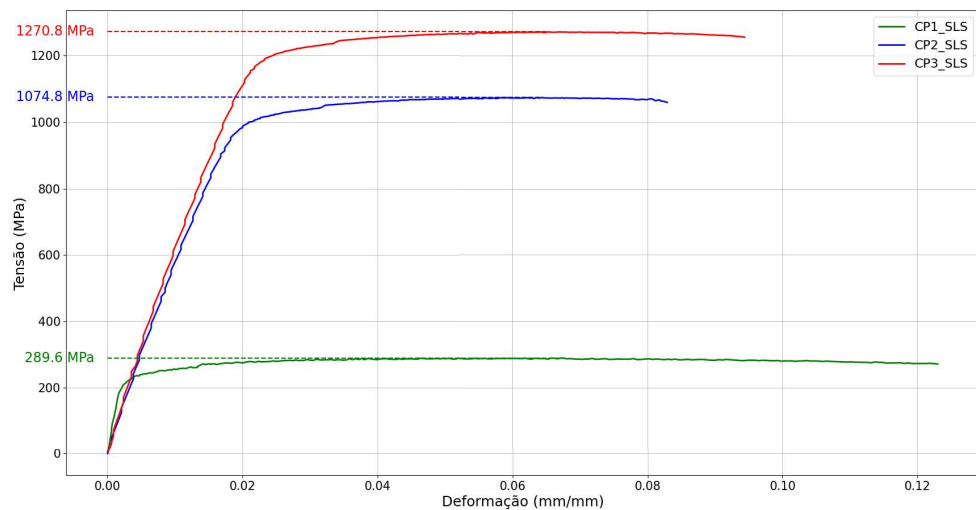


Figura 18 – Resultado do ensaio de tração apresentando as curvas tensão-deformação de engenharia indicando o LRT e σ_y dos $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$.

Analisando a figura 18 é possível observar que os corpos de prova apresentaram limite de resistência à tração de $\sigma_r=289,6$ MPa, para o $CP1_{SLS}$; $\sigma_r=1074,8$ MPa, para o $CP2_{SLS}$; e $\sigma_r=1270,3$ MPa, para o $CP3_{SLS}$.

Como não foi identificada uma tensão de escoamento descontínua, a tensão de limite de escoamento (σ_y) foi obtida de forma aproximada traçando uma reta paralela à zona elástica a partir de 0,2% de deformação para cada corpo de prova. Os resultados foram aproximadamente $\sigma_y=240$ MPa para o $CP1_{SLS}$, $\sigma_y=1000$ MPa para o $CP2_{SLS}$ e $\sigma_y=1200$ MPa para o $CP3_{SLS}$.

Pode-se observar também a elevada ductilidade do $CP1_{SLS}$, sendo cerca de 33,3% mais dúctil que as demais amostras.

Para o cálculo do módulo de elasticidade (E) foram usados os valores de deformação fornecidos pelo extensômetro, garantindo que para efeitos de cálculo, seja usada

somente a deformação real da amostra. A partir da equação da reta da zona linear, foram obtidos os valores de $E= 112,11$ GPa para o $CP1_{SLS}$, $E= 130,99$ GPa para o $CP2_{SLS}$ e $E= 141,82$ GPa para o $CP3_{SLS}$.

Para a análise tensão-deformação, também foi realizado o ensaio de tração com uma amostra usinada, sendo possível ver a sua curva na figura 19.

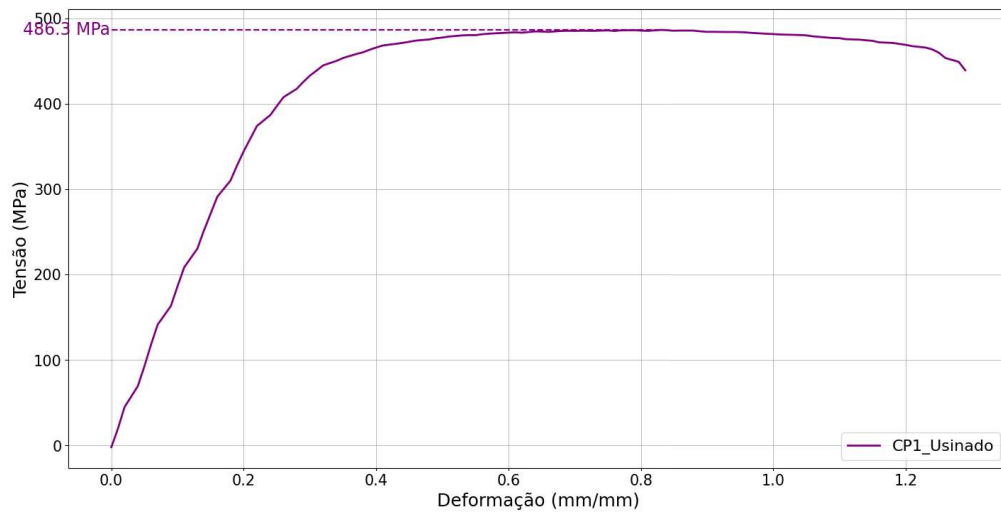


Figura 19 – Resultado do ensaio de tração apresentando a curva tensão-deformação do $CP1_{Usinado}$

Comparada à amostra mais dúctil impressa, a usinada é cerca de 90% mais dúctil. A sua tensão de escoamento é de $\sigma_y= 380$ MPa, e sua tensão última de $\sigma_r= 486,3$ MPa. O $CP1_{Usinado}$ apresenta também um módulo de elasticidade consideravelmente inferior às demais amostras, sendo de $E=1,75$ GPa. Para este ensaio não foi possível utilizar o extensômetro graças ao pequeno tamanho da amostra, podendo ser um dos fatores comprometedores do resultado obtido.

A partir da tabela 7 são apresentados dados para fins de comparação entre os resultados obtidos neste estudo e dados da literatura referentes a outros métodos de fabricação. Vê-se que, mesmo não levando em consideração os parâmetros de impressão ou aplicação de tratamentos térmicos, os valores de resistência à tração (σ_r) e limite de escoamento (σ_y) para as amostras impressas foram satisfatórios quando comparados aos de processos convencionais, como forjamento e laminação, e próximos aos alcançados por LPBF. Enquanto isso, os resultados para a amostra usinada se mostraram muito inferiores ao da literatura, podendo ser explicado pela falta do extensômetro na análise.

O módulo de elasticidade (E) obtido neste trabalho de 112,11 GPa, 130,99 GPa e 141,82 GPa para os $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$, respectivamente, apresentou uma média consideravelmente superior aos valores apresentados na literatura para o método LPBF e de forjamento. Os limites de escoamento (σ_y) e resistência à tração (σ_r) também

se mostraram bem próximos, atingindo 1100 MPa e 1172,55 MPa, respectivamente, se considerados apenas os $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$. Considerando o $CP1_{SLS}$, esses valores decaem para $\sigma_y=813,33$ MPa e $\sigma_r=878,23$ MPa, sendo ainda satisfatórios, mas levando a uma investigação mais profunda quanto a composição da amostra em questão.

Vale ressaltar que diversos fatores, como tratamentos térmicos, tratamentos superficiais e etapas de pós-processamento, podem influenciar significativamente todos os valores apresentados.

Tabela 6 – Comparação com a literatura (Ti-6Al-4V).

Fonte	Fabricação	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_r (MPa)
Este estudo	SLS	128,30	813,33	878,23
Este estudo	Usinagem	1,75	380	486,3
(XING et al., 2021)	LPBF	—	1200	1100
(RENZO et al., 2019)	LPBF	108,7	860	948
(WANG et al., 2018)	LBPF	—	1296	1206
(BENEDETTI et al., 2017)	LBPF	113	1090	1015
(QIAN et al., 2024)	LBPF	—	955,8	885,7
(MEIER et al., 2022)	LBPF	—	1200	—
(FACCHINI et al., 2010)	LBPF	110	1095	990
(JADHAV et al., 2017)	Forjamento	—	956	871
(JADHAV et al., 2017)	Laminação	—	974	876
(SUO et al., 2014)	—	—	895	825
(LONG; RACK, 1997)	Forjamento	100-110	850-900	960-970

Tabela 7 – Comparação com a literatura (Ti-6Al-4V).

Fonte	Fabricação	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_r (MPa)
Este estudo	SLS	128,30	813,33	878,23
Este estudo	Usinagem	1,75	380	486,3
(RENZO et al., 2019)	LPBF	108,7	860	948
(WANG et al., 2018)	LBPF	—	1296	1206
(BENEDETTI et al., 2017)	LBPF	113	1090	1015
(FACCHINI et al., 2010)	LBPF	110	1095	990
(JADHAV et al., 2017)	Forjamento	—	956	871
(JADHAV et al., 2017)	Laminação	—	974	876
(LONG; RACK, 1997)	Forjamento	100-110	850-900	960-970

4.1.2 Ensaio de Torção

Os ensaios de torção estáticos permitiram determinar as curvas de Torque-Ângulo para as amostras $CP4_{SLS}$, $CP2_{Usinado}$ e $CP3_{Usinado}$.

A Figura 20 apresenta o comportamento comparativo entre o corpo de prova impresso ($CP4_{SLS}$) e os usinados. O $CP4_{SLS}$ destacou-se por apresentar uma extensa região

plástica, evidenciando elevada ductilidade, o que corrobora o comportamento observado na amostra $CP1_{SLS}$ durante o ensaio de tração.

Em contrapartida, as amostras usinadas apresentaram um comportamento um pouco diferente. O $CP2_{Usinado}$ exibiu torque inferior ao $CP4_{SLS}$ e ruptura em $1,75 \text{ rad}$, indicando menor ductilidade e resistência à torção. Já o $CP3_{Usinado}$ atingiu o maior torque máximo ($6,8 \text{ N.m}$), caracterizando-se como o material mais resistente entre os testados, porém com a menor ductilidade.

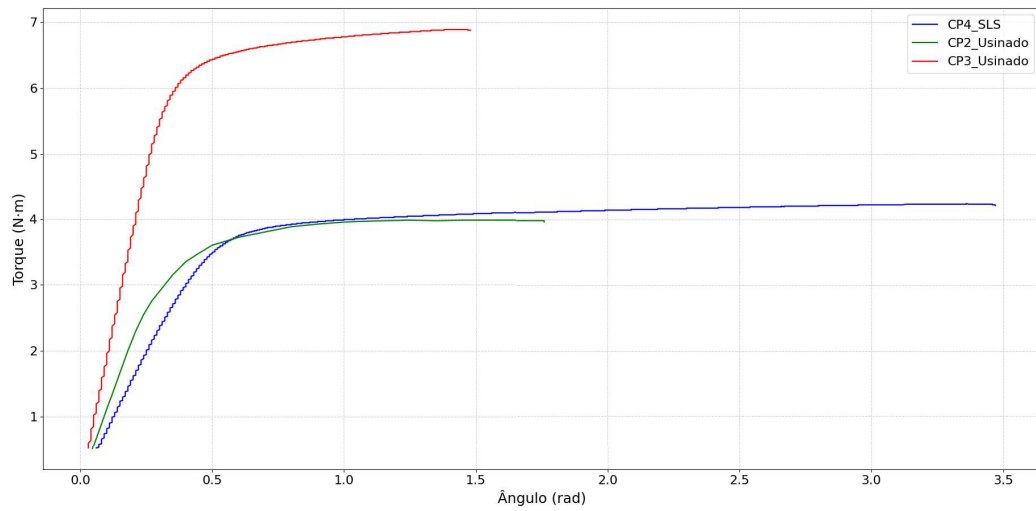


Figura 20 – Curvas de Torque vs. Ângulo obtidas no ensaio de torção para os corpos de prova $CP4_{SLS}$, $CP2_{Usinado}$ e $CP3_{Usinado}$, evidenciando a resposta elástica inicial, o início do escoamento e o torque máximo suportado por cada amostra.

As curvas de Tensão de Cisalhamento (τ) - Deformação (γ) (Figura 21) foram obtidas a partir dos dados geométricos (momento polar de inércia, raio e comprimento) e mecânicos de cada amostra. As propriedades podem ser visualizadas na tabela 9.

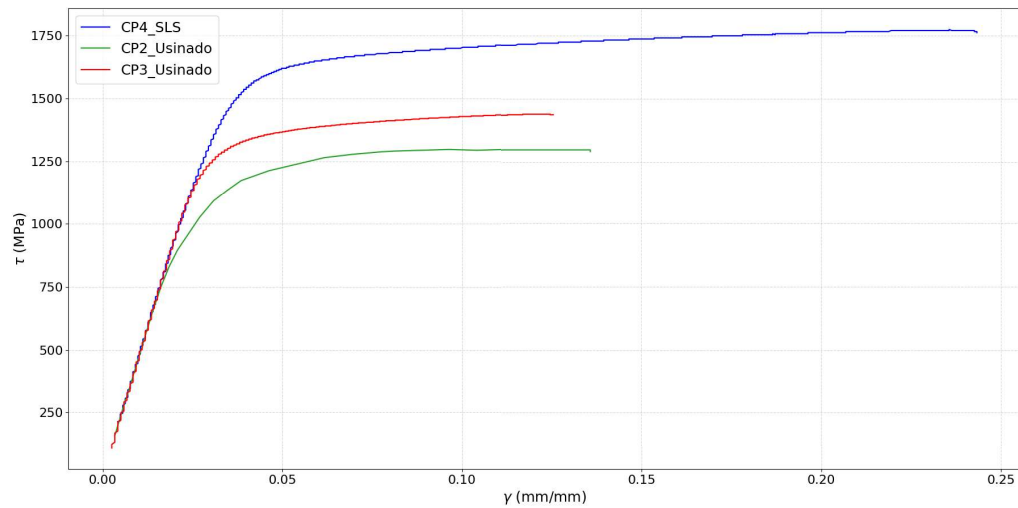


Figura 21 – Resultado do ensaio de torção apresentando as curvas tensão-deformação de cisalhamento das amostras $CP4_{SLS}$, $CP2_{Usinado}$ e $CP3_{Usinado}$.

O módulo de cisalhamento (G) obtido mostrou-se consistente com os valores reportados na literatura (tabela 9) para processos como LBPF e forjamento. Entretanto, as tensões de escoamento (τ_y) e de ruptura (τ_r) apresentaram valores consideravelmente superiores às referências para o mesmo material. Essa discrepância pode ser atribuída à composição da microestrutura do material, o que tende a influenciar as propriedades mecânicas medidas.

Tabela 8 – Comparação com a literatura (Ti-6Al-4V).

Fonte	Fabricação	G (GPa)	τ_y (MPa)	τ_r (MPa)
Este estudo	SLS	47,3	1564	1775
Este estudo	Usinagem	46,94	1162,5	1368
(MOLAEI; FATEMI, 2019)	LBPF	43,8	567	—
(MOLAEI; FATEMI, 2019)	LBPF	42,5	634	699
(MOLAEI; FATEMI, 2019)	LBPF	45,7	526	—
(MOLAEI; FATEMI; PHAN, 2018)	LBPF	45,7	526	—
(RENZO et al., 2021)	LBPF	42,5	475	626
(FATEMI et al., 2017)	LBPF	42,5	634	699
(RENZO et al., 2019)	LBPF	40	562	626
(MOLAEI; FATEMI, 2019)	Forjamento	42	523	—
(FATEMI et al., 2017)	Forjamento	42	523	—
(MOLAEI; FATEMI; PHAN, 2018)	Forjamento	42	523	—

Tabela 9 – Comparação com a literatura (Ti-6Al-4V).

Fonte	Fabricação	G (GPa)	τ_y (MPa)	τ_r (MPa)
Este estudo	SLS	47,3	1564	1775
Este estudo	Usinagem	46,94	1162,5	1368
(MOLAEI; FATEMI, 2019)	LBPF	43,8	567	–
(MOLAEI; FATEMI, 2019)	LBPF	42,5	634	699
(MOLAEI; FATEMI; PHAN, 2018)	LBPF	45,7	526	–
(RENZO et al., 2021)	LBPF	42,5	475	626
(RENZO et al., 2019)	LBPF	40	562	626
(MOLAEI; FATEMI; PHAN, 2018)	Forjamento	42	523	–

4.1.3 Dureza

4.1.3.1 Dureza Brinell (HB)

Os resultados dos ensaios de dureza Brinell estão apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 – Valores de dureza Brinell (HB) obtidos para os $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$.

Local	$CP1_{SLS}$	$CP2_{SLS}$	$CP3_{SLS}$
Extremidade	338,67 HB	345,69 HB	321,29 HB
Centro	333,95 HB	364,30 HB	339,97 HB
Extremidade	336,02 HB	347,28 HB	327,78 HB

A partir da média da dureza obtida (339,44 HB), estimou-se o Limite de Resistência à Tração (LRT) utilizando a relação de proporcionalidade para ligas de titânio ($k \approx 3,453$), sendo então: $LRT = 3,453 \times 339,44 = \mathbf{1172,8 \text{ MPa}}$.

Ao comparar este resultado estimado com o valor experimental obtido no ensaio de tração para os corpos de prova $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$ ($\sigma_r = 1172,55 \text{ MPa}$), observa-se um desvio desprezível de apenas 0,02%. Entretanto, ao considerar a amostra $CP1_{SLS}$, cujo resultado total do ensaio de tração resultou em $\sigma_r = 878,23 \text{ MPa}$, a discrepância sobe para 33,55%. Essa divergência entre a dureza superficial e a resistência à tração reforça a necessidade de investigação sobre a composição da amostra.

4.1.3.2 Microdureza Vickers (HV)

Para a realização do ensaio de microdureza Vickers, foi possível traçar um perfil de dureza para cada amostra a partir dos testes realizados ao longo de cada CP, como é possível visualizar no gráfico da figura 22.

Percebe-se que a maioria dos valores de maior dureza concentram-se em regiões mais ao centro de cada amostra, de maneira semelhante ao que ocorre para os $CP2_{SLS}$ e

$CP3_{SLS}$ para a dureza Brinell. A diferença pode ser justificada pelo possível tratamento térmico superficial, não especificado, que as amostras sofreram após a fabricação, alterando sua dureza em regiões mais próximas às extremidades. Durante a fabricação, são essas regiões que ficam mais em contato com o meio externo e podem ter sofrido alterações em sua temperatura de forma diferente se comparado à regiões do centro (NUNES, 2021).

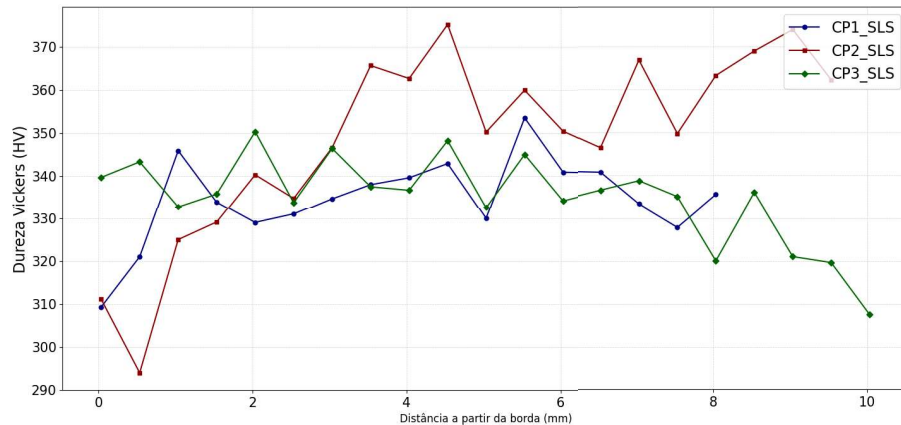


Figura 22 – Distribuição da dureza Vickers (HV) dos corpos de prova $CP1_{SLS}$, $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$ longitudinalmente.

A partir da tabela 11, pode-se observar que os valores de HV variam de certa forma de acordo com a fabricação empregada. Os métodos convencionais, como forjamento ou laminação, apresentam intervalos de dureza consideráveis, situando-se entre 357–413 HV (NUNES, 2021) e 360–420 HV (FAN et al., 2016). Já o processo de fabricação por LPBF apresenta valores ainda mais elevados, com intervalos de 349–429 HV (NUNES, 2021) e até 380,7–440,8 HV (LUCIA-ANTONETA; MARIAN; POP, 2017), indicando maior endurecimento do material para este método. Comparado à literatura, os resultados obtidos para os testes em CPs fabricados por SLS satisfazem o intervalo obtido por outros métodos. Além disso, outros tratamentos e pós-processamentos podem ser realizados nos mesmos, a depender da dureza requerida para a aplicação do material. FLOREA et al. (2024) aponta a adição de Zircônio na liga Ti-6Al-4V como alternativa para o aumento da dureza, podendo chegar a 420 HV.

Tabela 11 – Intervalos de microdureza Vickers (HV) da liga Ti-6Al-4V segundo a literatura.

Fonte	Método de Fabricação	HV
Este estudo	SLS	305-375
(NUNES, 2021)	LPBF	349–429
(LUCIA-ANTONETA; MARIAN; POP, 2017)	LPBF	380,7–440,8
(NUNES, 2021)	Convencional	357–413
(FAN et al., 2016)	Convencional	360–420

4.2 Análise Microestrutural

A partir da análise microestrutural realizada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi possível obter informações referentes à morfologia da superfície do material e à sua microestrutura. Como é possível visualizar na figura 23, a amostra apresentou um poro com formato esférico, o que indica geralmente em processos de manufatura aditiva, o aprisionamento de gases durante a fabricação (NUNES, 2021). Esse pode ser um fator comprometedor de propriedades como a ductilidade e a resistência à fadiga, já que pode ser um concentrador de tensão e induzir trincas (FU et al., 2021). Defeitos como esses foram encontrados na literatura para o método LBPF 23b, podendo ser reduzidos através da otimização de alguns parâmetros de impressão e tratamentos termomecânicos, como a compactação isostática a quente (HIP). Não sendo encontradas outras imperfeições como esta nas amostras analisadas, descarta-se a hipótese de comprometimento das propriedades a partir de imperfeições microestruturais.

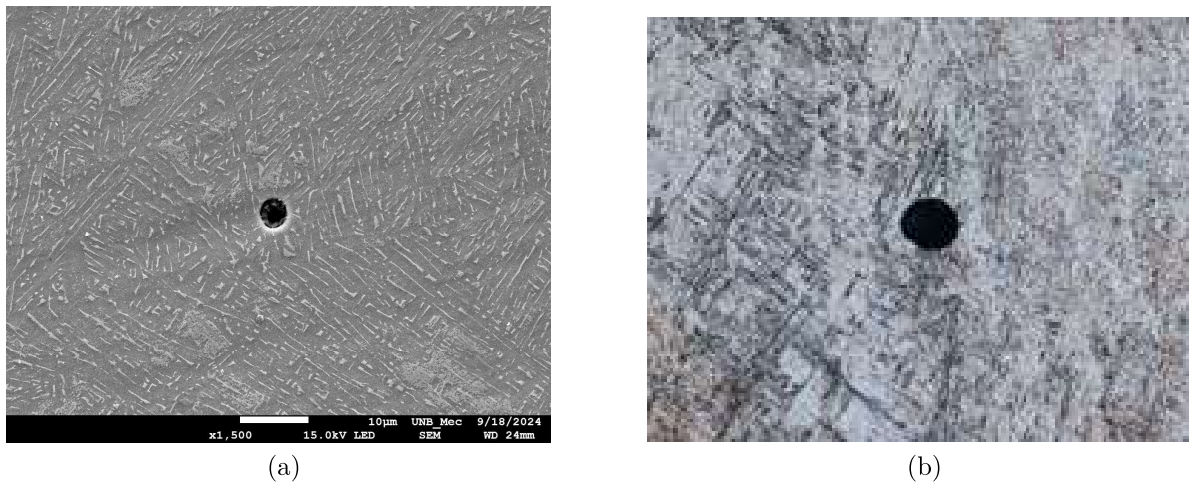


Figura 23 – Porosidade pontual encontrada no (a) $CP2_{SLS}$ por SLS (Aproximação de 1500x, $10\mu\text{m}$); (b) fabricado por LBPF(SLM) ($100\mu\text{m}$), adaptada de (NUNES, 2021)

A figura 24 apresenta a microestrutura da liga Ti-6Al-4V dos corpos de prova estudados neste trabalho. Nas figuras 24a e 24b, são apresentados os $CP3_{SLS}$ e $CP1_{SLS}$, respectivamente, obtidos por SLS. Como a Ti-6Al-4V se trata de uma liga bifásica, observa-se em todos os casos apresentados a presença das fases α e β , a partir de regiões mais escuras, que apresentam mais alumínio, sendo estabilizador dessa fase; e mais claras, que contém vanádio, sendo um estabilizador da fase β , contendo assim $\alpha + \beta$ (NUNES, 2021).

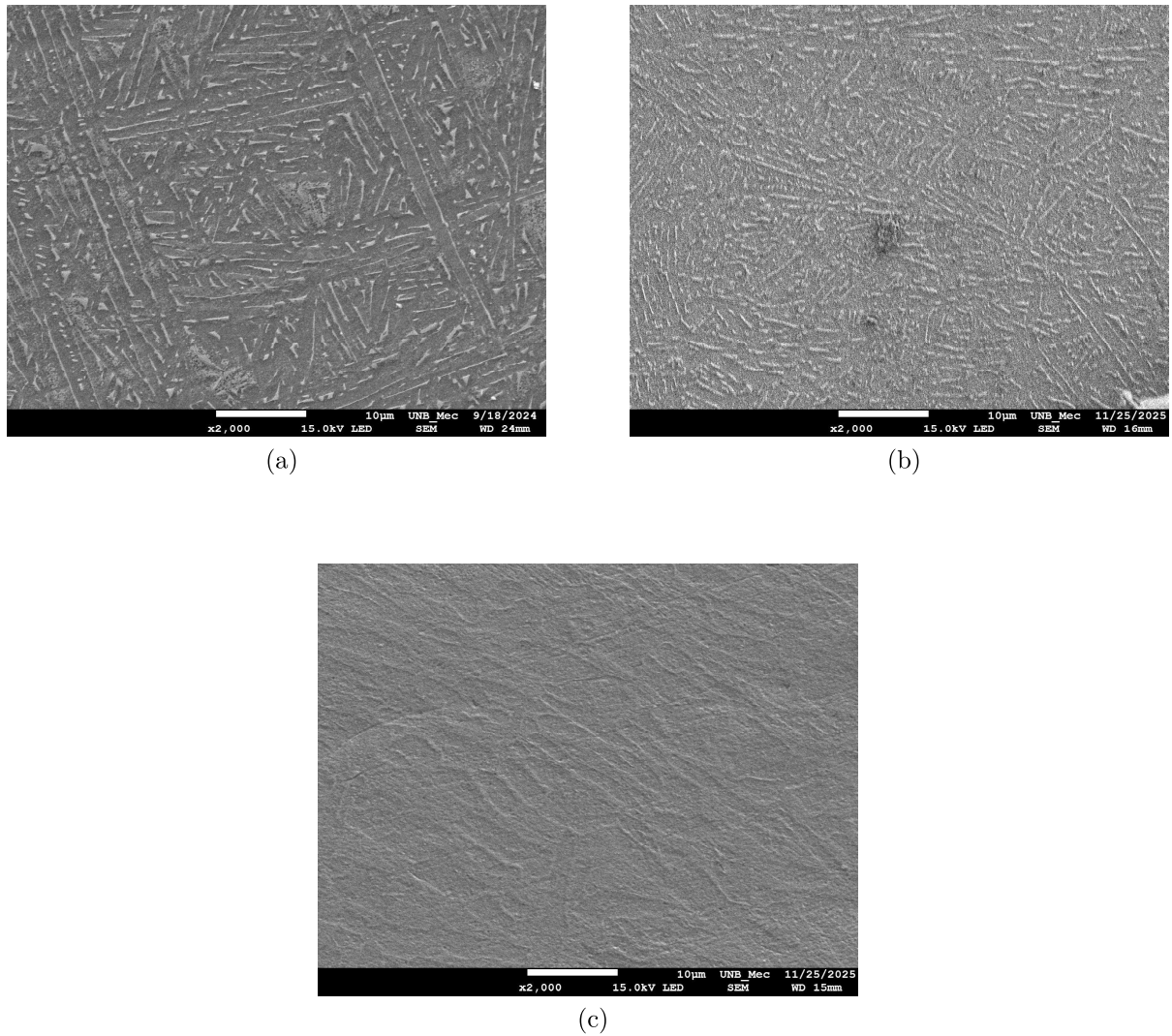


Figura 24 – Microestrutura da liga Ti-6Al-4V (a) $CP3_{SLS}$, por SLS (2000x, $10\mu\text{m}$); (b) $CP1_{SLS}$, por SLS (2000x, $10\mu\text{m}$); (c) $CP1_{U\text{sinado}}$, por usinagem (2000x, $10\mu\text{m}$).

É evidente que a morfologia dos grãos varia significativamente entre os processos. Vê-se que na fabricação tradicional, como a usinagem (figura 24c), os grãos se apresentam de forma mais espessa e homogênea. Em outros casos da literatura, há a predominância de grãos equiaxiais, indicativos de um resfriamento mais homogêneo e controlado (figura 25c). Já nos métodos de MA a microestrutura apresenta grãos com morfologia acicular e orientação laminar, o que é característico dos altos gradientes térmicos e das taxas de resfriamento elevadas que ocorrem durante a solidificação camada por camada, sendo possível visualizar nas amostras do presente estudo e nas amostras da literatura (figuras 24a, 24b, 25a e 25b). Essas diferenças microestruturais podem impactar diretamente nas propriedades mecânicas finais das peças produzidas por cada método.

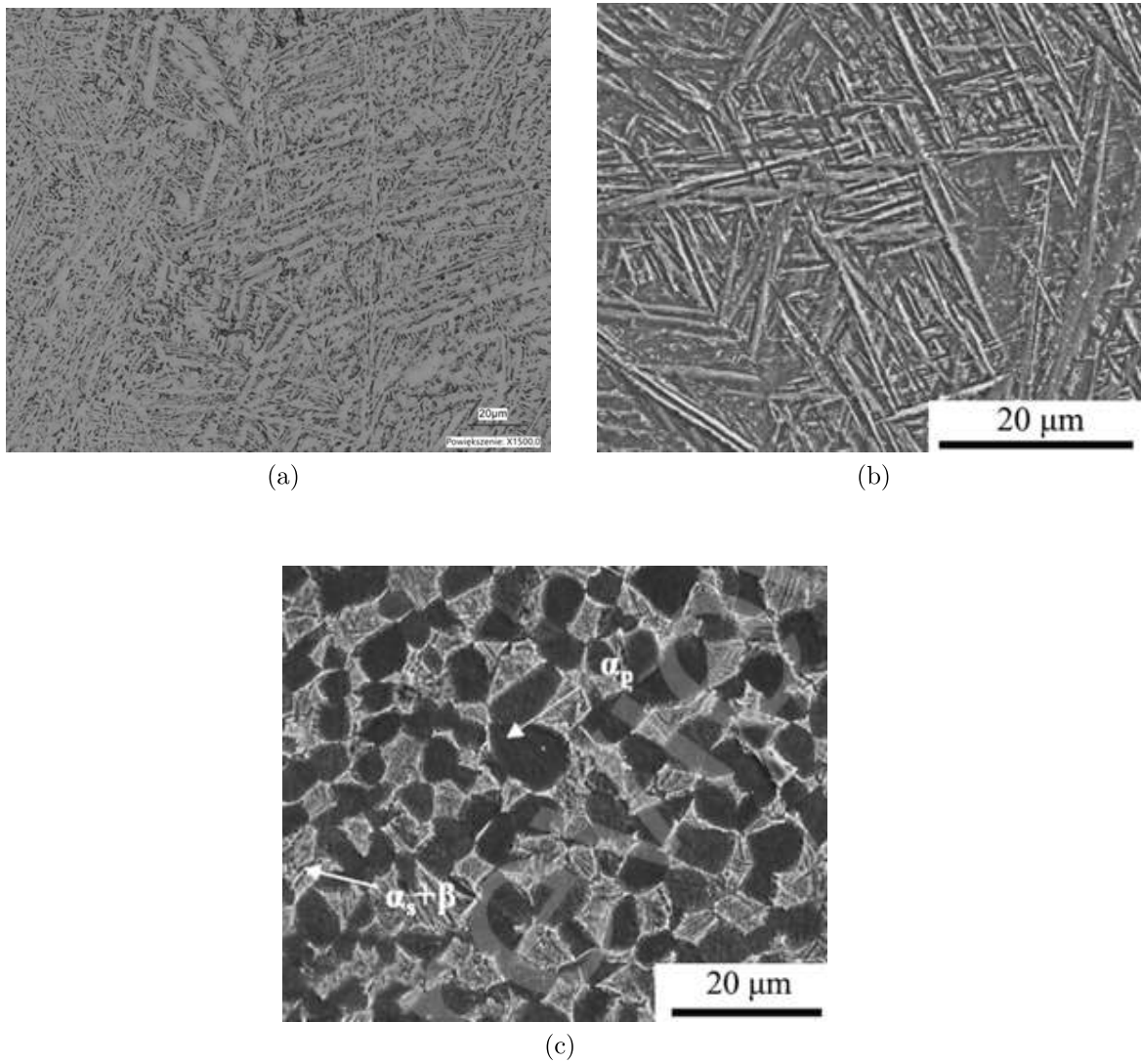


Figura 25 – Microestrutura da liga Ti-6Al-4V: (a) por SLS (1500x, 20 μ m) (OLIWIA; AGATA; GRZEGORZ, 2022); (b) por LPBF (FU et al., 2021); (c) por método convencional (20 μ m) (FU et al., 2021).

Já por meio da técnica de Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS) acoplada ao MEV, foi possível determinar a composição química das amostras. A tabela 12 apresenta os valores em massa (%) obtidos para os corpos de prova $CP1_{SLS}$ (figura 26), $CP2_{SLS}$ (figura 27), $CP3_{SLS}$ (figura 28) e $CP2_{Usinado}$ (figura 29), comparados com os limites estabelecidos pela norma ASTM B348 (ASTM, 2013a) e pelo método LPBF (NUNES, 2021). As análises foram realizadas utilizando o método ZAF *Standardless*. Nota-se que, apesar da discrepância dos resultados em ensaios mecânicos para o $CP1_{SLS}$, ele apresenta uma composição dentro da norma estabelecida para a liga em estudo. De forma contrária, o $CP2_{Usinado}$ apresenta uma concentração de vanádio superior ao limite, cerca de 34,88% a mais do que o estabelecido, podendo justificar o módulo de cisalhamento obtido pelo ensaio de torção, que é um pouco maior do que o encontrado para as amostras usinadas, cerca de 7,5%.

Tabela 12 – Composição química das zonas representadas nas Figuras 27 e 28 dos CPs, em comparação com valores da literatura para o método LPBF e com a norma ASTM B348.

Elemento	$CP1_{SLS}$ (%)	$CP2_{SLS}$ (%)	$CP3_{SLS}$ (%)	$CP2_{Usinado}$ (%)	LPBF (%)	ASTM B348 (%)
Al	5,68	5,41	5,56	5,49	5,25	5,50–6,75
Ti	90,04	90,17	89,94	88,43	92,90	Balanco
V	4,29	4,42	4,50	6,07	1,86	3,50–4,50

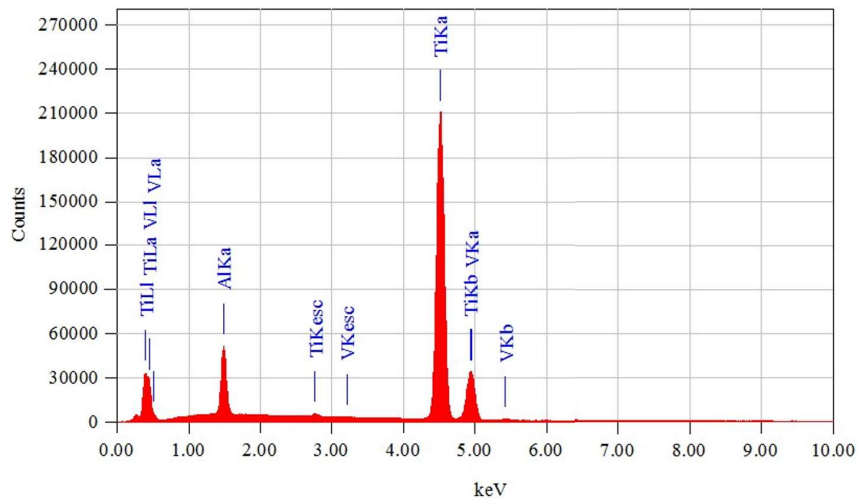


Figura 26 – Espectros de EDS para o $CP1_{SLS}$ (impresso).

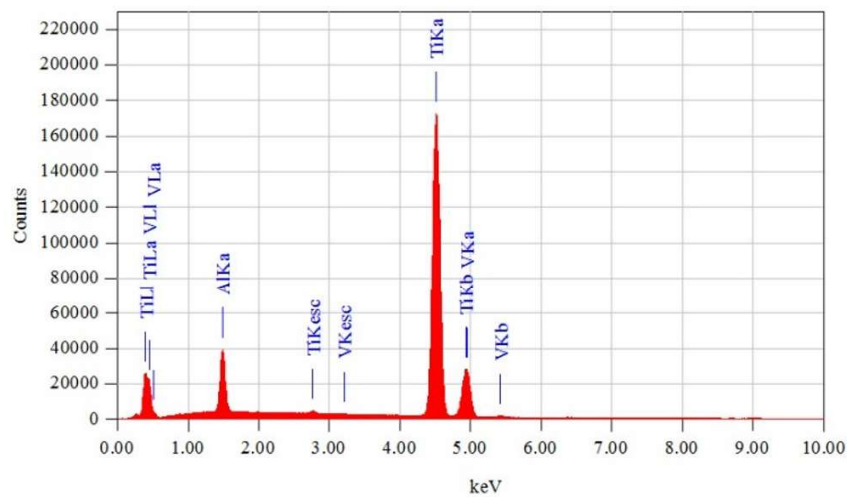


Figura 27 – Espectros de EDS para o $CP2_{SLS}$ (impresso).

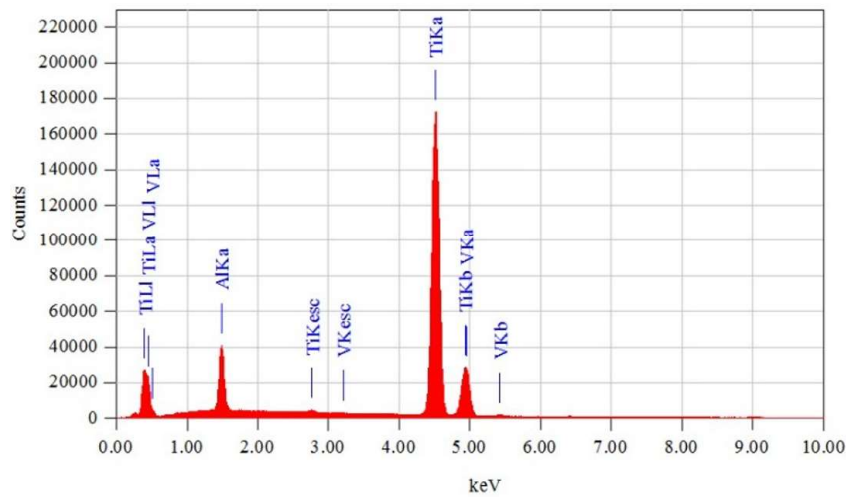


Figura 28 – Espectros de EDS para o $CP3_{SLS}$ (impresso).

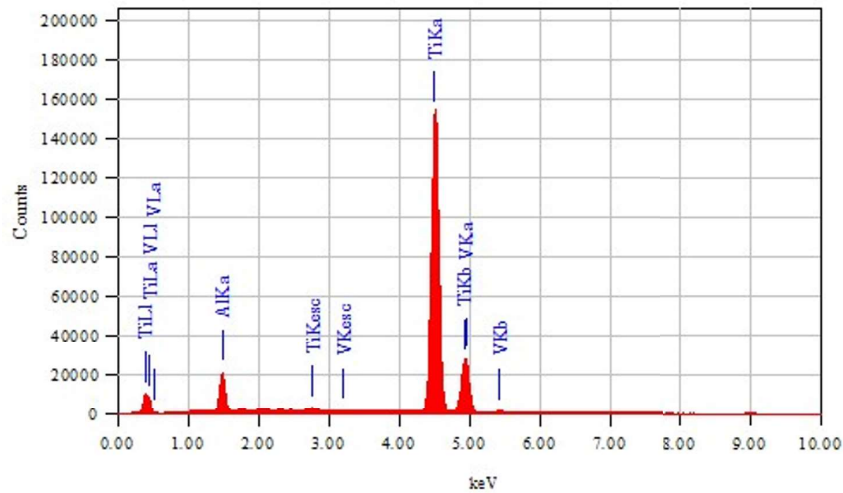


Figura 29 – Espectros de EDS para o $CP2_{Usinado}$ (usinado).

A distribuição dos elementos nas regiões analisadas pode ser visualizada na figura 30, onde se observa uma composição química homogênea nas superfícies dos corpos de prova $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$, respectivamente. Para o $CP1_{SLS}$, é possível visualizar regiões onde há uma maior concentração de vanádio, o que pode justificar a figura 24b, onde era evidente a maior concentração de estabilizadores da fase β . Para o $CP1_{Usinado}$, observa-se que ele possui uma concentração heterogênea de elementos na região analisada, principalmente de vanádio, como foi apresentada também na tabela 12. É notória a diferença na distribuição dos elementos quando comparamos as amostras obtidas por SLS e as amostras obtidas por usinagem, sendo um indício positivo do método de fabricação em questão.

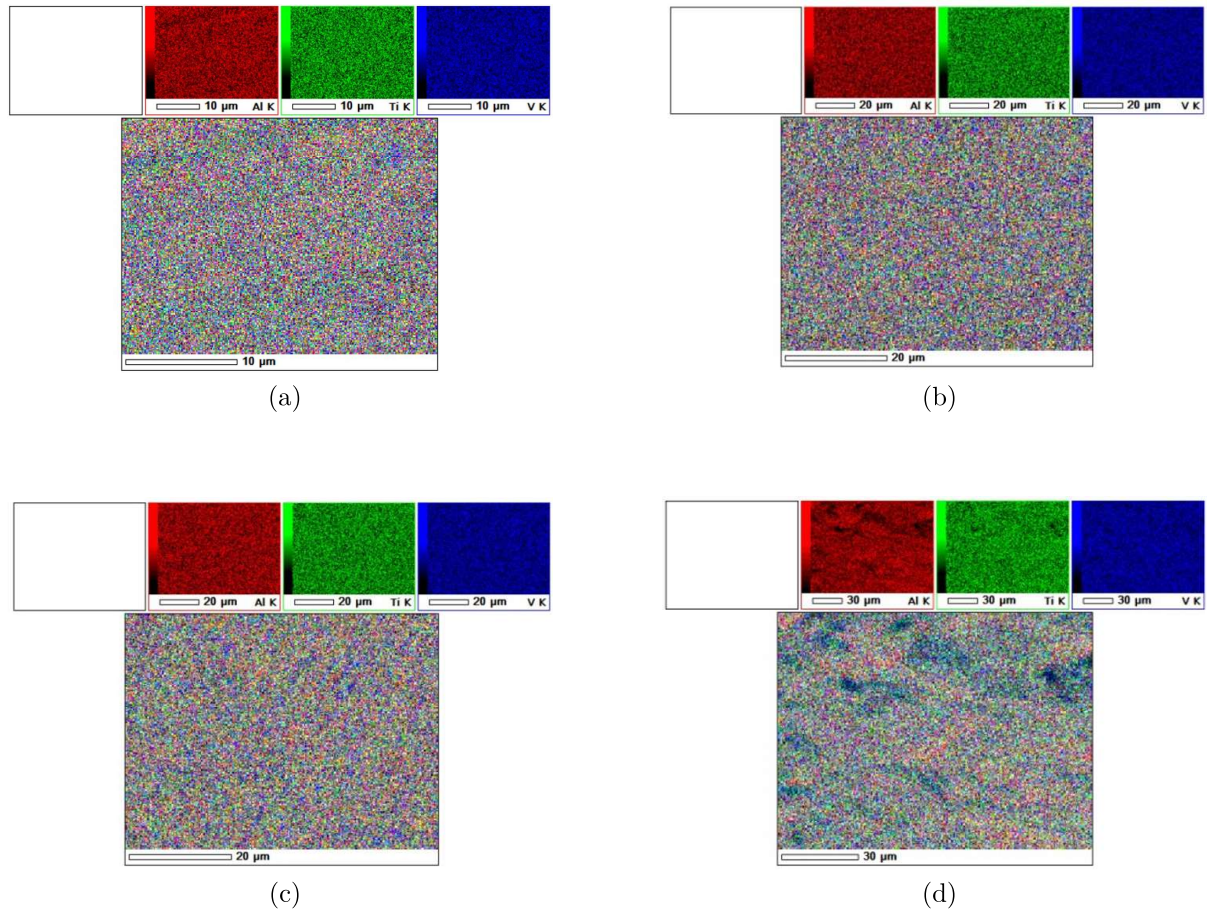


Figura 30 – Distribuição dos elementos em (a) $CP1_{SLS}$, (b) $CP2_{SLS}$ e (c) $CP3_{SLS}$ e (d) $CP2_{Usinado}$.

4.2.1 Fractografia

Após a obtenção dos dados a partir de ensaios destrutivos, foram geradas superfícies de fratura que indicam modos de falha e o comportamento do material frente ao seu corrompimento. A partir do MEV, foi possível obter imagens para os corpos de prova impressos submetidos à ensaios de tração, o $CP2_{SLS}$ e o $CP3_{SLS}$, e para as amostras usinadas submetidas à ensaios de torção, a $CP2_{Usinado}$ e a $CP3_{Usinado}$.

4.2.1.1 Fratura por tração

O $CP2_{SLS}$ apresentou uma fratura simples, comum à amostras submetidas a um ensaio sob tensão de tração. Com características de uma fratura levemente dúctil, o rompimento do material ocorreu com uma leve deformação previamente, como é possível visualizar na figura 31a. A partir da 31b, é possível identificar regiões bem definidas de nucleação, propagação da fratura e ruptura catastrófica.

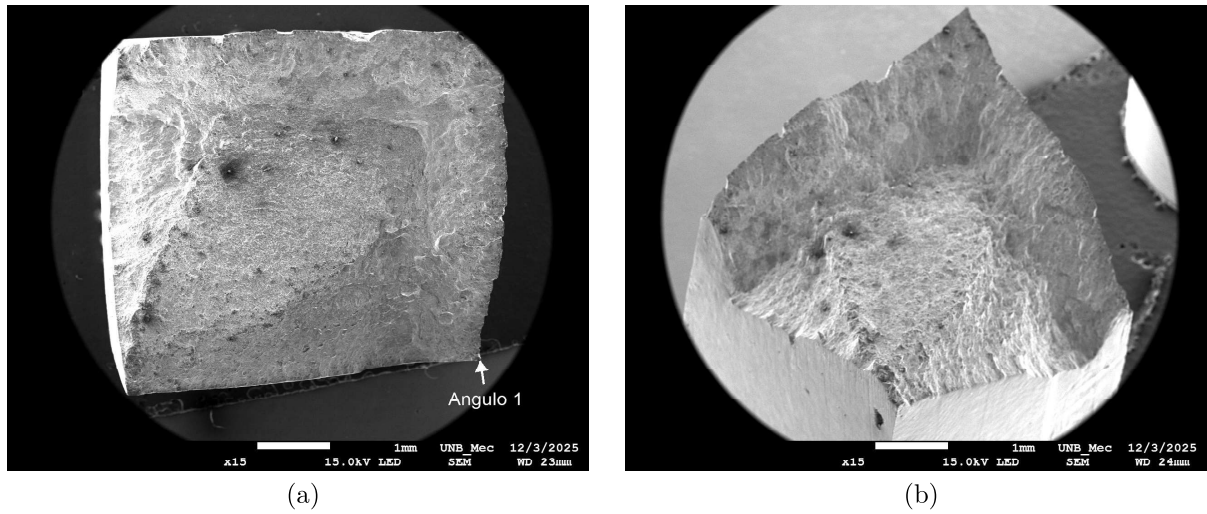


Figura 31 – (a) Zona de fratura do CP2T; (b) Início da zona de fratura em vista inclinada.

É evidente o local de iniciação da fratura, presente mais ao canto da apresentado na figura 31b da amostra, sendo justificado por uma possível concentração de tensões na região. Além disso, se trata de uma região multifacetada, comum em locais de iniciação de fraturas (figura 32).

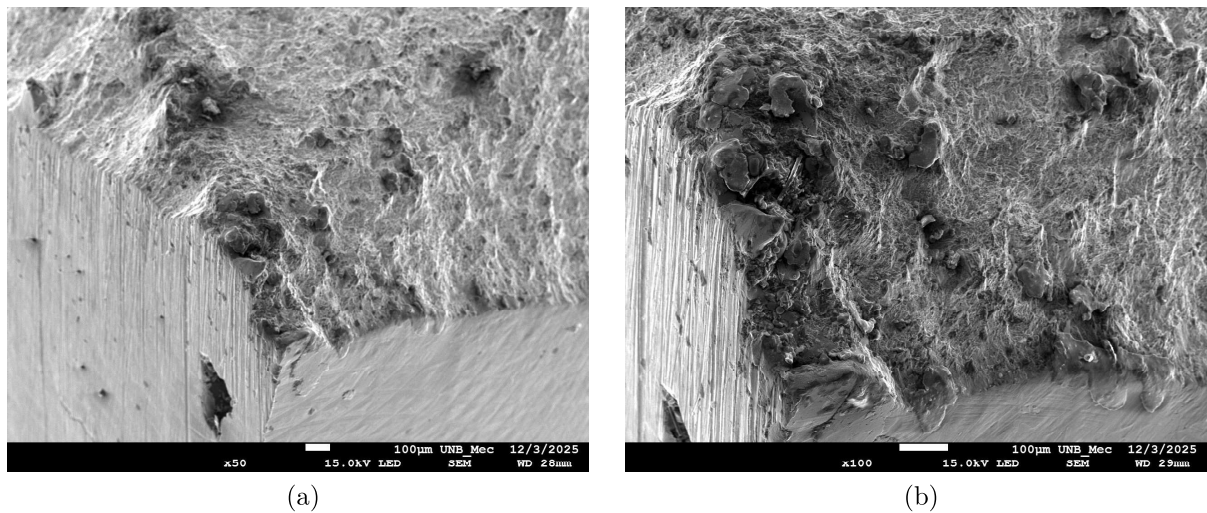


Figura 32 – (a) Microscopia da zona de princípio da fratura do $CP2_{SLs}$ a 50x; (b) Microscopia a 100x.

Na região à direita da fratura presente na figura 31b, é possível verificar a presença de *dimples* próximo à região mais elevada. Também é visível uma estrutura fibrosa, indicando deformação plástica intensa antes da ruptura, comum em materiais dúcteis (figura 33).

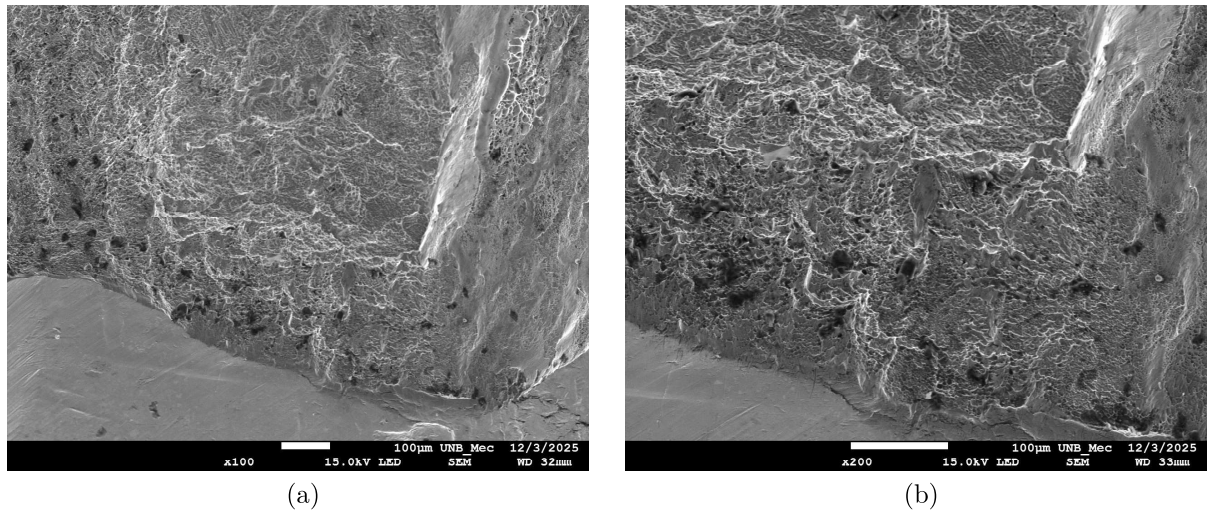


Figura 33 – (a) Microscopia de dimples do $CP2_{SLS}$ a 100x; (b) Microscopia a 200x.

Os *dimples* (figura 34) são microcavidades esféricas que indicam coalescência dos microvazios que se formaram e então foram separado durante o processo de fratura (CALISTER; RETHWISCH, 2021).

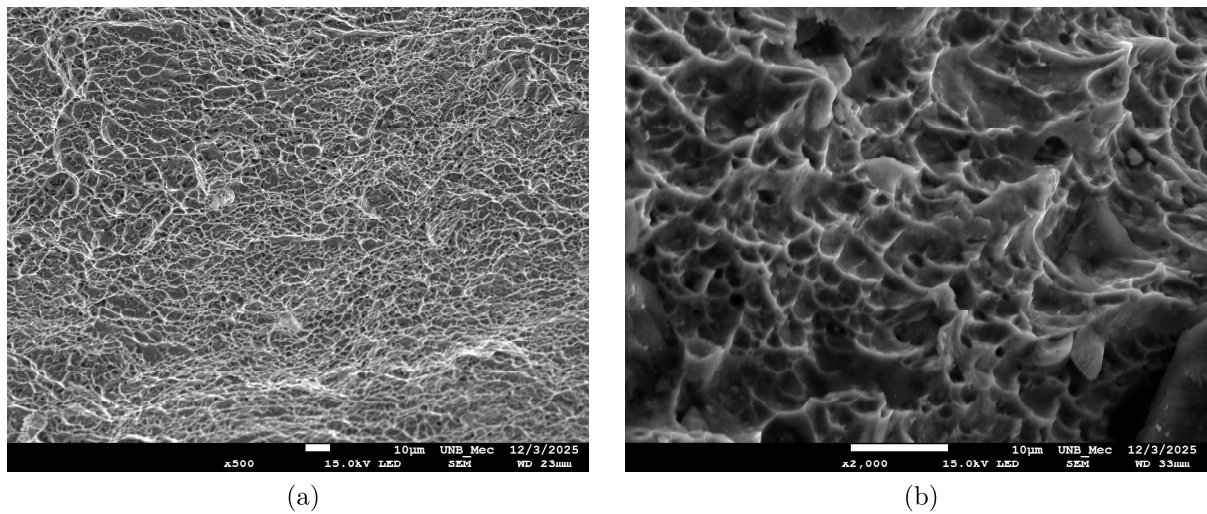


Figura 34 – (a) Microscopia dos *dimples* a 500x; (b) Microscopia a 2000x com inclinação.

Assim como o $CP2_{SLS}$, o $CP3_{SLS}$ também apresenta três regiões bem definidas de início, resistência e fim da fratura. Também é possível visualizar a estricção da peça, indicando sua ductilidade (figura 35).

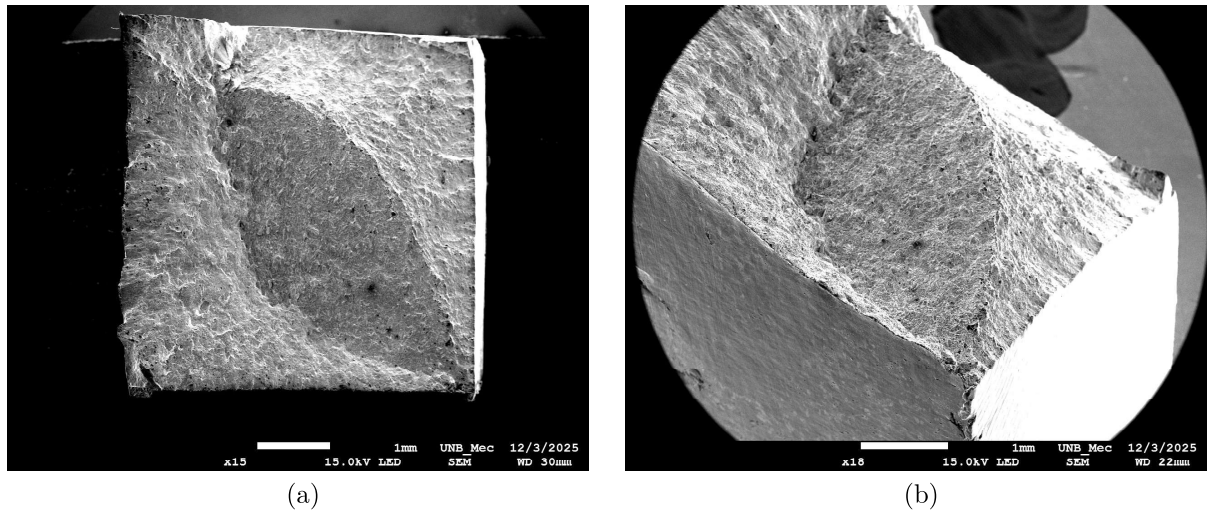


Figura 35 – (a) Zona de fratura do $CP3_{SLS}$ a 15x; (b) Microscopia inclinada a 18x.

A partir de uma análise mais aproximada da superfície, foi possível identificar o início da trinca presente no canto inferior esquerdo da amostra, sendo também um possível local de concentração de tensões graças ao formato do corpo de prova (figura 36).

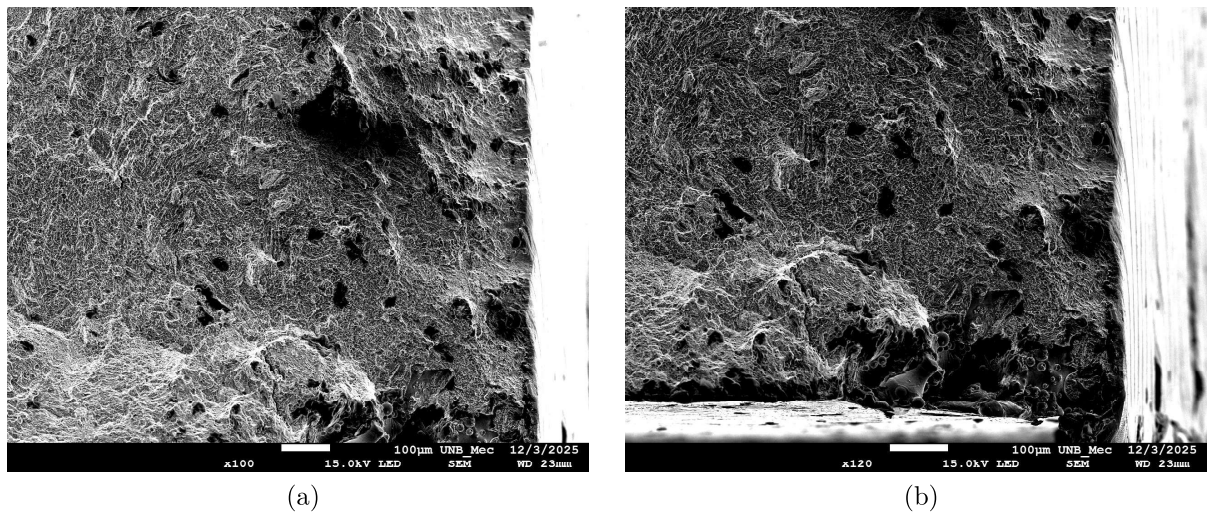


Figura 36 – (a) Início da fratura no $CP3_{SLS}$ a 100x; (b) a 120x.

Outro ponto importante a ser considerado é a zona próxima ao canto localizado à direita da amostra. A superfície apresenta diversos *dimples* alongados, indicando a predominância de tensões de cisalhamento no final da ruptura (figura 38). A região lisa, conhecida como "lábio de cisalhamento", indica a ruptura final do material sob tensão de cisalhamento (figura 37b). Essa região, associada à zona fibrosa mais ao centro, evidencia o comportamento dúctil da liga.

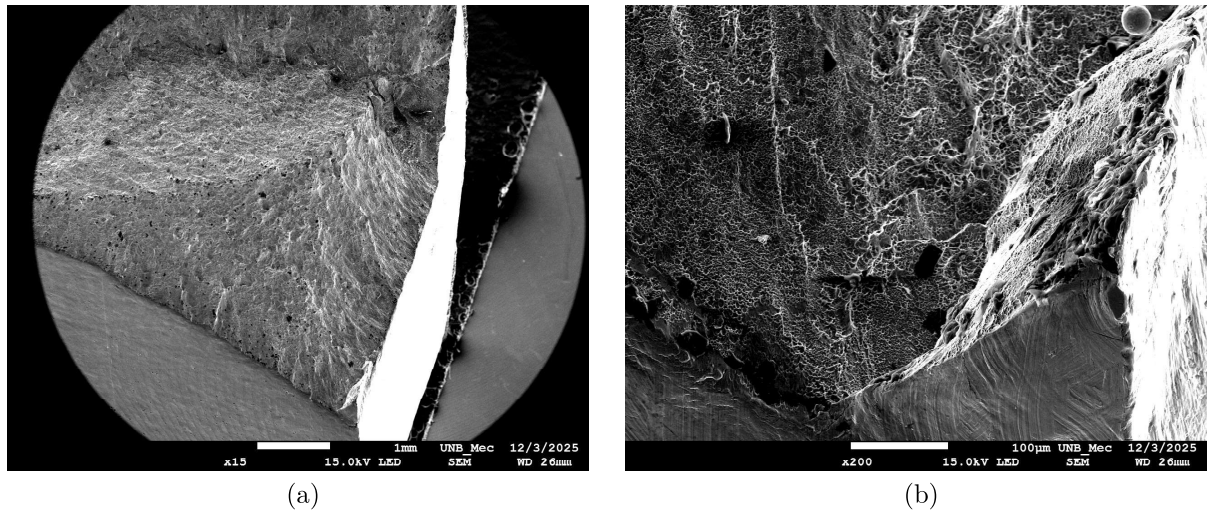


Figura 37 – (a) Microscopia inclinada da amostra $CP3_{SLS}$ a 15x; (b) a 200x.

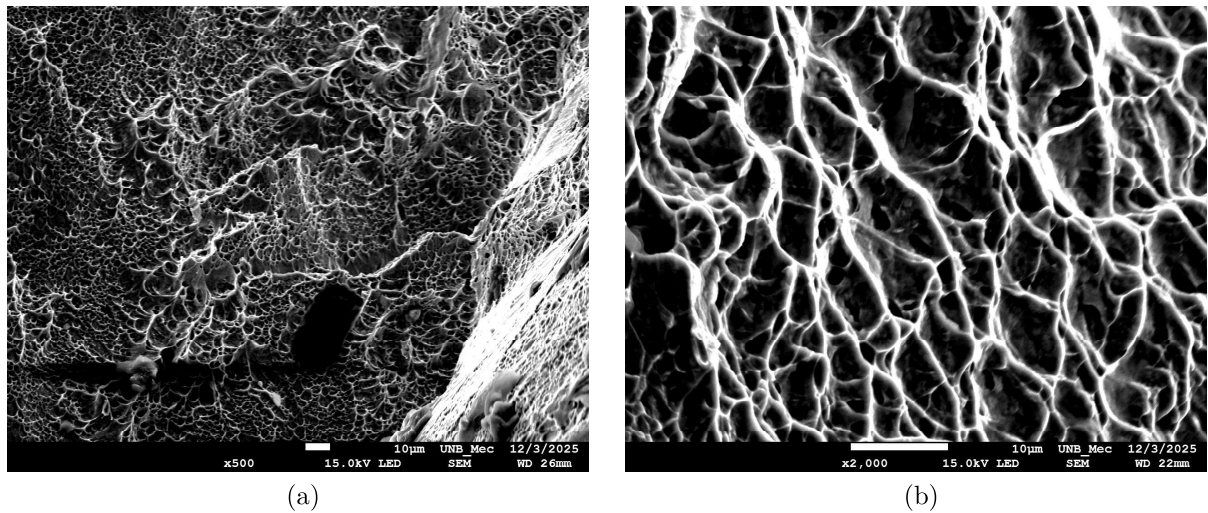
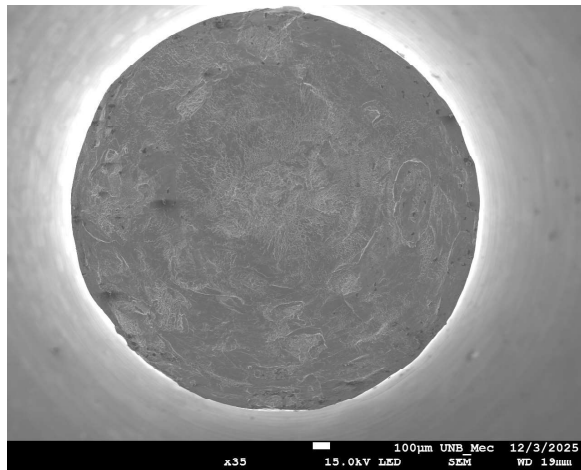


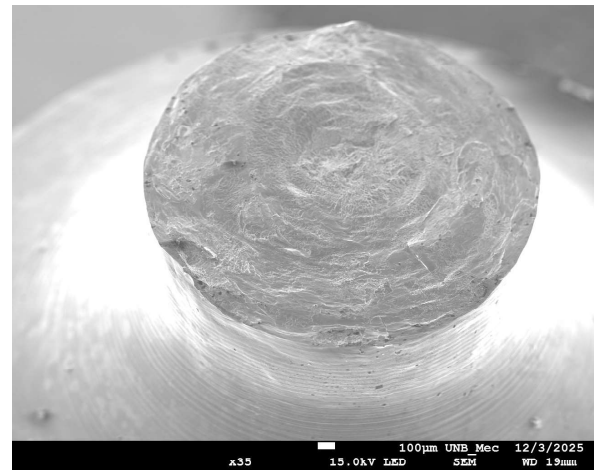
Figura 38 – (a) Microscopia inclinada evidenciando *dimples* da amostra $CP3_{SLS}$ a 500x; (b) a 2000x.

4.2.1.2 Fratura por torção

O $CP2_{U\sinado}$ apresenta uma fratura do tipo dúctil, com propagação das trincas voltadas para o centro da superfície da amostra. Também observa-se que a superfície é perpendicular ao eixo do corpo de prova, onde a tensão máxima atuou de forma transversal, sendo um indício da sua ductilidade (figura 39).



(a) Legenda 1

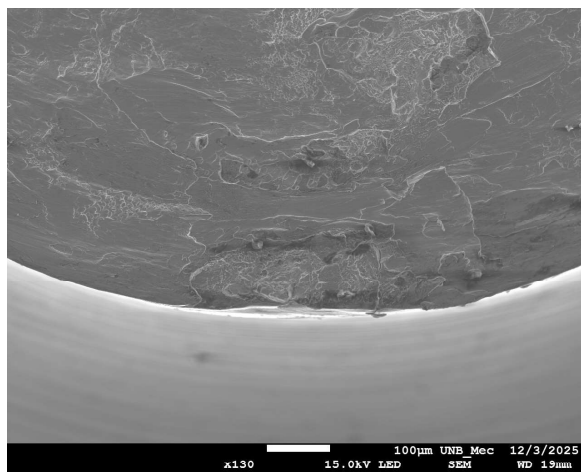


(b) Legenda 2

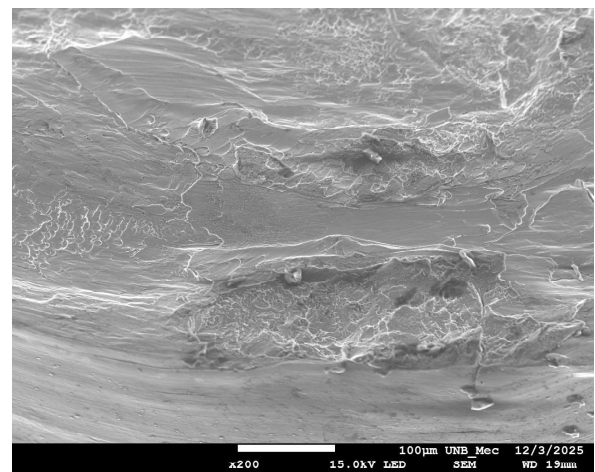
Figura 39 – Superfície da fratura da amostra $CP2_{Usinado}$ com ampliação de 35x.

Na superfície da fratura (figura 40), nota-se que a mesma possui uma aparência alisada e circular. Isso se deve pelo ensaio aplicado, onde a torção faz com que as superfícies em contato girem uma contra a outra, causando abrasão mecânica e resultando no aspecto apresentado. Isso também justifica o aspecto de destruição dos *dimples* presente na amostra.

Em amostras submetidas a ensaios de torção, sabe-se que no centro a tensão de cisalhamento é nula, enquanto que nas extremidades, ela apresenta sua máxima magnitude. Sendo assim, é esperado que se forme o início da trinca nas zonas mais externas da amostra, enquanto que ao centro, espera-se a formação de um pequeno "umbigo", como é constatado na figura 39b. O início da fratura para este CP pode ser visualizado na figura 40, sendo um estrutura multifacetada.



(a)



(b)

Figura 40 – (a) Início da fratura da amostra $CP2_{Usinado}$ a 130x. (b) a 200x.

Na figura 41 fica evidente o formato dos *dimples* por cisalhamento, sendo mais alongados e apontando para a mesma direção.

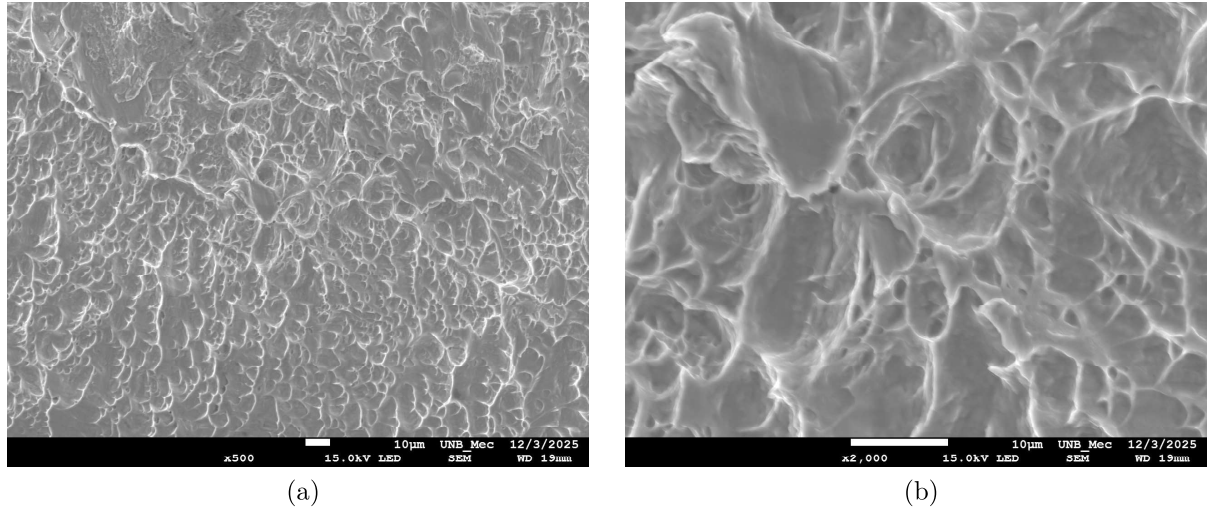


Figura 41 – (a) Superfície fraturada da amostra $CP2_{U\sinado}$ ampliada a 500x evidenciando *dimples*; (b) Ampliação a 2000x mostrando maior detalhamento das microcavidades.

O $CP3_{U\sinado}$ apresenta uma superfície semelhante à do $CP2_{U\sinado}$, sendo bem visível o local de princípio, propagação e fim da falha (figura 42).

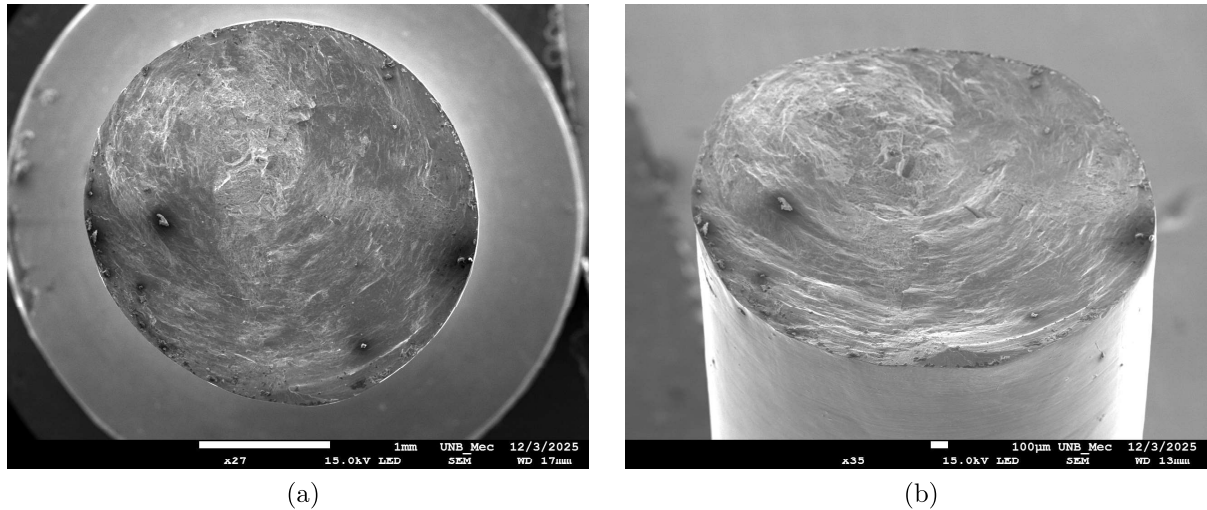


Figura 42 – (a) Superfície da fratura da amostra $CP3_{U\sinado}$ a 27x; (b) a 35x.

De forma evidente, o início da fratura também se localiza próximo à extremidade da superfície a partir de um pico gerado durante a fratura, sendo um local com diferentes faces (figura 43). Vê-se que a trinca se propaga de fora para dentro da superfície da amostra, sendo o centro a última região a ser rompida.

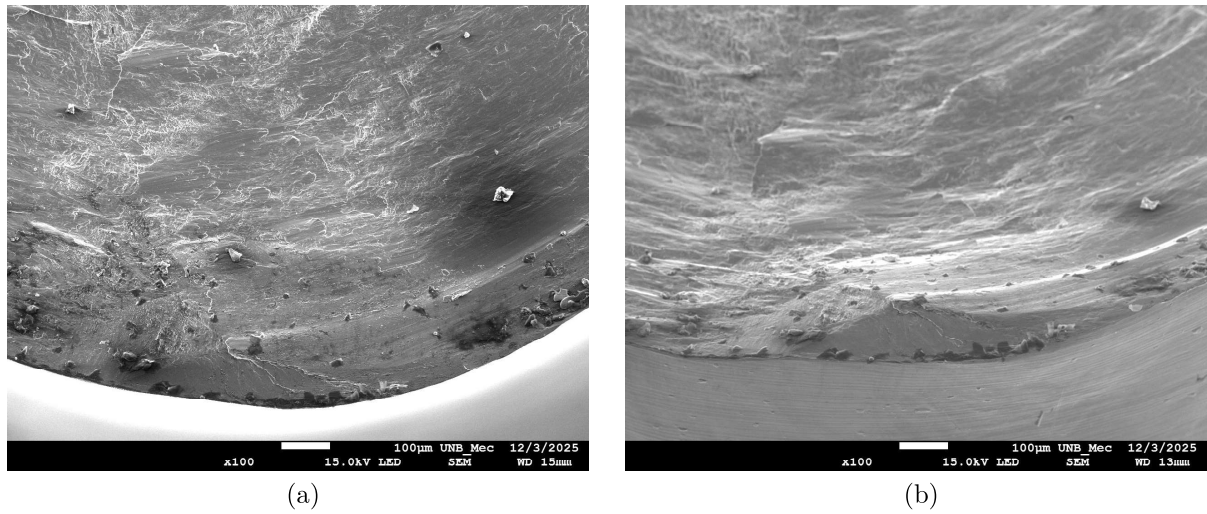


Figura 43 – (a) Vista superior do início da propagação da fratura do $CP3_{U\sinado}$ a 100x; (b) Vista inclinada a 100x.

Nesta amostra também é possível visualizar a presença de *dimples* direcionados de forma circular, assim como é presente na amostra $CP2_{U\sinado}$ (figura 44).

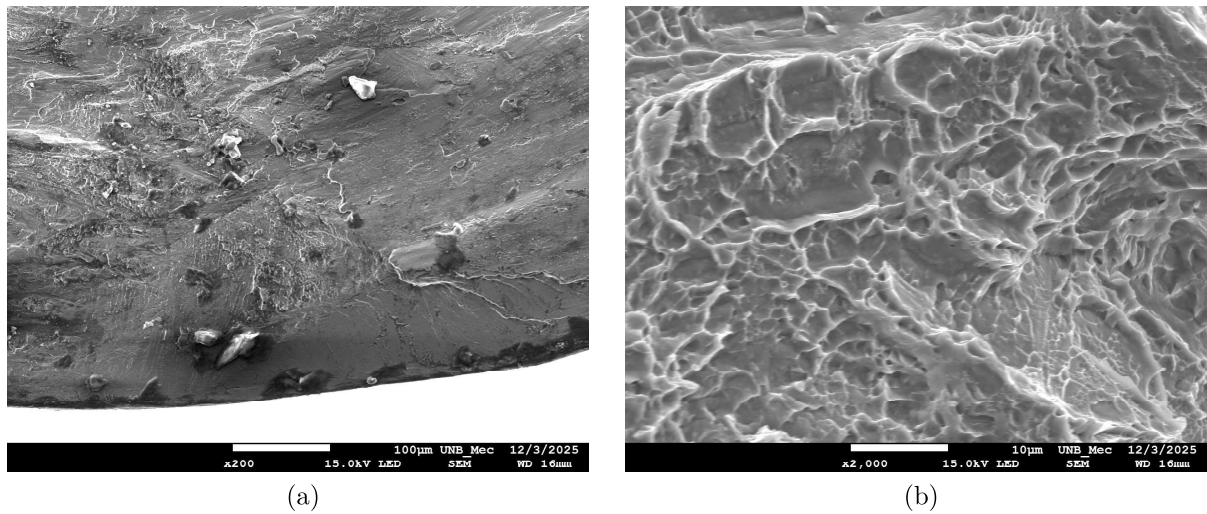


Figura 44 – (a) Microscopia da amostra G a 200x; (b) Detalhe dos *dimples* da amostra G observado em 2000x.

4.3 Difração de Raios X (DRX)

A partir da Difração de Raios X (DRX) também foi possível realizar a caracterização estrutural das amostras. As análises permitiriam identificar as fases presentes e avaliar a qualidade da cristalinidade.

Os padrões de difração obtidos para as amostras analisadas apresentaram a predominância da fase α -Ti (HC), com seus principais picos indexados em (100), (002) e (101),

além da presença do acompanhamento de picos de menor intensidade da fase β -Ti (CCC), característico da microestrutura bifásica da liga Ti-6Al-4V (NUNES, 2021). No entanto, observaram-se diferenças morfológicas significativas, que podem justificar a discrepância dos resultados obtidos pela amostra nos ensaios mecânicos através da forma e do tamanho dos cristais do material indicados pelos picos do gráfico da análise DRX.

O difratograma da amostra $CP1_{SLS}$ (figura 45) apresentou picos com baixa intensidade máxima (cerca de 900 a.u.) e um alargamento notável em sua base. Este perfil é característico da fase martensítica (α'), uma estrutura metaestável formada por resfriamento rápido (DONACHIE, 2000) (podendo ser, por exemplo, uma solidificação rápida durante a impressão). Segundo a equação de *Scherrer*, o alargamento dos picos indica cristallitos de dimensões reduzidas e a presença de microdeformações na rede cristalina, resultantes das altas taxas de resfriamento que impedem a difusão atômica e o alívio de tensões (CULLITY; STOCK, 2001).

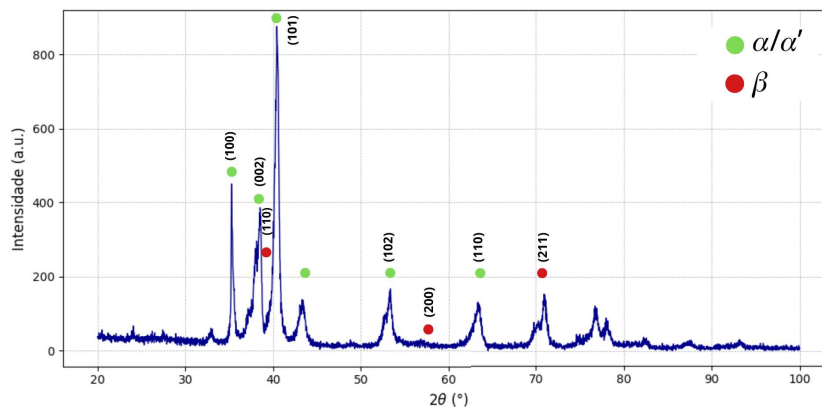
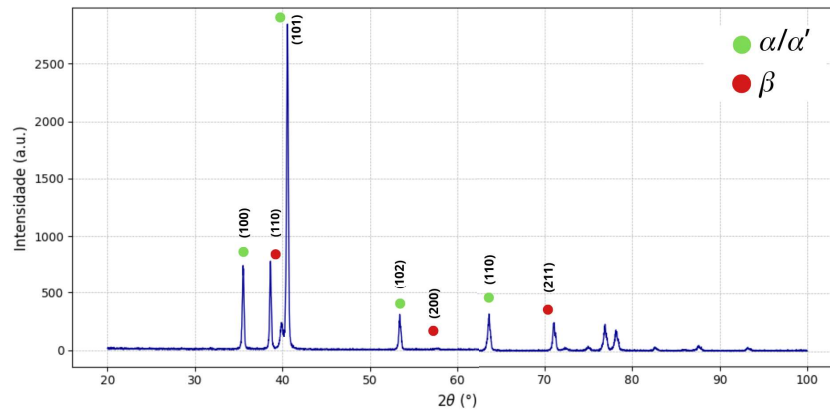
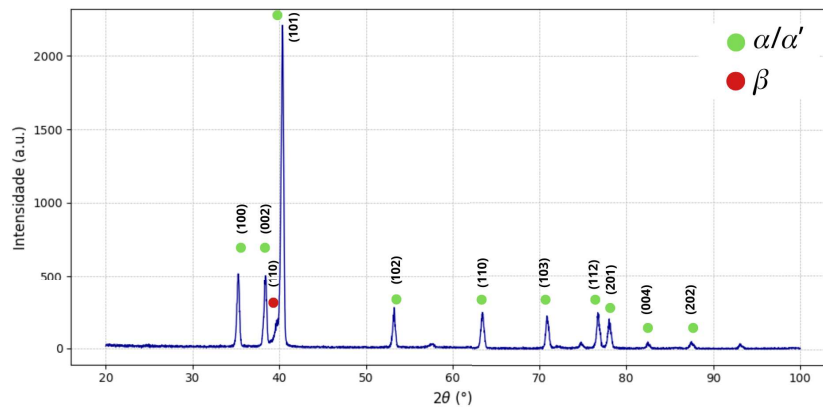
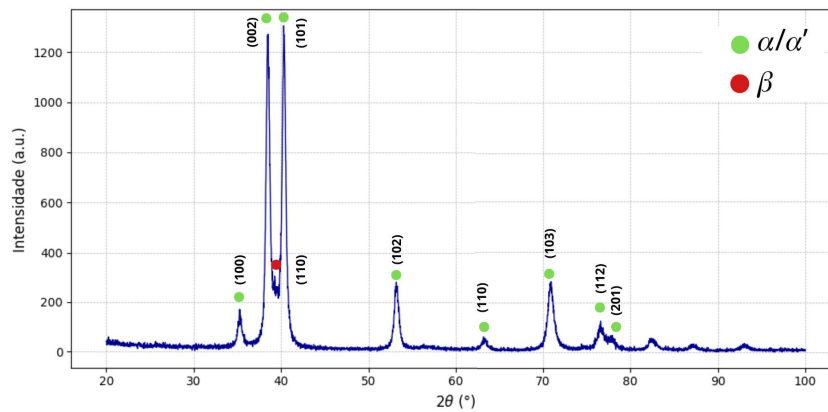


Figura 45 – Difratograma do $CP1_{SLS}$.

As amostras $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$ (figuras 46 e figura 47) apresentaram os difratogramas com melhor definição, exibindo picos estreitos do tipo "agulha" de alta intensidade (2800 para o $CP2_{SLS}$ e 2300 a.u. para o $CP3_{SLS}$). A evidente separação entre os picos, especialmente na região de altos ângulos (76° a 78°), e a visualização nítida dos picos da fase β estabilizada indicam uma microestrutura de equilíbrio ($\alpha + \beta$). Essas características sugerem que o material pode ter sido submetido a tratamento térmico ou processamento termomecânico, promovendo a recuperação da rede cristalina, crescimento de grão e alívio das tensões residuais.

Figura 46 – Difratoograma do $CP2_{SLS}$.Figura 47 – Difratoograma do $CP3_{SLS}$.

A amostra $CP1_{U\sinado}$ (figura 48) apresentou picos mais agudos que a $CP1_{SLS}$, indicando maior grau de cristalinidade. Contudo, observou-se uma anomalia na intensidade relativa dos picos. O pico do plano basal (002) apresentou intensidade muito próxima à do pico (101). Esta "Forte Textura Basal" sugere uma orientação preferencial dos grãos, onde os planos basais estão alinhados paralelamente à superfície da amostra. Esse acontecimento é comum em materiais que sofreram deformação plástica direcional, sugerindo que ele pode ter sido proveniente de um processo de laminação.

Figura 48 – Difratograma do $CP1_{Usinado}$.

A partir da literatura, é possível observar a presença de picos semelhantes tanto para o método convencional, quanto para o método LBPF (figura 49), principalmente os que indicam a fase β presentes no 2θ entre 30° e 50° .

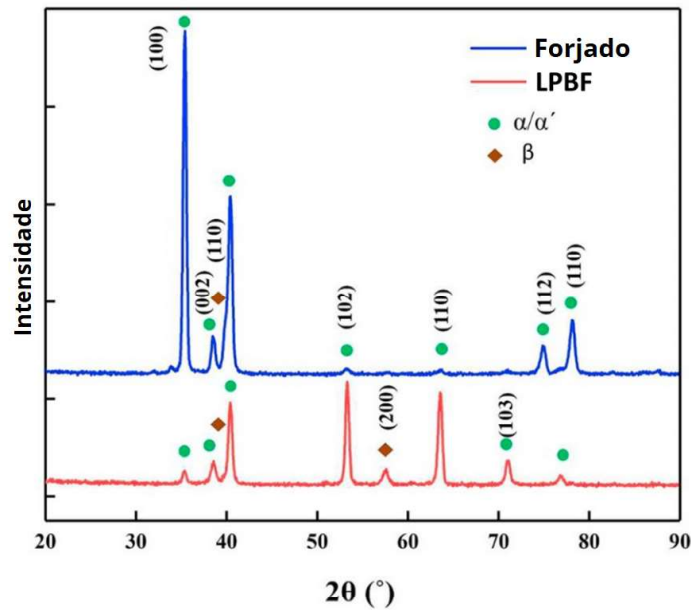


Figura 49 – Difratograma da liga Ti-6Al-4V por método convencional e LBPF. Adaptado de (NUNES, 2021)

Constata-se que a amostra $CP2_{SLS}$ (figura 46) apresenta os maiores picos significativos entre as amostras, além de possuir uma fase $\alpha + \beta$ equilibrada e esperada para a liga Ti-6Al-4V (DONACHIE, 2000), representando a microestrutura mais estável analisada no presente estudo (figura 13).

Amostra	Intensidade Máx. (a.u.)	Perfil dos Piccos	Fases Identificadas	Textura (002)/(101)
$CP1_{SLS}$	Baixa (~ 900)	Largos e achata- dos	Martensita α' predominante	Padrão
$CP2_{SLS}$	Muito Alta (~ 2800)	Muito finos (Aglhas)	Fase $\alpha + \beta$ (Equi- líbrio)	Padrão
$CP3_{SLS}$	Alta (~ 2300)	Agudos e finos	Fase $\alpha + \beta$ (Equi- líbrio)	Padrão
$CP1_{Usinado}$	Média (~ 1350)	Agudos	Fase $\alpha + \beta$	Forte (Basal)

Tabela 13 – Comparação dos resultados de DRX para as amostras analisadas.

5 Conclusão

O presente trabalho permitiu a análise microestrutural e o comportamento mecânico da liga Ti-6Al-4V fabricada por Manufatura Aditiva via Sinterização Seletiva a Laser (SLS), um método ainda pouco explorado quando comparado ao amplamente utilizado LPBF.

Os ensaios de tração revelaram que os corpos de prova fabricados por SLS apresentaram propriedades mecânicas excepcionais. O Módulo de Elasticidade médio (128,30 GPa) e o Limite de Resistência à Tração (média de 1172,55 MPa para as amostras $CP2_{SLS}$ e $CP3_{SLS}$) mostraram-se superiores aos valores tipicamente encontrados na literatura para forjamento e LPBF, indicando uma elevada integridade estrutural das peças impressas sob carga axial.

Os ensaios de torção indicaram que a amostra manufaturada por LPBF ($CP4_{SLS}$) apresenta superior ductilidade, corroborando a resposta à tração, enquanto as amostras usinadas exibiram um comportamento variando entre menor tenacidade ($CP2_{Usinado}$) e máxima resistência mecânica ao torque ($CP3_{Usinado}$). Embora a rigidez elástica (G) esteja alinhada à literatura, os valores de resistência ao cisalhamento (τ_y e τ_r) superaram consideravelmente os valores da literatura, indicando uma influência determinante da microestrutura específica do material nas propriedades mecânicas finais.

A partir da dureza Brinell e da microdureza Vickers, é possível observar variações nos valores obtidos em relação à literatura, mas se apresentando satisfatório e dentro da margem esperada. A partir dos resultados de microscopia, conclui-se que os materiais impressos apresentam uma estrutura mais homogênea do que o usinado, com boa distribuição ao longo da superfície, atendendo adequadamente aos requisitos de composição de cada elemento.

Os resultados obtidos por Difração de Raios X (DRX) se mostraram coerentes com os dados disponíveis na literatura, evidenciando um padrão compatível com o material analisado para o $CP2_{SLS}$ e o $CP3_{SLS}$. Indicam uma considerável diferença no $CP1_{SLS}$ em relação às outras amostras impressas, revelando uma possível inferioridade em sua ordenação estrutural e justificando os resultados dispersos obtidos nos ensaios mecânicos. No geral, os resultados demonstram boa compatibilidade em relação à usinagem, que apresentou uma estrutura cristalina que sugere que tenha sido proveniente de um processo por laminação.

Por fim, a análise fractográfica corroborou os resultados mecânicos ao revelar mecanismos de falha predominantemente dúcteis. As superfícies de fratura por tração exibiram uma morfologia clássica, apresentando *dimples* na região central fibrosa. De modo aná-

logo, as fraturas por torção apresentaram superfícies cisalhadas com marcas de abrasão rotacional e *dimples* alongados, confirmando a capacidade do material de sofrer deformação plástica antes da ruptura final, uma característica essencial para a segurança em aplicações aeronáuticas.

Conclui-se, portanto, que a Sinterização Seletiva a Laser é uma rota viável para a fabricação de componentes de Ti-6Al-4V, oferecendo propriedades de tração competitivas e comportamento de falha seguro. Embora a dispersão dos resultados ainda representem desafios que demandam otimização de processo ou tratamentos, os resultados obtidos sugerem até momento o método para aplicações em componentes aeroespaciais secundários ou não críticos nas condições avaliadas.

5.1 Trabalhos Futuros

Como sugestão para a continuidade desta pesquisa, recomenda-se a ampliação do escopo experimental, incluindo um maior número de ensaios mecânicos para assegurar a robustez estatística dos dados. Sugere-se, ainda, a investigação do comportamento em fadiga, fundamental para estimar a vida em serviço da liga sob carregamentos cíclicos. Adicionalmente, o estudo aprofundado dos parâmetros de processo SLS, aliado à avaliação de diferentes tratamentos térmicos e superficiais, torna-se essencial para a validação do método na fabricação de estruturas aeroespaciais. Por fim, propõe-se uma análise quantitativa da densidade de poros, visando identificar concentradores de tensão que possam comprometer a integridade estrutural nas aplicações previstas neste trabalho.

Referências

- ASTM. B348-13 standard specification for titanium and titanium alloy bars and billets. USA, 2013. Citado na página 35.
- ASTM. E8/e8m-13a - standard test methods for tension testing of metallic materials. USA, 2013. Citado 3 vezes nas páginas 14, 18 e 20.
- ASTM. E384-17 standard test method for microindentation hardness of materials. USA, 2017. Citado na página 23.
- ASTM. E10-18 standard test method for brinell hardness of metallic materials. USA, 2018. Citado 2 vezes nas páginas 17 e 22.
- ASTM. E143-20 standard test method for shear modulus at room temperature. USA, 2021. Citado 2 vezes nas páginas 15 e 21.
- BADIRU, A. B.; VALENCIA, V. V.; LIU, D. *Additive Manufacturing Handbook*. 1th. ed. USA: CRC Press, 2017. ISBN 978-1-4822-6408-1. Citado 5 vezes nas páginas 9, 8, 10, 11 e 13.
- BARTOLOMEU, F. et al. Mechanical properties of ti6al4v fabricated by laser powder bed fusion: A review focused on the processing and microstructural parameters influence on the final properties. Portugal, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met12060986>>. Citado 2 vezes nas páginas 9 e 12.
- BENEDETTI, M. et al. The effect of post-sintering treatments on the fatigue and biological behavior of ti-6al-4v eli parts made by selective laser melting. 2017. Disponível em: <[10.1016/j.jmbbm.2017.03.024](https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2017.03.024)>. Citado na página 28.
- BOYER, R. Titanium for aerospace: Rationale and applications. USA, 1995. Citado 3 vezes nas páginas 9, 1 e 8.
- BOYER, R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. USA, 1996. Citado 4 vezes nas páginas 1, 6, 8 e 10.
- BOYER, R. et al. Materials considerations for aerospace applications. USA, 2015. Disponível em: <[10.1557/mrs.2015.278](https://doi.org/10.1557/mrs.2015.278)>. Citado 3 vezes nas páginas 9, 5 e 6.
- CALLISTER, J. W. D.; RETHWISCH, D. G. *Ciência e Engenharia de Materiais*. 10th. ed. USA: LTC, 2021. ISBN 978-1-118-32457-8. Citado 4 vezes nas páginas 15, 16, 17 e 40.
- CHUNXIANG, C. et al. Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. China, 2010. Disponível em: <[10.1016/j.matdes.2010.09.011](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.09.011)>. Citado 2 vezes nas páginas 5 e 8.
- CULLITY, B.; STOCK, S. *Elements of X-Ray Diffraction*. 3. ed. USA: Pearson, 2001. Citado na página 46.

DONACHIE, M. J. *Titanium: A Technical Guide*. 2. ed. USA: ASM International, 2000. Citado 2 vezes nas páginas 46 e 48.

DUAN, B.; WANG, M. Selective laser sintering and its application in biomedical engineering. Japão, 2011. Disponível em: <[10.1557/mrs.2011.270](https://doi.org/10.1557/mrs.2011.270)>. Citado 2 vezes nas páginas 4 e 12.

DURSUNA, T.; SOUTISB, C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. UK, Turkey, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.002>>. Citado na página 5.

EDWARDSA, P.; RAMULUB, n. M. Fatigue performance evaluation of selective laser melted ti-6al-4v. USA, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.041>>. Citado na página 4.

EZUGWU, E.; WANG, Z. Titanium alloys and their machinability - a review. UK, 1997. Citado 2 vezes nas páginas 4 e 11.

FACCHINI, L. et al. Ductility of a ti-6al-4v alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders. Itália e Alemanha, 2010. Citado na página 28.

FAN, Y. et al. Relationships among the microstructure, mechanical properties, and fatigue behavior in thin ti6al4v. China e UK, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1155/2016/7278267>>. Citado na página 32.

FATEMI, A. et al. Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured ti-6al-4v including surface finish effect. Itália, 2017. Citado na página 30.

FERRARESI, D. *Fundamentos da Usinagem dos Metais*. 1th. ed. Brasil: Blucher, 1970. ISBN 978-85-212-1419-9. Citado na página 10.

FLOREA, M. et al. Materials and structures used in aeronautics: Present and future perspectives. Romania, 2024. Disponível em: <[10.13111/2066-8201.2024.16.4.6](https://doi.org/10.13111/2066-8201.2024.16.4.6)>. Citado 5 vezes nas páginas 4, 5, 7, 8 e 32.

FU, R. et al. Evaluation of fatigue behaviors of slmed ti-6al-4v in high-cycle and very-high-cycle regimes considering effects of stress ratio and surface roughness. China, 2021. Disponível em: <<https://ssrn.com/abstract=3893499>>. Citado 4 vezes nas páginas 10, 16, 33 e 35.

GLORIA, A. et al. Alloys for aeronautic applications: State of the art and perspectives. Itália, 2019. Disponível em: <[doi:10.3390/met9060662](https://doi.org/10.3390/met9060662)>. Citado 3 vezes nas páginas 4, 6 e 7.

ISO. Iso 17296-2:2015. additive manufacturing. general principles. Suíça, 2015. Citado na página 11.

JADHAV, S. et al. Effect of volume fraction of alpha and transformed beta on the high cycle fatigue properties of bimodal ti6al4v alloy. India, 2017. Disponível em: <[10.1088/1757-899X/201/1/012035](https://doi.org/10.1088/1757-899X/201/1/012035)>. Citado na página 28.

LI, Z.; AFFOLTER, C. High-cycle fatigue performance of laser powder bed fusion ti-6al-4v alloy with inherent internal defects: A critical literature review. Suíça, 2024. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met14090972>>. Citado 2 vezes nas páginas 4 e 12.

- LIU, S.; SHIN, Y. C. Additive manufacturing of ti6al4v alloy: A review. USA, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>>. Citado na página 1.
- LIU, Z. et al. A review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: Directed energy deposition and beyond ti-6al-4v. Canadá e China, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11837-021-04670-6>>. Citado na página 15.
- LONG, M.; RACK, H. Titanium alloys in total joint replacement—a materials science perspective. USA, 1997. Citado na página 28.
- LOSERTOVÁ, M. et al. Fatigue properties of ti6al4v prepared by selective laser melting. República Tcheca, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.37904/metal.2021.4269>>. Citado na página 4.
- LUCIA-ANTONETA, C.; MARIAN, S.; POP, M. A. Microstructure and micro-hardness analyses of titanium ally ti-6al-4v parts manufactures by selective laser melting. 2017. Disponível em: <[10.1051/mateconf/20179403009](https://doi.org/10.1051/mateconf/20179403009)>. Citado na página 32.
- MACHADO Álisson R.; SILVA, M. B. da. *Usinagem dos Metais*. 8th. ed. Brasil: Universidade Federal de Uberlândia, 2004. ISBN 978-0-75066-7395, 0-750-667397. Citado na página 9.
- MEGSON, T. *Aircraft Structures for Engineering Students*. 4th. ed. USA: Elsevier Ltd., 2007. ISBN 978-0-75066-7395, 0-750-667397. Citado na página 1.
- MEIER, B. et al. Influences of surface, heat treatment, and print orientation on the anisotropy of the mechanical properties and the impact strength of ti 6al 4v processed by laser powder bed fusion. Austria, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/jmmp6040087>>. Citado na página 28.
- MOLAEI, R.; FATEMI, A. Crack paths in additive manufactured metallic materials subjected to multiaxial cyclic loads including surface roughness, hip, and notch effects. USA, 2019. Citado 2 vezes nas páginas 30 e 31.
- MOLAEI, R.; FATEMI, A.; PHAN, N. Significance of hot isostatic pressing (hip) on multiaxial deformation and fatigue behaviors of additive manufactured ti-6al-4v including build orientation and surface roughness effects. USA, 2018. Citado 2 vezes nas páginas 30 e 31.
- MOURITZ, A. P. *Introduction to Aerospace Materials*. 1th. ed. USA: WP, 2012. ISBN 978-1-84569-532-3. Citado 3 vezes nas páginas 5, 7 e 8.
- NEWELL, J. *Fundamentos da Moderna Engenharia e Ciencia dos Materiais*. th. [S.l.]: ABDR, 2018. ISBN 978-85-216-1759-4. Citado na página 14.
- NGUYEN, H. D. et al. A critical review on additive manufacturing of ti-6al-4v alloy: microstructure and mechanical properties. Australia, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.04.055>>. Citado na página 11.
- NUNES, H. J. M. Ti-6al-4v produzido por manufatura aditiva. Portugal, 2021. Citado 9 vezes nas páginas 10, 11, 4, 15, 32, 33, 35, 46 e 48.

OLIWIA, K.; AGATA, D.; GRZEGORZ, M. Analysis of the physicochemical properties of the ti6al4v titanium alloy produced by the plastic working method and the sls method. Polônia, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.21741/9781644902059-20>>. Citado 5 vezes nas páginas 10, 1, 4, 12 e 35.

QIAN, C. et al. Effect of processing parameters on the defects, microstructure, and property evaluation of ti-6al-4v titanium alloy processed by laser powder bed fusion. China e Austrália, 2024. Disponível em: <<https://doi.org/10.1063/7.0001251>>. Citado 2 vezes nas páginas 1 e 28.

RENZO, D. A. et al. Multiaxial fatigue behavior of additive manufactured ti-6al-4v under in-phase stresses. Itália, 2019. Citado 3 vezes nas páginas 28, 30 e 31.

RENZO, D. A. et al. Multiaxial fatigue behavior of slm ti6al4v alloy under different loading conditions. Itália, 2021. Citado 2 vezes nas páginas 30 e 31.

RIBEIRO, L. C. Análise comparativa entre sistemas híbridos tubulares metal/compósito submetidos a ensaios de torção. Brasil, 2025. Citado 2 vezes nas páginas 9 e 22.

SHACKELFORD, J. F. *Ciência dos Materiais*. 6th. ed. [S.l.]: Pearson Prentice Hall, 2008. ISBN 978-85-7605-160-2. Citado na página 5.

SILVA, L. de A. Obtenção e caracterização de filmes de tio2 por tratamento eletroquímico anódico sobre a liga ti-6al-4v. Brasil, 2017. Citado na página 24.

SUO, H. et al. Microstructure and mechanical properties of ti6al4v by electron beam rapid manufacturing. 2014. Disponível em: <43(4):780-785>. Citado na página 28.

WANG, Y. et al. Aprocessing diagramforhigh-density ti-6al-4v byselective laser melting. Califórnia, USA, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1108/RPJ-11-2017-0228>>. Citado 2 vezes nas páginas 1 e 28.

XING, L.-L. et al. Influence of powder bed temperature on the microstructure and mechanical properties of ti-6al-4v alloys fabricated via laser powder bed fusion. China e Suécia, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/ma14092278>>. Citado 3 vezes nas páginas 1, 4 e 28.

YIN, H.; LI, P.; YAO, W. Very high-cycle bending fatigue properties of selective laser melted tc4 alloys. China, 2025. Disponível em: <<https://doi.org/10.1002/adem.202402615>>. Citado na página 4.

ZHANG, X.; CHEN, Y.; HU, J. Recent advances in the development of aerospace materials. USA, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2018.01.001>>. Citado na página 4.