

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

JULIANO TORTELI DE GODOI ZUCATO

INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NA SOLDAGEM DA LIGA DE TITÂNIO
Ti-6Al-4V COM LASER PULSADO ND:YAG

Ilha Solteira
2018



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Ilha Solteira

JULIANO TORTELI DE GODOI ZUCATO

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NA SOLDAGEM DA LIGA DE TITÂNIO
Ti-6Al-4V COM LASER PULSADO ND:YAG**

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Ilha Solteira
2018

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

Z941i Zucato, Juliano Torteli de Godoi .
Influência do aporte térmico na soldagem da liga de titânio Ti6Al-4V com laser pulsado Nd:YAG / Juliano Torteli de Godoi Zucato. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2018
83 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2018

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Inclui bibliografia

1. Liga de titânio. 2. Ti-6Al-4V. 3. Soldagem. 4. Laser pulsado. 5. Nd:Yag.
6. Propriedades mecânicas.

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: Influência do Aporte Térmico na Soldagem da Liga de Titânio Ti-6Al-4V com Laser Pulsado Nd:YAG

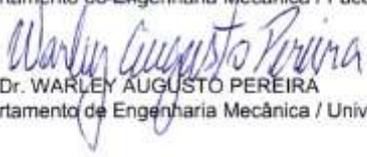
AUTOR: JULIANO TORTELI DE GODOI ZUCATO

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em ENGENHARIA MECÂNICA, área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO pela Comissão Examinadora:


Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. WARLEY AUGUSTO PEREIRA
Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade de Rio Verde

Ilha Solteira, 03 de julho de 2018

DEDICO

A minha esposa, Patricia e filho, Antônio, por compreenderem minha ausência durante vários períodos. A toda minha família, meus queridos pais, Antônio e Maria Aparecida, e irmão, Alan, pelo apoio e incentivo, mesmo todos estando fisicamente distante.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella pelo incentivo constante, dedicação e pelas diretrizes dadas, sem as quais o presente trabalho não seria possível.

Aos professores do Departamento de Engenharia Mecânica da FEIS, que sempre me estimularam. Como também todos funcionários e técnicos dos laboratórios de Engenharia Mecânica, que foram fundamentais para que o trabalho obtivesse sucesso.

A UNESP, como pessoa jurídica dispondo de laboratórios e todos os meios para que o trabalho fosse concluído e

A todos, que de alguma forma colaboraram no desenvolvimento e execução do trabalho e também aos que involuntariamente foram omitidos.

“Enquanto houver vontade de lutar, haverá esperança de vencer”

Santo Agostinho

RESUMO

O trabalho consiste em um estudo da soldagem sobre uma placa da liga de titânio ASTM (Ti-6Al-4V) de espessura 1,44 mm, utilizando o processo de soldagem à laser Nd:YAG na condição autógena, realizando alterações de parâmetros no processo de soldagem afim de alterar o aporte térmico, encontrando propriedades características como a dureza, tensão de escoamento e microestrutura do material. Os ensaios realizados para a pesquisa foram: análise macrográfica, ensaio de tração, ensaio de microdureza e caracterização microestrutural. Para revelação dos detalhes no metal de solda, foi utilizado um ataque químico com o reagente Kroll. As medidas de geometria (largura e profundidade de penetração) dos cordões de solda, assim como a presença de descontinuidades, foram realizadas através de imagens obtidas pelo microscópio estéreo Zeiss Discovery.V8. O processamento e medição das imagens foi realizado através do software “AxioVision”, um software associado ao microscópio utilizado. A análise da microestrutura foi realizada através do Microscópio Óptico Neophot 21, já o ensaio de tração foi realizado através de uma Máquina Universal de Ensaios, além do ensaio de microdureza, que foi realizado na escala Vickers. As análises das propriedades mecânicas foram confrontadas com a microestrutura obtida de acordo com a variação do aporte térmico. Como resultados, foram encontradas várias características essenciais para uma boa soldagem da liga, pois a cada incremento de aporte térmico, o cordão de solda aumenta em largura, profundidade e dureza, porém isto tem vantagem até determinado valor, pois conforme há o aumento do aporte térmico, a soldagem se fragiliza, pelo fato de existir vaporização do material e inclusão de poros na zona fundida.

Palavras-chave: Liga de titânio. Ti-6Al-4V. Soldagem. Laser pulsado. Nd:YAG.
Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

The work consists of a study of the welding on a plate of titanium alloy ASTM (Ti-6Al-4V) of thickness 1.44 mm, using the welding process Nd: YAG in the autogenous condition, making changes of parameters in the process of welding in order to change the thermal input, finding characteristic properties such as hardness, yield stress and microstructure of the material. The tests carried out for the research were: macrographic analysis, tensile test, microhardness test and microstructural characterization. To reveal the details in the weld metal, a chemical attack was used with the Kroll reagent. The measurements of the geometry (width and depth of penetration) of the weld beads, as well as the presence of discontinuities, were made through images obtained by the stereo microscope Zeiss Discovery.V8. The images were processed and measured using the "AxioVision" software, a software associated with the microscope used. The analysis of the microstructure was performed through the Optical Microscope Neophot 21, and the tensile test was performed through a Universal Testing Machine, in addition to the microhardness test, which was performed on the Vickers scale. The analysis of the mechanical properties were compared with the microstructure obtained according to the variation of the thermal input. As a result, several essential characteristics have been found for a good welding of the alloy, because with each increment of thermal input, the weld bead increases in width, depth and hardness, however this has advantage until a certain value, since as there is increase of the contribution thermal, welding becomes fragile, due to the fact that there is vaporization of the material and inclusion of pores in the molten zone.

Keywords: Titanium alloy. Ti-6Al-4V; Welding. Pulsed laser. Nd:YAG. Mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Exemplos da utilização do titânio e suas ligas: (a) Componentes da turbina do avião A380 da Airbus; (b) Grande parte de equipamentos de uma plataforma petrolífera; (c) Molas de titânio para a suspensão traseira do VW Lupo FSI; (d) Próteses utilizadas no corpo humano.....	15
Figura 2 – Processo de obtenção do titânio – Método Kroll.....	21
Figura 3 – Ilustração atômica do elemento titânio.....	22
Figura 4 – Transformação alotrópica do titânio: (a) célula unitária da estrutura Hexagonal Compacta – fase α . (b) célula unitária da estrutura Cúbica de Corpo Centrado – fase β	23
Figura 5 – Influência dos elementos de liga no diagrama de fases para ligas de titânio.....	25
Figura 6 – Micrografia lamelar da liga de titânio Ti-6Al-4V.....	30
Figura 7 – Comparativo de algumas ligas de titânio em função da adição de β estabilizador isomorfo.....	30
Figura 8 – Formação das microestruturas resultantes em temperaturas intermediárias da liga Ti-6Al-4V mediante resfriamento moderado a partir de uma temperatura acima de β -transus.....	31
Figura 9 – Micrografias ópticas da liga Ti-6Al-4V resfriadas a partir de 1020 °C. a) 23,1 °C/s; b) 7,3 °C/s; c) 2,5 °C/s; d) 0,94 °C/s; e) 0,065 °C/s; f) 0,030 °C/s; g) 0,015 °C/s; h) 0,012 °C/s.....	33
Figura 10 – Ilustração da produção de fótons Laser.....	36
Figura 11 – Faixa de espectro eletromagnético com diferentes tipos de lasers.....	37
Figura 12 – Ilustração básica de um equipamento a laser.....	38
Figura 13 – Ilustração do funcionamento de uma fonte de laser com seus componentes.....	40
Figura 14 – Técnica de soldagem por condução e por <i>keyhole</i>	41

Figura 15 – Relação entre parâmetros: (P) Potência; (S) Velocidade de Soldagem e (D) Penetração.....	43
Figura 16 – Comparação entre soldagem TIG e EBW, ambos na liga Ti-6Al-4V....	44
Figura 17 – Equipamento de solda a laser UW 150A pertencente à FEIS/UNESP...	46
Figura 18 – Profundidade de penetração em função da potência de pico.....	48
Figura 19 – Exemplo da quantidade de energia fornecida ao material CP 8.....	49
Figura 20 – Exemplo da sequência de soldagem dos corpos de prova no material...	49
Figura 21 – Estereomicroscópio ZEISS, modelo DISCOVERY V. 8.....	51
Figura 22 – a-) representação da junta soldada em ambos os lados. b-) vista superior da junta soldada. c-) macrografia da seção transversal da junta soldada.....	51
Figura 23 – Microscópio Óptico Carl Zeiss, Neophot 21.....	52
Figura 24 – Microscópio Eletrônico de Varredura, ZEISS, modelo EVO LS15.....	52
Figura 25 – Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S.....	53
Figura 26 – Sequência de marcações para a microdureza Vickers adotado no corpo de prova 10 (aporte térmico de 144 J/mm).....	54
Figura 27 – Equipamento de eletroerosão a fio Electrocut NOVICK.....	54
Figura 28 – Máquina Universal de Ensaio, EMIC modelo: DL30.000.....	55
Figura 29 – Ensaio de tração CP: a-) desenho esquemático; b-) corpo de prova 10..	55
Figura 30 – Imagens comparativas entre macrografia de um corte transversal dos corpos de prova de acordo com o aporte térmico (J/mm).....	56
Figura 31 – Largura do cordão de solda em função da energia de pulso para cada corpo de prova.....	57
Figura 32 – Profundidade do cordão de solda em função da energia de pulso para cada corpo de prova.....	58
Figura 33 – Vista superior dos cordões de solda em função do aporte térmico (J/mm).....	58
Figura 34 – Microestrutura do metal base – Ti-6Al-4V através do MO.....	59

Figura 35 – Microestrutura do metal base – Ti-6Al-4V através do MEV.....	60
Figura 36 – Micrografia do corpo de prova 6 (aporte térmico de 72 J/mm): a) e b) MO; c), d), e), f): MEV.....	61
Figura 37 – Micrografia do corpo de prova 7 (aporte térmico de 90 J/mm): a) e b): MO; c), d), e), f): MEV.....	62
Figura 38 – Micrografia do corpo de prova 8 (aporte térmico de 108 J/mm): a) e b): MO; c), d), e), f): MEV.....	63
Figura 39 – Micrografia do corpo de prova 9 (aporte térmico de 126 J/mm): a) e b): MO; c), d), e), f): MEV.....	64
Figura 40 – Micrografia do corpo de prova 10 (aporte térmico de 144 J/mm): a) e b) MO; c), d), e), f): MEV.....	65
Figura 41 – Microestrutura em dois aumentos para diferentes regiões na zona fundida.....	66
Figura 42 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 6.	67
Figura 43 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 6.....	67
Figura 44 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 7.	68
Figura 45 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 7.....	68
Figura 46 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 8.	69
Figura 47 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 8.....	69
Figura 48 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 9.	70
Figura 49 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 9.....	70
Figura 50 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 10.	71
Figura 51 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 10.....	71
Figura 52 – Média de dureza na zona fundida para cada aporte térmico.....	72

Figura 53 – Perfil de microdureza Vickers na horizontal e vertical do corpo de prova 6.....	72
Figura 54 – Corpos de prova usinados e preparados para ensaio de tração.....	73
Figura 55 – Corpos de prova rompidos no ensaio de tração.....	74
Figura 56 – Comparação da espessura do corpo de prova 10 antes de ser rompido no ensaio de tração.....	75
Figura 57 – Imagens obtidas através do MEV no CP10 (144 J/mm) na região de fratura.....	76

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Reserva e produção mundial do titânio.	19
Quadro 2 – Custo médio de alguns materiais metálicos.....	21
Quadro 3 – Comparação de algumas propriedades entre o titânio, alumínio e ferro.	22
Quadro 4 – Composição nominal do titânio em diferentes graus de pureza.	25
Quadro 5 – Composição química da liga de titânio Ti-6Al-4V.	29
Quadro 6 – Principais características da liga de titânio Ti-6Al-4V.....	29
Quadro 7 – Especificação técnica do equipamento de solda a laser UW 150A.....	46
Quadro 8 – Parâmetros de soldagem adotados para cada corpo de prova inicialmente.....	47
Quadro 9 – Parâmetros de soldagem adotados para realização dos ensaios.	48
Quadro 10 – Medidas das dimensões macroscópicas da geometria dos cordões de solda.....	57
Quadro 11 – Tensões obtidas pelo ensaio de tração em função de cada corpo de prova.....	74
Quadro 12 – Tensões obtidas pelo ensaio de tração do corpo de prova 10.....	75

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AT	Aporte Térmico
AWS	<i>American Welding Society</i>
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
CP	Corpo de Prova
DNPM	Departamento Nacional de Produção Mineral
EDS	Energy Dispersive Spectrometry
FEIS	Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
HC	Hexagonal Compacto
HV	<i>Hardness Vickers</i> – Dureza Vickers
LBW	<i>Laser Beam Welding</i>
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Ruptura
MB	Metal Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscópio Óptico
Nd:YAG	Neodímio: dopado com Ítrio e Alumínio
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UW	<i>United Winners</i>
ZA	Zona Afetada
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVOS	17
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1	TITÂNIO E SUAS LIGAS	18
3.1.1	Dados gerais sobre o titânio	18
3.1.2	Processo de obtenção do titânio	20
3.1.3	Titânio comercialmente puro	21
3.1.3.1	<i>Propriedades do titânio comercialmente puro</i>	24
3.1.4	Ligas de titânio	25
3.1.4.1	<i>Estabilizadores alfa</i>	26
3.1.4.1.1	<i>Fase α'</i>	26
3.1.4.2	<i>Estabilizadores beta</i>	27
3.1.5	Classificação das ligas de titânio	27
3.1.6	Ligas Alfa-Beta	27
3.1.6.1	<i>Liga Ti-6Al-4V</i>	28
3.1.6.2	<i>Desenvolvimento da microestrutura na liga Ti-6Al-4V</i>	31
3.1.6.3	<i>Correlação entre microestrutura, taxas de resfriamento e propriedades mecânicas</i>	32
3.2	PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER	35
3.2.1	Histórico e fundamentos do laser	35
3.2.2	Processo de soldagem a laser	37
3.2.2.2	<i>Técnicas de soldagem</i>	41
3.2.2.3	<i>Modos de soldagem</i>	42
3.2.2.4	<i>Parâmetros de soldagem a laser</i>	42
3.2.3	Soldagem a laser no titânio	43
4	MATERIAIS E MÉTODOS	45
4.1	ATAQUE QUÍMICO	50
4.2	ANÁLISE MACRO E MICROGRÁFICA	50
4.3	ENSAIO DE MICRODUREZA	53
4.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	54
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
5.1	GEOMETRIA DOS CORDÕES DE SOLDA	56
5.2	MICROSCOPIA ÓPTICA E MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	59
5.3	MICRODUREZA	66
5.4	ENSAIO DA TRAÇÃO	73

5.4.1	Fractografia	76
6	CONCLUSÃO	77
6.1	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	78
	REFERÊNCIAS	79

1 INTRODUÇÃO

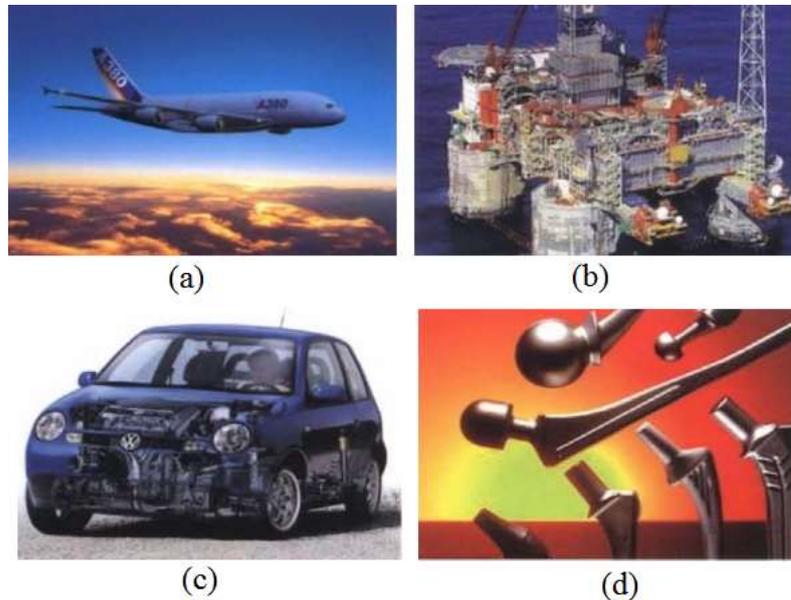
Nos últimos tempos, no planeta, vem ocorrendo avanços em todas as frentes do conhecimento científico, fazendo com que muitos países se preocupem e invistam na geração de recursos tecnológicos devido à grande competitividade e também para geração de riqueza do país.

No caso do desenvolvimento de novos materiais e novos processos metalúrgicos, este fato não ocorre de maneira diferente, pois com materiais altamente tecnológicos uma nação pode se fortalecer tanto com relação à questão bélica, quanto a questão econômica, e claro, no desenvolvimento da humanidade. Assim como nos materiais, os processos de fabricação são de extrema importância, pois com um equipamento capaz de realizar tarefas complexas através de programações computacionais, a qualidade e rapidez da entrega do produto acabado é superior.

Com a crescente demanda de materiais, o titânio vem se destacando devido suas propriedades, como baixa massa específica, alta resistência mecânica e alta resistência à corrosão, porém, o processo de obtenção do mesmo é altamente custoso, fazendo com que os países que possuam reservas e o domínio no processamento do mesmo tenham obtido uma atenção especial. O titânio é um elemento químico que se apresenta de forma abundante na natureza, porém, na forma combinada com outros elementos, é o quarto elemento metálico mais abundante, ficando atrás apenas do alumínio, ferro e magnésio (LEYENS; PETERS, 2003).

Suas excelentes propriedades fazem do material objeto de estudo e utilização em indústrias onde requerem tais requisitos, como em indústrias da área aeroespacial, aeronáutica, automobilística, médica, química, petroquímica, entre outras. Na Figura 1 são apresentados quatro exemplos de aplicações do titânio. Porém, assim como todos os materiais, existem situações e ambientes onde o titânio deve ser evitado, pois pode causar perda de suas propriedades. Não existem indícios de que o titânio seja nocivo ao ser humano, como o mesmo é biocompatível, o titânio e suas ligas são utilizados em diversos tipos de próteses médicas e odontológicas, mas seu pó é carcinogênico.

Figura 1 – Exemplos da utilização do titânio e suas ligas: (a) Componentes da turbina do avião A380 da Airbus; (b) Grande parte de equipamentos de uma plataforma petrolífera; (c) Molas de titânio para a suspensão traseira do VW Lupo FSI; (d) Próteses utilizadas no corpo humano.



Fonte: Adaptado de Leyens e Peters (2003).

A liga de titânio Ti-6Al-4V é a liga mais utilizada atualmente pelas indústrias, devido a sua ótima combinação de resistência, ductilidade, usinabilidade, capacidade de forjamento e estabilidade estrutural (ZIMMER, 2011). Esta liga é também conhecida como ASTM grau 5 e ela depende inteiramente de seus elementos de liga, podendo haver variações dentro da própria liga. De acordo com sua classificação, a mesma pode ser chamada como liga duplex ou liga $\alpha + \beta$.

Todos os materiais metálicos, exceto os feitos por encomenda, são encontrados no mercado por meio de chapas, tarugos, entre outros. Para a fabricação do produto final, obrigatoriamente o material passa por um processo de união entre estes itens. O processo de soldagem é um dos processos de união mais utilizados e, para isso, o estudo de processos mais recentes, assim como o ajuste de parâmetros destes processos, tem sido cada vez mais rotineiro.

O processo de soldagem a laser (LBW – *Laser Beam Welding*) tem obtido destaque como processo de união metálica, devido suas excelentes propriedades como automatização, alta qualidade da solda, baixa zona termicamente afetada, entre outras.

Em 1917, Albert Einstein, foi o pioneiro no estudo dos fenômenos físicos envolvidos pela emissão espontânea e estimulada pela luz. Porém, a utilização da mesma veio somente

após alguns anos quando Charles Townes criou um equipamento capaz de utilizar esta emissão de luz de forma amplificada, sendo chamada de *laser - light amplification by stimulated emission of radiation* (READY, 1997).

O processo de soldagem a laser consiste basicamente no mesmo procedimento dos processos já utilizados, como o processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), ou seja, através de uma fonte de energia é gerado calor suficiente para que o metal base se aqueça e entre em processo de fusão, para assim realizar a união entre materiais (podendo ser ou não autógeno). O que difere o processo de soldagem a laser dos outros processos é basicamente a fonte de energia, pois no caso do processo a laser, é realizado o aquecimento do material pela excitação de um meio ativo (podendo ser sólido, líquido ou gasoso) combinado com um conjunto de espelhos e lentes, ocorrendo então a focalização do feixe de laser para atingir uma energia elevada de alta intensidade.

Os equipamentos mais utilizados para soldagem a laser são os que utilizam como meio ativo gasoso CO₂ e o meio ativo sólido Nd:YAG. O laboratório de soldagem da UNESP de Ilha Solteira conta com um equipamento de soldagem a laser UW-150A (*United Winners*) que apresenta como meio ativo um cristal sólido de neodímio dopado com ítrio-alumínio (Nd:YAG) operando no modo pulsado.

2 OBJETIVOS

Por se tratar de um material e um processo de soldagem de alta tecnologia, estes envolvem alto custo de aquisição, manutenção e manuseio, e que, portanto, o correto ajuste de parâmetros é de fundamental importância para se obter um cordão de solda com excelente qualidade, evitando assim o desperdício de materiais e tempo. A partir disto, o presente trabalho teve como objetivo principal a realização de experimentações utilizando o processo de soldagem a laser para unir duas chapas da liga de titânio Ti-6Al-4V de espessura de 1,44 mm, alterando parâmetros de soldagem como potência e largura de pico para então se obter diferentes aportes térmicos e obter uma condição ótima de soldagem.

Este trabalho teve como objetivo a avaliação de propriedades mecânicas e da geometria do cordão de solda, correlacionando-as com a microestrutura obtida na liga de titânio quando se varia alguns parâmetros de soldagem no processo a laser. O que, portanto, poderá ter utilidade à diversas aplicações. A seguir são apresentados alguns dos itens que a pesquisa teve objetivo em encontrar:

- Encontrar condições ótimas para soldagem a laser de duas chapas da liga de titânio Ti-6Al-4V com espessura de 1,44 mm, sem abertura de chanfro;
- Análise da geometria do cordão de solda na liga de titânio em função dos parâmetros adotados;
- Analisar a microestrutura obtida em cada corpo de prova;
- Traçar um perfil de microdureza, na escala Vickers, de cada cordão de solda;
- Encontrar tensões de escoamento, máxima e de ruptura para as diferentes condições de soldagem adotadas;
- Realizar uma relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas do material em função dos parâmetros adotados.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 TITÂNIO E SUAS LIGAS

3.1.1 Dados gerais sobre o titânio

O titânio não é um elemento raro de encontrar na crosta terrestre, porém o mesmo não aparece na forma livre, é considerado o nono elemento químico mais abundante e o quarto elemento metálico mais abundante, perdendo apenas para o alumínio, ferro e magnésio, quase sempre presente em rochas ígneas (LEYENS; PETERS, 2003).

Sua descoberta foi realizada pelo reverendo e mineralogista britânico, William Gregor, em 1791 quando examinou as propriedades da areia do rio Helford, que hoje se conhece o mineral como a ilmenita (FeTiO_3), e seu feito apenas foi o de isolar um óxido impuro do elemento. Após quatro anos um químico alemão, Martin Heinrich Klaproth, de forma independente, identificou o titânio a partir de outro mineral, o rutilo (TiO_2), nomeando então o elemento de titânio, devido a mitologia grega (LEYENS; PETERS, 2003).

O elemento é encontrado de forma abundante também fora do planeta Terra, como em estrelas, meteoritos e gases interestelares. No planeta Terra, sua ocorrência é vasta abrangendo rochas, minerais, argilas, areias e água do mar. Suas formas alotrópicas são encontradas em rochas magmáticas, onde provavelmente foram formadas por reações hidrotermais no resfriamento do magma. Em alguns locais, o rutilo é depositado na costa pela ação do mar e é encontrado em depósitos concentrados ao longo do litoral (McQUILLAN; McQUILLAN, 1956).

Como o titânio não é encontrado na forma elementar na natureza, os minérios mais importantes onde se pode encontrar o titânio são a ilmenita (FeTiO_3) e o rutilo (TiO_2). Estima-se que a reserva dos minérios de onde é extraído o titânio, ilmenita em sua maior parte, e o rutilo é cerca de 715 milhões de toneladas no qual as maiores reservas ficam na China (28%), Austrália (25,7%) e Índia (12,9%) somando cerca de dois terços da reserva mundial. Já os maiores produtores mundiais de titânio são a Austrália (18,3%), África do Sul (16,1%), China (12,5%) e Canadá (10,1%). A produção mundial de concentrado de titânio (TiO_2) em 2013 foi de 7,6 milhões de toneladas. O Brasil possui uma reserva lavrável que totalizam 2,6 milhões de toneladas e sendo o maior produtor de titânio da América Latina com cerca de 1,1% da produção mundial em 2013. O Quadro 1 contém informações sobre a

reserva e produção mundial do titânio (DEPARTAMENTO NACIONAL DE PRODUÇÃO MINERAL - DNPM, 2014).

Quadro 1 – Reserva e produção mundial do titânio.

Discriminação	Reservas - 2013		Produção - 2013			
	Ilmenita	Rutilo	Ilmenita		Rutilo	
Países	(10 ³ t)	(10 ³ t)	(10 ³ t)	(%)	(10 ³ t)	(%)
Brasil	2.600	40	78	1,1	2	0,3
África do Sul	63.000	8.300	1.100	16,1	120	15,6
China	200.000	-	950	13,9	-	-
Austrália	160.000	24.000	940	13,8	450	58,4
Canadá	31.000	-	770	11,3	-	-
Vietnã	1.600	-	500	7,3	-	-
Moçambique	14.000	510	480	7,0	9	1,2
Madagascar	40.000	-	430	6,3	-	-
Ucrânia	5.900	2.500	410	6,0	60	7,8
Noruega	37.000	-	400	5,9	-	-
Índia	85.000	7.400	340	5,0	26	3,4
Estados Unidos	2.000	-	300	4,4	-	-
Sri Lanka	-	-	32	0,5	-	-
Serra Leoa	-	3.800	-	-	90	11,7
Outros Países	25.900	450	90	1,3	13	1,7
TOTAL	668.000	47.000	6.820	100	770	100

Fonte: DNPM/DIPLAM – AMB e USGS - Mineral Commodity Summaries (2014).

Os principais municípios produtores no Brasil são: Mataraca (PB), São Francisco de Itabapoana (RJ) e Santa Bárbara de Goiás (GO). A produção brasileira de concentrado de titânio cresceu 13,2% entre 2012 e 2013, passando de 71 Mt para 80 Mt. No ano de 2013, apenas três empresas beneficiaram titânio no Brasil: Millenium Inorganic Chemicals Mineração Ltda, Indústrias Nucleares do Brasil S. A. e Titânio Goiás Mineração Indústria e Comércio Ltda. A Millennium Inorganic Chemicals, empresa pertencente ao grupo internacional Cristal Global, é o segundo maior produtor mundial de dióxido de titânio, e responsável por quase 80% da produção nacional de titânio beneficiado. O mineral é extraído de sua mina em Mataraca (PB) é utilizado para a produção de pigmentos para tintas em sua planta em Camaçari (BA) (DEPARTAMENTO NACIONAL DE PRODUÇÃO MINERAL - DNPM, 2014).

3.1.2 Processo de obtenção do titânio

Desde sua descoberta em 1791, o titânio ficou praticamente inexplorado, sendo utilizado apenas no âmbito laboratorial. O titânio impuro já havia sido preparado por Nilson e Pettersson em 1887, porém com certo grau de pureza foi conseguido apenas em 1910 pelo metalúrgico Matthew Albert Hunter (1878–1961) quando desenvolveu um processo que leva o próprio nome, Processo Hunter, para obtenção do metal titânio com 99,9% de pureza. Seu método consiste no aquecimento de cloreto de titânio com sódio metálico em um cilindro de aço hermético, conhecido como “bomba de metal”. Devido ao elemento sódio ser perigoso a altas temperaturas e pressões, geralmente os experimentos eram realizados em um campo de futebol, além de ser perigoso, o processo Hunter não é muito eficiente e produz poucas amostras de titânio (LIDE, 2004).

Somente na década de 1940 o metalurgista luxemburguês William Justin Kroll (1889–1973) desenvolveu um método para extrair titânio metálico em larga escala, conhecido e utilizado até nas datas atuais como Método Kroll. O método consiste em obter o titânio metálico a partir do mineral (ilmenita ou rutilo). O mineral é convertido inicialmente em um gás, tetracloreto de titânio ($TiCl_4$) e gás carbônico. O tetracloreto de titânio passa por processos contínuos de destilação fracionada em atmosfera inerte com Mg metálico, gerando como produto o Ti e $MgCl_2$. O sistema novamente passa por processos químicos para a remoção do $MgCl_2$. O produto final é uma massa sólida de aspecto esponjoso que comumente é chamado de esponja de titânio (ABKOWITZ, 1955). A seguir está apresentado através de reações químicas o processo de obtenção do titânio e através da Figura 2 está apresentado de forma esquemática este processo.

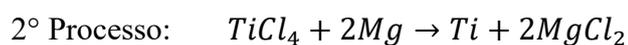
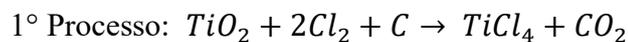
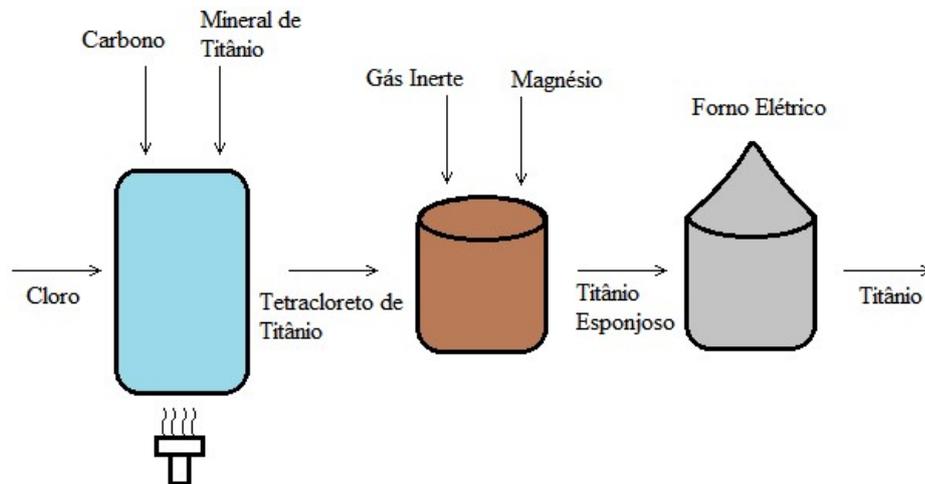


Figura 2 – Processo de obtenção do titânio – Método Kroll.



Fonte: Adaptado de Leyens e Peters (2003).

O método Kroll é até hoje utilizado para obtenção do titânio metálico, porém seu custo ainda é muito alto, consumindo cerca de dezesseis vezes mais energia do que para a obtenção do aço (ROQUE, 2015). O Quadro 2 demonstra alguns valores médios de obtenção de ligas metálicas por quilograma de material.

Quadro 2 – Custo médio de alguns materiais metálicos.

Material	Custo (US\$/kg)
Liga de Aço 1020 Chapa Grossa	0,50 - 0,90
Liga de Aço Inox 316 Chapa Grossa	3,00 - 4,40
Liga de Alumínio 1100 Chapa Fina	7,25 - 10,00
Liga de Titânio Ti-6Al-4V	55,00 - 130,00

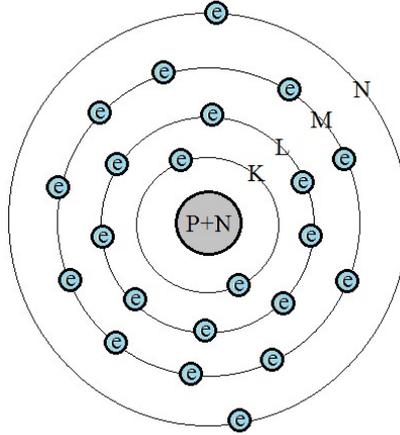
Fonte: Callister (2007).

3.1.3 Titânio comercialmente puro

O elemento titânio possui massa atômica de 47,867 u e número atômico 22, ou seja, seu núcleo possui 22 prótons e ao seu redor, 22 elétrons o circundando. Sua configuração eletrônica é caracterizada por $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^2 4s^2$, demonstrando que sua subcamada “d” está incompleta, o que resulta em ligações químicas incompletas e viabilizam a formação de solução sólida com a maioria dos átomos substitucionais (mecanismo de difusão por lacunas) por elementos com até 20% do raio atômico do titânio (0,1445 nm). Ainda devido à sua

distribuição eletrônica ser incompleta, possui determinadas características como ferromagnetismo, anomalias no ponto de fusão e nas constantes elásticas (LOPES, 2009). A Figura 3 apresenta uma forma esquemática de um átomo de titânio.

Figura 3 – Ilustração atômica do elemento titânio.



Fonte: Próprio autor.

O titânio é classificado como um elemento metálico, porém com duas subdivisões, a primeira subdivisão é como metal de transição, devido a suas propriedades físicas como a baixa massa específica ($\rho = 4,51 \text{ g/cm}^3$), alto ponto de fusão e de ebulição, assim como seu módulo de elasticidade acima de 127 GPa. Outra subdivisão que o titânio se enquadra é a de metal leve, pois apresenta uma excelente razão entre sua resistência mecânica e baixa massa específica (CALLISTER, 2007). No Quadro 3 são demonstrados alguns dados sobre o titânio e outros materiais comumente utilizados para efeito de comparação.

Quadro 3 – Comparação de algumas propriedades entre o titânio, alumínio e ferro.

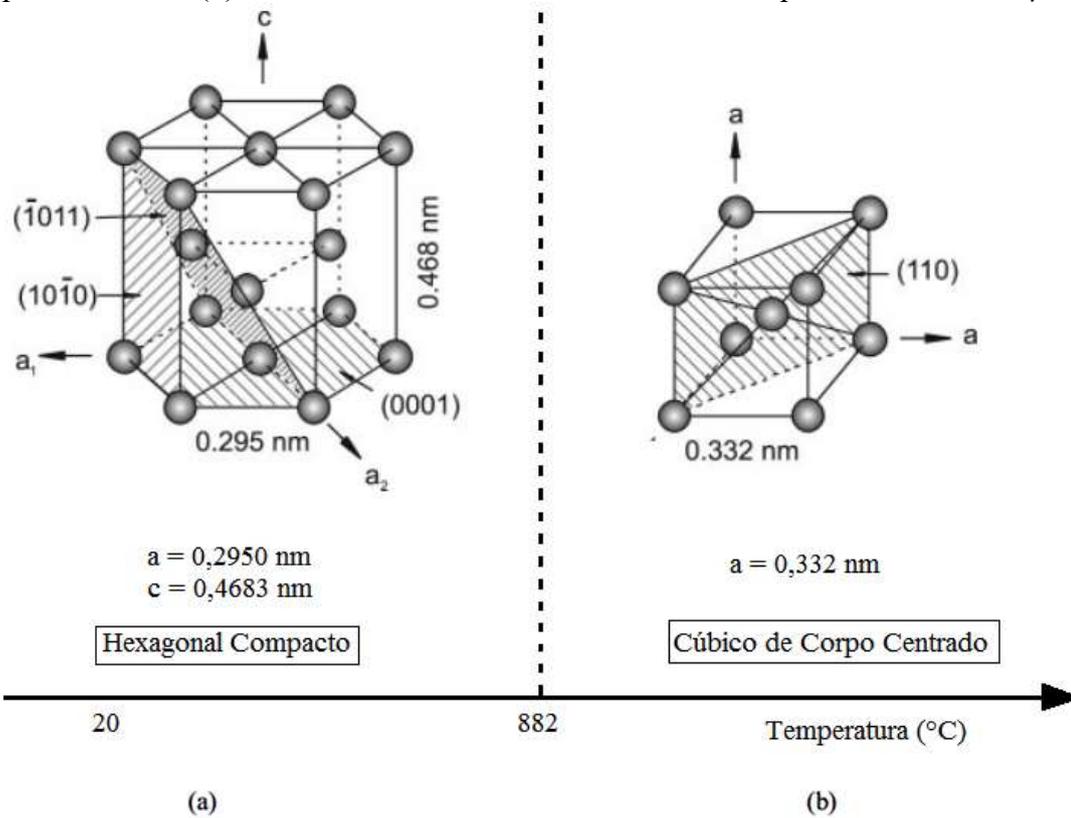
Elementos Puros	Titânio	Alumínio	Ferro
Massa Específica, 20 °C (g/cm^3)	4,51	2,71	7,87
Ponto de Fusão (°C)	1668	660,4	1538
Estrutura Cristalina, 20 °C	HC	CFC	CCC

Fonte: Callister (2007).

Como observado no Quadro 3 o titânio à temperatura ambiente possui uma estrutura cristalina classificada como Hexagonal Compacta (HC) denominada de fase alfa (α), porém, o titânio possui transformação alotrópica, também conhecida como polimorfismo, onde a partir de uma temperatura e pressão específica há uma alteração de estrutura cristalina (ver Figura

4). Para o titânio, puro acima da temperatura de 882 °C, aproximadamente, sua estrutura cristalina se transforma em Cúbica de Corpo Centrado (CCC), denominada de fase beta (β), que ficará estável até a temperatura de fusão, cerca de 1668 °C. Esta temperatura de transformação pode sofrer alterações dependendo do tipo e da quantidade de impurezas e/ou elementos de liga que foram adicionados ao titânio e estes são os fatores que determinarão as propriedades dos materiais, a esta temperatura é chamada de β -transus (MORCELLI, 2009; ROQUE, 2015).

Figura 4 – Transformação alotrópica do titânio: (a) célula unitária da estrutura Hexagonal Compacta – fase α . (b) célula unitária da estrutura Cúbica de Corpo Centrado – fase β .



Fonte: Adaptado de Leyens e Peters (2003).

Com relação à alotropia do titânio existem algumas peculiaridades, o intervalo da temperatura entre a β -transus e a temperatura martensítica (M_s) é muito estreita, cerca de 100 °C, e separa as várias morfologias do Ti- α que podem ser formadas durante o resfriamento do campo Ti- β , a adição de elementos de liga pode alterar significativamente esta faixa (AZEVEDO, 2003).

Além do titânio puro que pode existir em quatro subdivisões, determinadas pelo grau de pureza do material, atualmente existem mais de 100 ligas de titânio conhecidas, contudo,

somente cerca de 20 a 30 ligas são exploradas comercialmente, sendo a liga Ti-6Al-4V considerada a mais importante de todas (LEYENS; PETERS, 2003).

Uma característica interessante do titânio que, por ser um elemento altamente reativo, combina-se muito facilmente com outros elementos, principalmente com gases como nitrogênio e oxigênio, fazendo com que se dissolvam rapidamente no metal líquido ou sólido acima da temperatura de 400 °C aproximadamente. Instantaneamente é formado na superfície um filme óxido que varia a espessura de 4 a 6 nm, com composição predominante de TiO_2 , com menores quantidades de Ti_2O_3 e TiO (MORCELLI, 2009). Esse filme é extremamente estável e confere ao material uma resistência a determinados ácidos aos quais outros metais e ligas não possuem, porém, provoca a perda de ductilidade. Em meios oxidantes, o filme prontamente se regenera, caso seja danificado, mas se o material estiver em condições anódicas e em um ambiente com ausência de oxigênio pode resultar em uma corrosão galvânica, o filme danificado poderá não se reestruturar devido à falta de oxigênio formando regiões com ranhuras ou fissuras que terão diferença de concentração, possibilitando assim, a ocorrência deste tipo de corrosão. O titânio e suas ligas quando atacados por soluções contendo cloretos, brometos, iodetos, fluoretos ou sulfatos em temperaturas acima de 70 °C estão sujeitas a um ataque localizado por corrosão galvânica (MELO, 2007).

3.1.3.1 Propriedades do titânio comercialmente puro

Com relação à resistência à tração e a resistência à fadiga do titânio comercialmente puro, elas são relativamente baixas quando comparadas às propriedades dos aços e das próprias ligas de titânio. Seu módulo de elasticidade possui um valor intermediário em comparação ao aço e é influenciado pela textura do material. No caso da tenacidade à fratura, é comparável a dos aços de baixa liga temperados e revenidos. O titânio ASTM grau 2, pode sofrer aumento na tenacidade à fratura em baixas temperaturas com controle da quantidade de impurezas intersticiais e de constituintes refratários frágeis existentes (LIDE, 2004).

Entre as temperaturas de 200 a 315 °C, o titânio possui resistência à fluência, e ao ultrapassar 315 °C a resistência à fluência torna-se um importante critério de seleção de projeto (LÜTJERING; WILLIAMS, 2010). O Quadro 4 mostra alguns dados da classificação do titânio comercialmente puro com relação ao grau de pureza.

Quadro 4 – Composição nominal do titânio em diferentes graus de pureza.

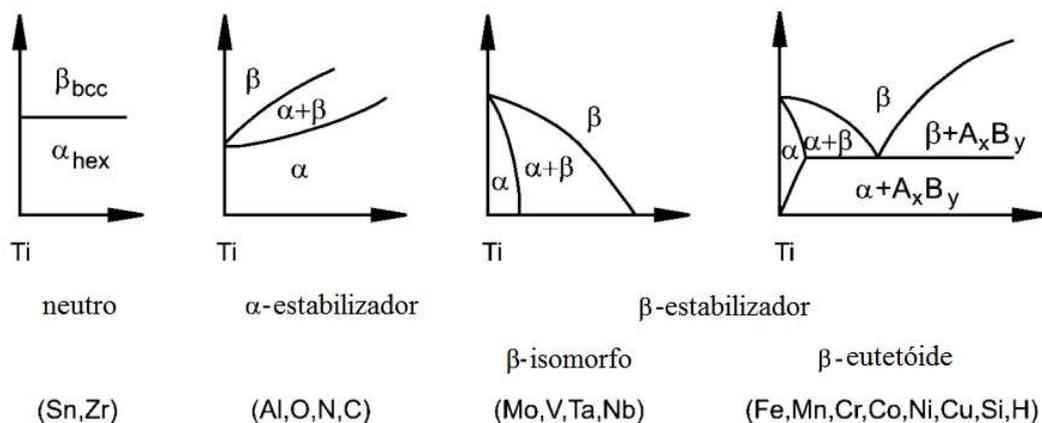
Descrição	Limite de Impurezas, % em peso (máx.)						Tensões	
	N	C	H	Fe	O	Outros	σ_{rup} (MPa)	σ_e (MPa)
ASTM Grau 1	0,03	0,08	0,02	0,2	0,18	-	240	170
ASTM Grau 2	0,03	0,08	0,02	0,3	0,25	-	340	280
ASTM Grau 3	0,05	0,08	0,02	0,3	0,35	-	450	380
ASTM Grau 4	0,05	0,08	0,02	0,5	0,4	-	550	480

Fonte: Leyens e Peters (2003).

3.1.4 Ligas de titânio

Como o titânio sofre uma transformação alotrópica, a modificação das fases α e β pode ocorrer através da adição de elementos de liga. Estes elementos de liga agem como estabilizadores das fases α e β deslocando a temperatura de transformação destas fases, também conhecida como β -*transus*. Os elementos estabilizantes aumentam ou diminuem a temperatura de transformação $\alpha - \beta$, estabilizando a microestrutura desejada na temperatura de trabalho. A Figura 5 ilustra os diagramas de diferentes elementos de liga na estabilização das fases α e β , o que faz com que também se altere as propriedades do material (LEYENS; PETERS, 2003).

Figura 5 – Influência dos elementos de liga no diagrama de fases para ligas de titânio.



Fonte: Adaptado de Leyens e Peters (2003).

Os elementos estabilizadores podem ser classificados como estabilizadores neutros, estabilizadores alfa e estabilizadores beta, onde este último ainda possui uma subdivisão entre isomorfo e eutetóide. O objetivo principal dos elementos estabilizadores é a alteração na

temperatura de transformação alotrópica do titânio. Quando a adição de elementos de liga não altera a curva β -*transus*, estes elementos são considerados neutros. Dentro deste grupo, os mais conhecidos são os elementos Zn e Sn (LEYENS; PETERS, 2003).

3.1.4.1 Estabilizadores alfa

Elementos classificados como estabilizadores α , aumentam a temperatura alotrópica da fase alfa para a fase beta onde o alumínio é o principal estabilizante da fase α , mas existem outros elementos como o gálio, germânio, carbono, oxigênio e nitrogênio.

O alumínio é um elemento substitucional, o que faz com que ocupe uma posição de rede. Ele aumenta a resistência à tração, a resistência à fluência e o módulo de elasticidade. O maior grau de reforço da liga por solução sólida atingida pela adição de alumínio é limitado a valores de 6% de Al. Acima deste teor ocorre a formação de Ti_3Al , que está associado à fragilização da liga, e está intimamente ligada ao teor de oxigênio encontrado. Por este motivo, emprega-se na indústria liga de titânio com teores de alumínio abaixo de 7%.

O estanho tem alto grau de solubilidade nas fases α e β e, às vezes, é adicionado juntamente com o alumínio para promover grandes aumentos da resistência mecânica por solução sólida, sem, no entanto, fragilizá-lo.

O carbono é outro elemento estabilizador α e este melhora o desempenho do material quanto à resistência mecânica e à fadiga. É considerado um elemento intersticial devido seu pequeno raio atômico e poder ocupar os interstícios.

3.1.4.1.1 Fase α'

A fase α' é uma estrutura supersaturada da fase α que é produto de um processo de transformação martensítica. Este processo de transformação ocorre sem difusão e por cisalhamento de planos atômicos, produto de um resfriamento rápido a partir de temperaturas acima da temperatura de início de formação da martensita (M_s). Esta fase apresenta a mesma composição da matriz com estrutura HC devido ao fato de ser produto de uma transformação sem difusão atômica e apresenta morfologias martensíticas em forma de agulhas e acicular (LOPES, 2009).

3.1.4.2 Estabilizadores beta

Os elementos descritos como estabilizadores β fazem com que a temperatura de transformação alotrópica diminua, aumentando o campo da fase β . Esses estabilizantes são classificados em outros dois grupos, β -isomorfos e β -eutetóides. O grupo β -isomorfo resulta da decomposição da fase β -isomorfa metaestável, conforme Figura 5. Fazem parte deste grupo os elementos como vanádio, molibdênio, tântalo e nióbio. No segundo grupo, β -eutetóide, estão inclusos os elementos como silício, manganês, cromo, ferro, cobalto, níquel e cobre, que formam ponto eutetóide, ou seja, existe a formação de compostos intermetálicos.

O molibdênio é considerado um importante estabilizador beta, pois confere à liga melhor temperabilidade e resistência mecânica em elevadas temperaturas em curto tempo de trabalho. Mas o molibdênio dificulta a soldabilidade da liga. Já o nióbio é um beta estabilizador que quando é adicionado à liga, melhora a resistência a oxidação em elevadas temperaturas. (BAESLACK, BECKER, 1984).

3.1.5 Classificação das ligas de titânio

A classificação das ligas de titânio é feita a partir da natureza de sua microestrutura e são encontradas como ligas α , ligas $\alpha + \beta$ (também conhecida como duplex) e ligas β , com subdivisões em quase- α , quase- β e β metaestável (BALAZIC et al., 2007; LEYENS; PETERS, 2003).

3.1.6 Ligas Alfa-Beta

As ligas de titânio $\alpha + \beta$ apresentam uma quantidade de estabilizadores β , o que faz com que a fase β seja representada por cerca de 10 a 30% na microestrutura e de 10 a 50% em volume. Pela própria classificação da liga, pode-se entender que a liga possui, a temperatura ambiente, tanto a fase α como fase β . Elas também são conhecidas como ligas duplex.

A caracterização das ligas $\alpha + \beta$ é feita pela obtenção de fase β retida após o resfriamento rápido (têmpera), porque a fase β apesar de possuir estrutura cristalina CCC, não apresenta maior ductilidade se for comparada com a fase α , pois, a estrutura cristalina HC permite a maclação, criando planos de deslizamento além dos planos basais. O titânio pode ser endurecido por solução sólida e por processamento térmico abaixo da linha β -transus. A liga possui grande resistência mecânica e sua dureza aumenta quando envelhecido entre 450-650 °C, onde ocorre nucleação de fase α e transformação da fase β .

Com relação às vantagens da utilização destas ligas, pode-se citar a maior capacidade de trabalho a frio comparada às ligas α e ligas β , e maior capacidade de endurecimento, mesmo em peças espessas, ou seja, uma melhor resistência mecânica devido a tratamentos térmicos ou processamentos termomecânicos que é ligeiramente superior que das ligas quase- α . Suas principais desvantagens são devido à presença de elementos substitucionais e intersticiais como estabilizantes das fases α e β , o que acarreta em uma maior densidade do material, assim como uma menor resistência a fluência e a precipitação martensítica a partir da fase metaestável, quando trabalhada a frio (LAHEURTE; EBERHARDT; PHILIPPE, 2005).

Uma liga $\alpha + \beta$ pode apresentar microestrutura com diferentes formas, variando de equiaxial a acicular ou alguma combinação das duas, isso vai depender do tipo de tratamento e da temperatura inicial de resfriamento. Quando é necessário aumento da resistência mecânica, existe a necessidade da realização de um rápido resfriamento a partir de elevadas temperaturas, na faixa de temperatura em que se encontram as fases $\alpha + \beta$, ou também pode se executar o resfriamento a partir de uma temperatura acima da temperatura β -transus. Além disso, este tratamento é acompanhado por um envelhecimento para produzir produtos com uma mistura de α e β . Ligas $\alpha + \beta$ com baixa concentração de estabilizantes β são altamente soldáveis, como é o caso da liga Ti-6Al-4V. As principais ligas nesta configuração são a liga Ti-6Al-6V-2Sn, Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo e Ti-6Al-4V.

3.1.6.1 Liga Ti-6Al-4V

De todas as ligas de titânio conhecidas atualmente, a mais utilizada em praticamente todos os processos seja em aviões, automóveis, plataformas petrolíferas, implantes médicos e odontológicos, é a liga de titânio com composição Ti-6Al-4V, ela apresenta uma densidade de $4,43 \text{ g/cm}^3$, de acordo com Leyens e Peters (2003) representa cerca de 50% da utilização, quando comparada com outras ligas de titânio. A liga possui alta resistência mecânica, alta resistência à propagação de trincas e ainda conta com a versatilidade de poder ser submetida a diversos processos de deformação para fabricação de peças. Através do Quadro 5, pode observar a composição química da liga.

Quadro 5 – Composição química da liga de titânio Ti-6Al-4V.

Composição Química – Ti-6Al-4V							
N (% máx)	C (% máx)	H (% máx)	Fe (% máx)	O (% máx)	Al %	V %	Ti %
0,05	0,08	0,015	0,40	0,20	5,5 - 6,8	3,5 – 4,5	Balanço

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

Consta no Quadro 6 algumas das principais propriedades mecânicas do material em questão.

Quadro 6 – Principais características da liga de titânio Ti-6Al-4V.

Propriedades da Liga Ti-6Al-4V	
T_{β} [°C]	995
Dureza [HV]	300-400
E [GPa]	110-140
σ_e [MPa]	800-1100
σ_{rup} [MPa]	900-1200
%EI	13-16

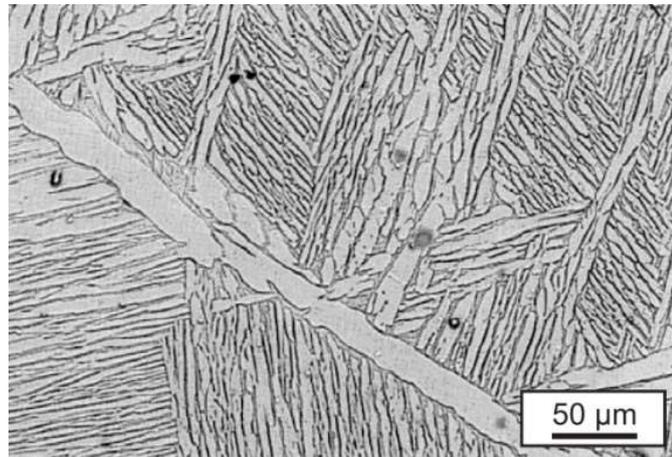
Fonte: Leyens e Peters (2003).

Esta liga é classificada como uma liga $\alpha + \beta$ porque possui a presença da fase α e da fase β a temperatura ambiente. O alumínio é o estabilizador da fase α e possui cerca de 6% em peso, enquanto o vanádio é o estabilizador da fase β possuindo cerca de 4% em peso. Ainda nesta liga pode ocorrer a presença de mais elementos em pequenas quantidades para aperfeiçoar algumas propriedades mecânicas, assim como o tratamento térmico que é de extrema importância para a formação da microestrutura desejada.

A produção de titânio é cerca de 80% voltada para a indústria aeroespacial e aviação, onde de 75-85% do consumo de todas as ligas de titânio é da liga Ti-6Al-4V. Data de 1954 o desenvolvimento da liga em questão e foi ocorrido nos Estados Unidos e, dentre suas propriedades, pode-se destacar a resistência à corrosão, soldabilidade, biocompatibilidade, resistência mecânica, plasticidade, dureza, conformabilidade, o que, portanto, pode ser forjada e usinada, além de possuir boas propriedades em temperaturas elevadas, elevada resistência à fadiga, excelente relação peso/resistência e seu limite de ruptura é aproximadamente duas vezes maior quando comparado ao titânio puro (CHUNXIANG et al., 2010; LEYENS, PETERS, 2003).

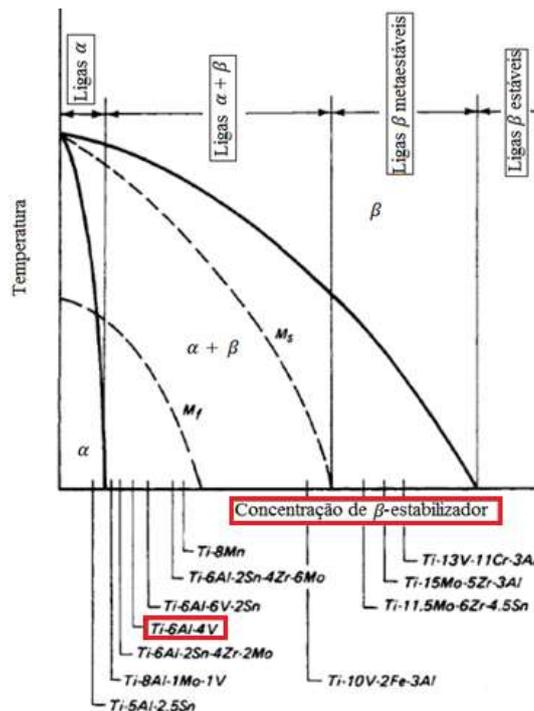
Todas as propriedades estão intimamente relacionadas com a microestrutura da liga, podendo ser encontradas com diferentes configurações, como lamelar, equiaxial ou bimodal (JARDINI et al., 2014; RAMOSOEU, 2010). A Figura 6 ilustra uma micrografia lamelar da liga Ti-6Al-4V e na sequência a Figura 7 mostra uma representação das composições químicas das ligas de titânio mais comuns e sua classificação de acordo com o favorecimento das fases α e β .

Figura 6 – Micrografia lamelar da liga de titânio Ti-6Al-4V.



Fonte: Leyens e Peters (2003).

Figura 7 – Comparativo de algumas ligas de titânio em função da adição de β estabilizador isomorfo.



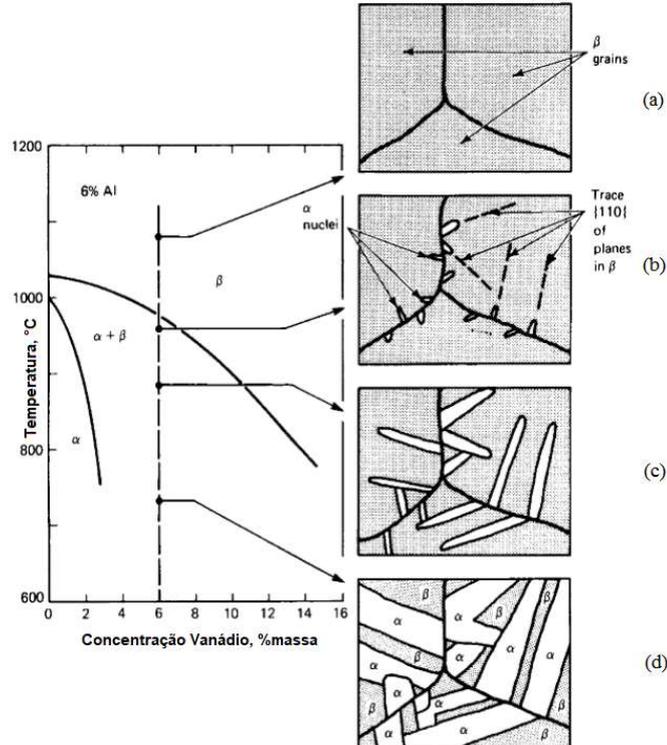
Fonte: Adaptado de Donachie (1988).

Na Figura 7 é representada pelo eixo das abscissas a concentração de estabilizantes β e no eixo das ordenadas está referenciada a temperatura. A linha “Ms” representa o início da transformação martensítica e “Mf” representa o fim da transformação martensítica induzidas por altas taxas de resfriamento.

3.1.6.2 Desenvolvimento da microestrutura na liga Ti-6Al-4V

De acordo com o tratamento térmico ou processamento termomecânico realizado na liga, pode-se obter diversas formas de microestruturas e tamanho de grão, o que influenciará nas propriedades mecânicas da liga. Por ser uma liga com as fases $\alpha + \beta$, as modificações microestruturais da liga Ti-6Al-4V são produzidas somente por meio da transformação da fase α para a fase β . A microestrutura resultante desta transformação é função de como as alterações subsequentes nas fases α e β ocorrem. A evolução microestrutural a partir da região β pode ser verificada através da Figura 8.

Figura 8 – Formação das microestruturas resultantes em temperaturas intermediárias da liga Ti-6Al-4V mediante resfriamento moderado a partir de uma temperatura acima de β -transus.



Fonte: adaptado de Cabestré (2013) e Donachie (1988).

Realizando uma análise a partir da Figura 8, pode-se verificar que após o resfriamento (d) as regiões mais escuras representam a fase β residual entre as placas da fase α formada. A

fase α é desenvolvida de acordo com uma relação cristalográfica específica em relação à fase β da qual se origina partindo do contorno de grão (nucleação e crescimento) e, por isso, desenvolve-se em placas ou ripas. A morfologia resultante da microestrutura que se forma, na qual placas de α são separadas pela fase β , é conhecida como estrutura de Widmanstätten (CABESTRÉ, 2013; DONACHIE, 1988).

O entendimento e o controle do desenvolvimento das microestruturas são de extrema importância para determinação das propriedades das ligas, no caso das ligas de titânio elas podem ser equiaxiais, bimodal ou lamelar.

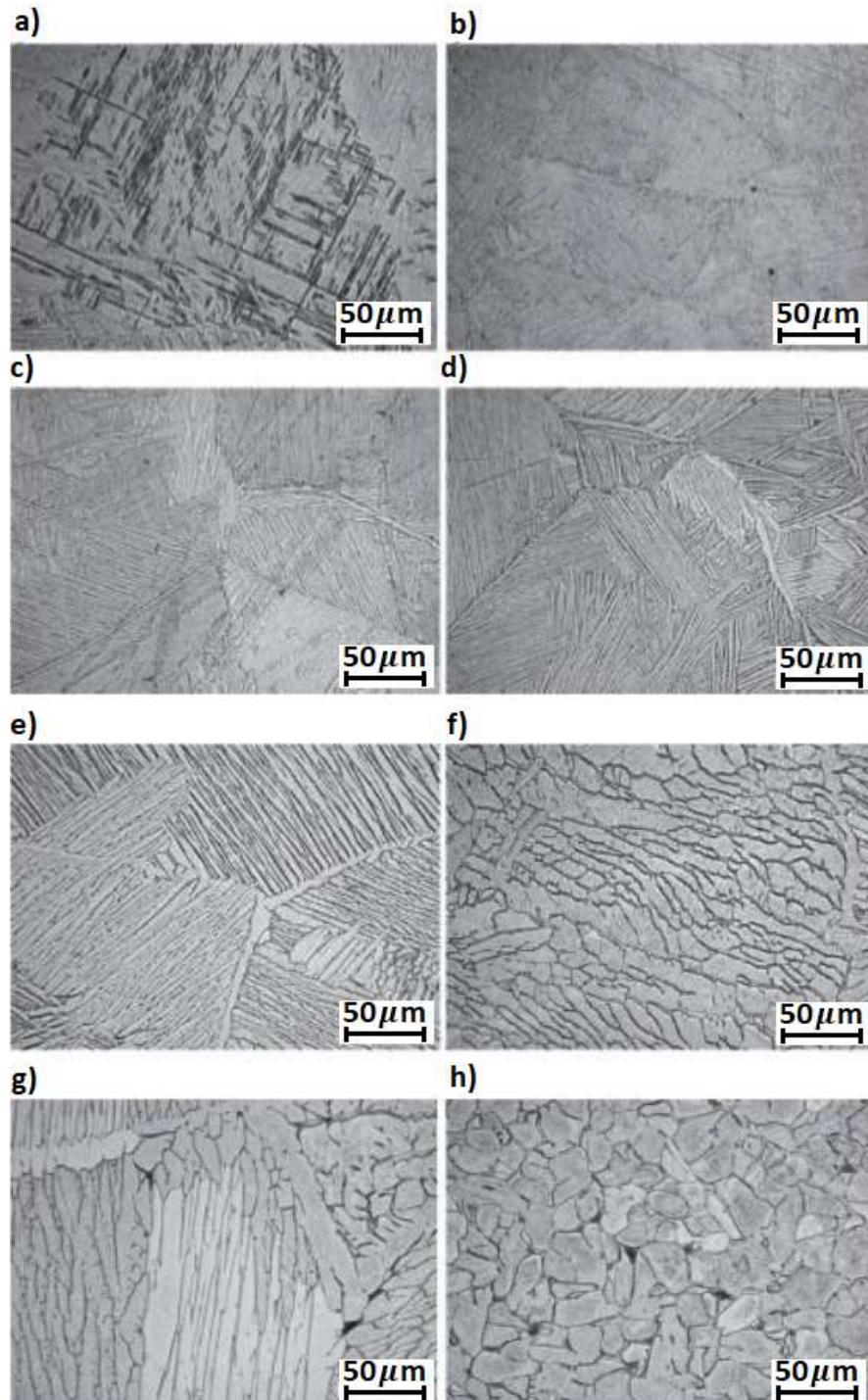
Uma microestrutura bimodal possui algumas vantagens como limite de escoamento, limite de resistência à tração, resistência à fadiga e ductilidade. Já uma microestrutura lamelar tem características de possuir alta resistência à propagação de trincas por fadiga e alta tenacidade à fratura. Para uma microestrutura lamelar, alguns critérios devem ser observados partindo como base a Figura 8, como o tamanho do grão da fase β , tamanho das colônias da fase α lamelar, espessura das lamelas α e a natureza da interface α/β (CABESTRÉ, 2013; FILIP et al., 2002).

3.1.6.3 Correlação entre microestrutura, taxas de resfriamento e propriedades mecânicas.

A formação de diferentes tipos de microestrutura está intimamente ligada a taxa de resfriamento aplicada na liga, o que reflete em suas propriedades mecânicas. Para uma microestrutura lamelar o tamanho das colônias da fase α ocorre a partir da taxa de resfriamento após o tratamento térmico na fase β , aos quais são dependentes do tamanho dos grãos de β . Quando se aumenta a taxa de resfriamento ocorre a diminuição do tamanho das colônias α e conseqüentemente da ductilidade, porém seu limite de escoamento aumenta (LÜTJERING; WILLIAMS, 2010).

Podem-se adquirir estruturas equiaxiais quando essas ligas são trabalhadas na faixa de temperatura da fase $\alpha + \beta$ e resfriadas lentamente ao ar até baixas temperaturas. Já para obter uma microestrutura em formato acicular deve submeter à liga a um tratamento térmico com resfriamento rápido (têmpera) acima da temperatura β -transus, pois nessa temperatura a microestrutura será 100% fase β (LEYENS; PETERS, 2003). A Figura 9 mostra diferentes microestruturas conseguidas a partir de diferentes taxas de resfriamento para a mesma liga a partir da temperatura inicial de 1020 °C.

Figura 9 – Micrografias ópticas da liga Ti-6Al-4V resfriadas a partir de 1020 °C. a) 23,1 °C/s; b) 7,3 °C/s; c) 2,5 °C/s; d) 0,94 °C/s; e) 0,065 °C/s; f) 0,030 °C/s; g) 0,015 °C/s; h) 0,012 °C/s.



Fonte: Adaptado de Dabrowski (2011).

Analisando a Figura 9, pode-se constatar vários tipos de microestruturas, para a taxa de resfriamento de 23,1°C/s (a) ocorre uma transformação com ausência de difusão, resultando em estrutura martensítica. Ainda é notado a martensita entre as lamelas da fase α

para a taxa de resfriamento de $7,3^{\circ}\text{C/s}$ (b). As típicas colônias de Widmanstätten crescem dos contornos de β em direção ao centro para a taxa de $2,5^{\circ}\text{C/s}$ (c). Entre as taxas de resfriamento de $0,94^{\circ}\text{C/s}$ (d) e $0,065^{\circ}\text{C/s}$ (e) ocorre o engrossamento da estrutura de Widmanstätten. Para a taxa de resfriamento de $0,030^{\circ}\text{C/s}$ (f) ou inferior, as lamelas de α desenvolvem uma estrutura granular com o acompanhamento de crescimento de grão (DABROWSKI, 2011).

No caso da liga Ti-6Al-4V existem alguns tratamentos térmicos que são habitualmente utilizados para conseguir a microestrutura desejada, e conseqüentemente conseguir as propriedades desejadas para o projeto.

A microestrutura controla as propriedades mecânicas, a resistência à fadiga e a tenacidade à fratura. Assim como já dito, a microestrutura da liga pode ser equiaxial, bimodal ou lamelar. Uma microestrutura bimodal é conhecida por ter vantagens em relação ao limite de escoamento, limite de resistência à tração, ductilidade e resistência à fadiga. Uma microestrutura totalmente lamelar é caracterizada por ter alta resistência à propagação de trincas por fadiga e alta tenacidade à fratura. Os parâmetros importantes para uma estrutura lamelar em relação às propriedades mecânicas são o tamanho dos grãos β , tamanho das colônias da fase α lamelar, espessura das lamelas α e a natureza da interface α / β (FILIP et al, 2002).

O parâmetro microestrutural mais influente nas propriedades mecânicas de uma microestrutura lamelar é o tamanho das colônias da fase α , resultante da taxa de resfriamento após o tratamento térmico na fase β e que, por sua vez, é limitado pelo tamanho de grão de β . Com o aumento na taxa de resfriamento o tamanho das colônias α e a ductilidade diminuem, enquanto que o limite de escoamento aumenta. Um aumento importante no limite de escoamento é observado na estrutura martensítica. A ductilidade atinge um valor máximo e então sofre um decaimento abrupto para altas taxas de resfriamento (LÜTJERING; WILLIAMS, 2010).

3.2 PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER

O processo de soldagem a laser (LBW – *Laser Beam Welding*) tem obtido um grande destaque na indústria metal-mecânica em operações de soldagem, corte e gravações em materiais metálicos, mas principalmente este destaque vem nas indústrias de alta tecnologia, onde requerem principalmente alta qualidade. Isto é devido às excelentes propriedades do processo de soldagem como a automação, alta qualidade da solda, baixa zona termicamente afetada (ZTA), precisão dimensional em peças de baixa espessura, entre outras características que são abordadas (MARQUES; MODENESE; BRACARENSE, 2014).

É de grande importância a compreensão do funcionamento deste processo de soldagem para que possa ser realizada uma análise mais precisa dos resultados obtidos, pois a entrega de energia ao material está intimamente ligada à taxa de resfriamento do mesmo, alterando a microestrutura final.

3.2.1 Histórico e fundamentos do laser

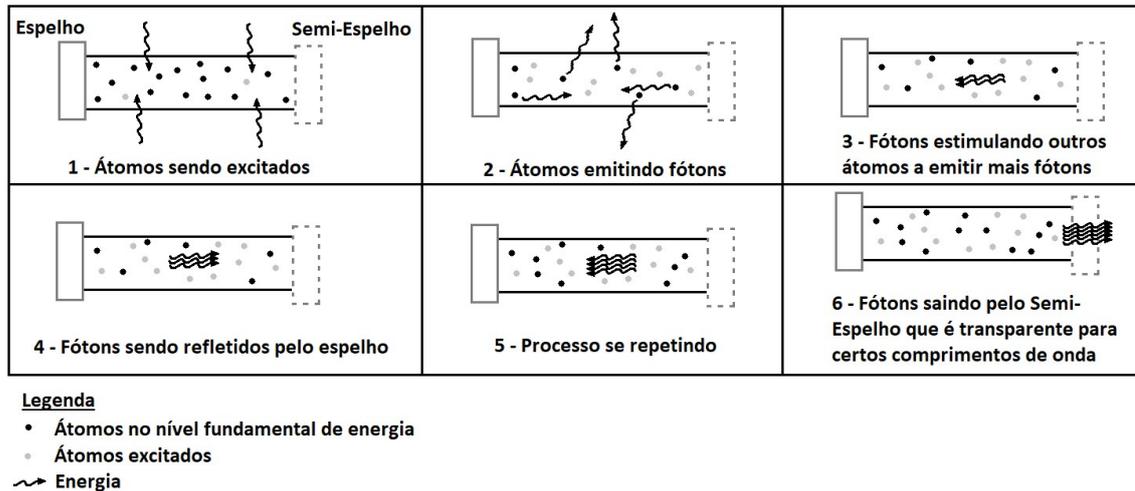
A palavra de origem inglesa, *LASER*, é uma sigla utilizada como redução literal da expressão “*light amplification by stimulated emission of radiation*” que significa, “amplificação da luz por emissão estimulada de radiação”. Em 1917, Albert Einstein foi o pioneiro no estudo dos fenômenos físicos envolvidos pela emissão espontânea e estimulada pela luz. Porém, a utilização da mesma veio somente após alguns anos quando Charles Townes e seus colaboradores, criaram um equipamento, chamado de *maser* (*microwave amplification through stimulated emission of radiation*), “amplificação de micro-ondas por emissão estimulada de radiação”, um dispositivo parecido com o *laser*, que produz micro-ondas, ao invés de luz visível, capaz de utilizar esta emissão de luz de forma amplificada, porém, de forma não contínua (READY, 1997).

Em 1960, Theodore Harold Maiman produziu o primeiro laser para área médica a partir de um cristal sintético de rubi como meio para geração (meio ativo), no estado sólido, onde produziu espectros com comprimento de onda de 694,3 nm (READY, 1997).

A radiação laser surge quando um átomo ou molécula de um material fluorescente recebe energia de uma fonte externa (energia elétrica ou luminosa), excitando-o, ou seja, elevando sua energia e deixando em um estado excitado. Para retornar ao seu estado fundamental, o elétron libera esta energia recebida na forma de fóton. Este processo de

emissão de fóton, pode ser repetido e estes podem se refletir dentro de uma cavidade resultando em uma sequência de emissão de fótons, portanto uma amplificação de emissão de fótons, conforme ilustra a Figura 10 (MARQUES; MODENESE; BRACARENSE, 2014).

Figura 10 – Ilustração da produção de fótons Laser.

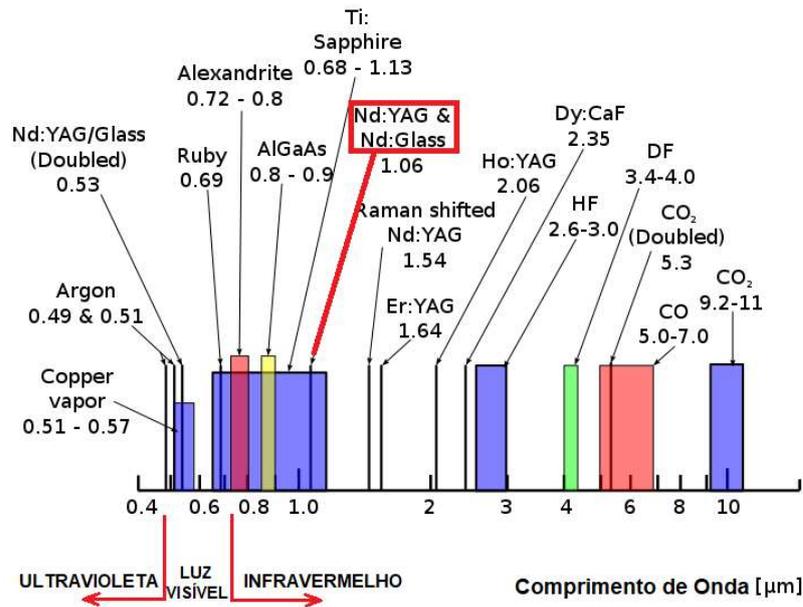


Fonte: Adaptado de Marques, Modenese e Bracarense (2014).

O laser possui algumas propriedades específicas, como a monocromaticidade, isto é, os fótons possuem o mesmo comprimento de onda e energia; e a coerência, que ocorre quando o fóton emitido pelo átomo possui a mesma fase do fóton que promoveu a emissão, com estas propriedades e este processo ocorrendo através de um efeito cascata, o feixe gerado terá alta energia de luz coerente e direcional (WAINER; BRANDI; MELLO, 2004).

Existem diversos tipos de lasers, mas de acordo com Katayama (2013) os lasers mais utilizados na indústria são os lasers que utilizam como meio ativo uma mistura gasosa contendo gás carbônico (CO_2) e os gerados por um cristal artificial de neodímio dopado com ítrio e alumínio (Nd:YAG – *Neodymium – Yttrium Aluminium Garnet*) no estado sólido, onde a diferença entre eles é o comprimento de onda, que para o CO_2 é $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ e para o cristal Nd:YAG é $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$ (LIU, et al. 2013). Na Figura 11 pode-se observar e comparar o comprimento de onda de cada um dos meios ativos.

Figura 11 – Faixa de espectro eletromagnético com diferentes tipos de lasers.



Fonte: Adaptado de Wikipedia (2008).

O comprimento de onda (λ) é um fator limitante para cada tipo de processo, pois cada material apresenta uma propriedade e a absorção da radiação eletromagnética varia entre diversos comprimentos de onda. Para materiais metálicos, geralmente o processo se torna mais eficiente com comprimentos de ondas mais curtas, pois a refletividade aumenta e a energia de radiação diminui com o aumento do comprimento de onda (STEEN; MAZUMDER, 2010).

O processo de soldagem a laser é um processo caracterizado pela fusão localizada do material devido a um bombardeamento de um feixe de luz concentrada com alta intensidade. Este processo é tão intenso que é capaz de vaporizar parte do material onde o feixe incide, causando um furo, chamado de *keyhole*, que irá penetrar profundamente no material. Devido às características do laser, ou seja, uma quantidade de energia alta e concentrada sendo aplicada em pequenos locais, o volume de material afetado pelo calor da soldagem é pequeno (MARQUES; MODENESE; BRACARENSE, 2014).

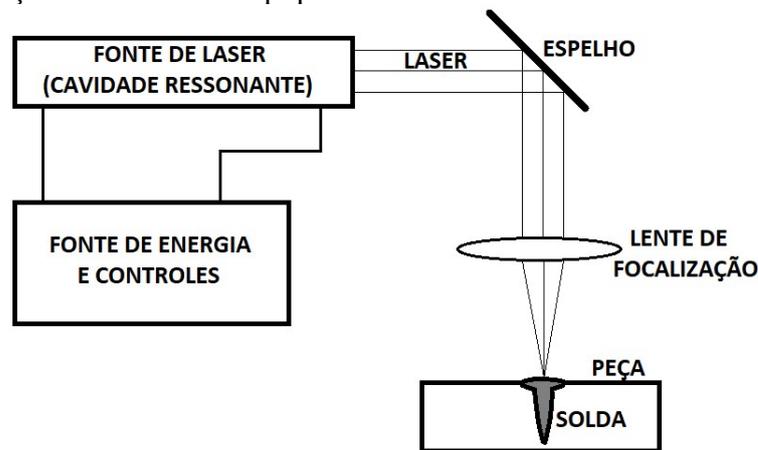
3.2.2 Processo de soldagem a laser

Para a realização do processo de soldagem a laser, são necessários alguns equipamentos básicos, como:

- Fonte de Energia: equipamento para alimentação de energia externa, onde será necessário para a estimulação do meio ativo.
- Fonte do Laser: pode ser chamada de “cavidade ressonante”, onde ocorre a amplificação da radiação.
- Espelhos e Lentes: localizado na tocha de soldagem, são responsáveis por direcionar e focalizar o feixe de laser.

Na cavidade ressonante é localizado o meio ativo, que possui dois espelhos, que foi explanado e ilustrado na Figura 10 e é responsável, portanto, pela amplificação do feixe de laser. Um espelho é totalmente reflexivo e o outro possui um pequeno orifício central (cerca de 1% da área do espelho) que é responsável pelo direcionamento do feixe já amplificado para uma fibra óptica (MARQUES; MODENESE; BRACARENSE, 2014). A Figura 12 possui uma ilustração básica de como é o funcionamento completo de um equipamento a laser de acordo com cada equipamento básico.

Figura 12 – Ilustração básica de um equipamento a laser.



Fonte: Adaptado de Marques, Modenese e Bracarense (2014).

De acordo com Marques, Modenese e Bracarense (2014), existem algumas variáveis do processo de soldagem a laser que deveram ser tomados cuidados na escolha como:

- Energia do feixe;
- Distância focal;
- Velocidade de soldagem;
- Refletividade das peças;
- Duração do pulso (no caso de equipamento a laser pulsado).

O processo de soldagem a laser pode ser classificado de acordo com diversos grupos, como com relação ao meio ativo utilizado, forma de excitação do meio ativo, a técnica utilizada na soldagem, forma como o feixe incidirá sobre o material, entre outros. Caberá aqui enunciar apenas o processo de soldagem utilizado no projeto de pesquisa, ou seja, um processo de soldagem a laser que utiliza como meio ativo o cristal artificial de Nd:YAG, onde o mesmo é excitado de forma pulsada com luz de xenônio, sem adição de material (autógeno).

Neste processo, o mais comum é a não utilização de material de adição, ou seja, na condição autógena, porém pode ser introduzido material de adição como em peças de grandes dimensões e também para compensar algum afundamento ocorrido na poça de fusão (MARQUES; MODENESE; BRACARENSE, 2014).

Atualmente o processo de soldagem a laser é fundamental para as indústrias, principalmente automobilística, aeronáutica e aeroespacial, pois o processo é muito versátil, permitindo uma excelente qualidade de solda com alta velocidade e sem intermédio de operador, de acordo com Melo (2007) as vantagens do processo de soldagem a laser são:

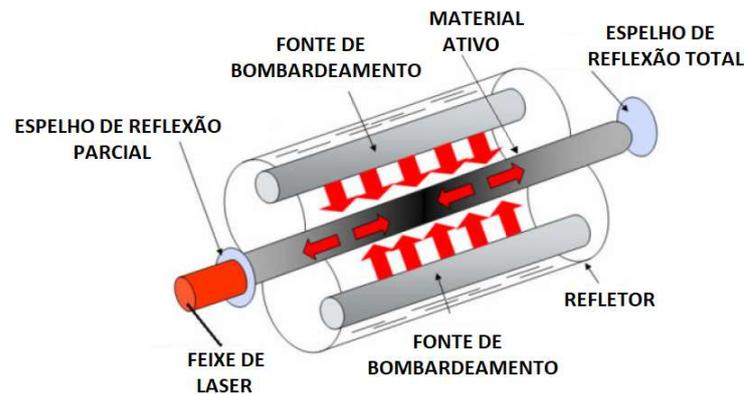
- Fácil automação;
- Redução da intervenção de operador e soldador;
- Excelente acabamento do cordão de solda;
- Alta velocidade de soldagem;
- Baixa Zona Termicamente Afetada (ZTA);
- Baixas distorções;
- Sem aterramento;
- Não é influenciado por campos magnéticos;
- Não é gerado Raio-X.

3.2.2.1 Laser Nd:YAG

Para que se possa entender o laser Nd:YAG é necessário entender o processo como um todo a partir da excitação do meio ativo, que neste caso é o Nd:YAG. Foi visto que para geração do laser são necessários alguns equipamentos básicos, como a fonte de laser.

Na fonte de laser, onde o laser é gerado, existem alguns elementos que fazem com que o processo tenha sucesso, como o material ativo, uma fonte de bombardeamento e uma cavidade ressonante na Figura 13 pode-se ter uma noção mais exata do enunciado acima.

Figura 13 – Ilustração do funcionamento de uma fonte de laser com seus componentes.



Fonte: Adaptado de Kavamura (2007).

O meio ativo é material que será excitado para geração de laser, este pode ser gasoso, líquido ou sólido. No caso do estado sólido, o material mais utilizado é um cristal artificial transparente usinado em forma cilíndrica de neodímio dopado com ítrio e alumínio Nd:YAG. Para a excitação do mesmo é utilizado uma lâmpada de xenônio ou kriptônio emitindo um sinal intermitente (pulsado) como flash de luz que resulta em um laser pulsado, também pode ser usado na forma de emissão contínua, conhecido este processo então como fonte de bombardeamento (KAVAMURA, 2007).

A cavidade ressonante engloba tanto o meio ativo como a fonte de bombardeamento, e é composta por uma carcaça refletora e dois espelhos dispostos perpendicularmente ao eixo da barra (meio ativo), situados uma em cada lado do meio ativo. Um destes espelhos é totalmente refletor e o outro é semi-refletor, fazendo com que o feixe de radiação laser gerado possa sair da cavidade ressonante (KAVAMURA, 2007).

De acordo com Wetter e Rossi (2000), o laser Nd:YAG já é comercializado há mais de 30 anos e é umas das fontes de laser mais versáteis que são utilizadas no processamento de materiais atualmente. A relativa robustez e compactação, e a possibilidade de produzir luz com espectro de 1,06 nm para ser transmitida via fibra ótica de quartzo para a peça de trabalho, são duas importantes características que contribuem para o seu sucesso do processo. Inicialmente, quando comercializados, os lasers Nd:YAG, operavam principalmente no modo pulsado, onde devido aos altos picos de potência e eram usados nos processos de furação, corte e marcação. Este laser pulsado também pode ser utilizado na soldagem de uma ampla faixa de materiais, principalmente em materiais de pequena espessura. O laser sólido dopado com YAG gera potências da ordem de 3 kW.

Quando se utiliza uma alta potência, ocorre um acúmulo de calor no cristal provocando um gradiente de temperatura em torno do diâmetro do material, o que induz mudança no índice de refração que provoca uma diminuição de desempenho óptico do laser, para isso é acoplado ao equipamento um trocador de calor (MELO, 2007).

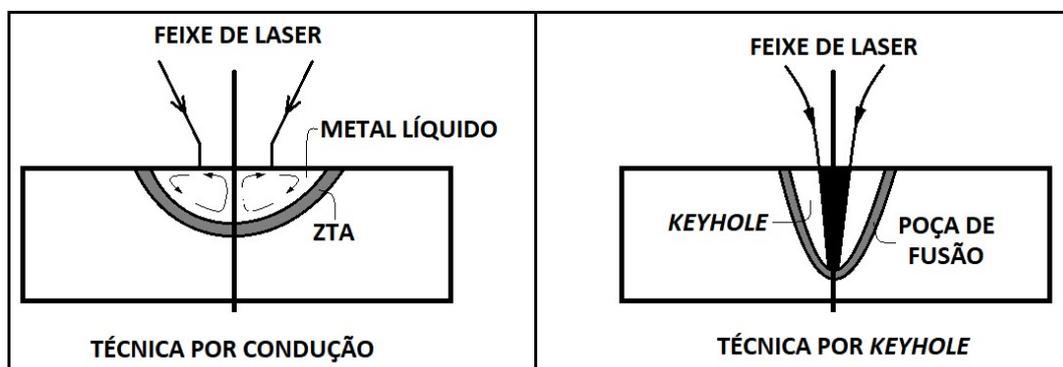
3.2.2.2 Técnicas de soldagem

Existem duas técnicas de soldagem utilizando o laser como processo, a soldagem por condução e por *keyhole* (ou furo).

Na técnica por condução ocorre a fusão do material, mas sem que haja vaporização do mesmo, portanto a energia utilizada para fundir o material é absorvida pelo material e transferida para a raiz da solda pelo processo de transferência de calor por condução. A técnica não possui pressão de vaporização suficiente para deslocar a poça de fusão, uma vez que o feixe de laser não penetra no material, gerando maior estabilidade ao processo o que resulta em menos descontinuidades (WETTER; ROSSI, 2000).

Na técnica por *keyhole*, também chamada de técnica por penetração, consiste em uma densidade de energia muito alta, fazendo com que o material além de se fundir, vaporize-se. A temperatura dentro do furo pode ser extremamente alta, tornando a técnica do *keyhole* muito eficiente, pois o calor em forma radial para fora, formando uma região fundida em torno do vapor. A medida que o feixe de laser se move, o metal fundido preenche o espaço atrás do furo e se solidifica, formando a solda (MARQUES; MODENESE; BRACARENSE, 2014). Na Figura 14 pode-se observar uma comparação entre as duas técnicas descritas.

Figura 14 – Técnica de soldagem por condução e por *keyhole*.



Fonte: Adaptado de Steen e Mazumder (2010).

3.2.2.3 Modos de soldagem

Os equipamentos a laser podem operar tanto em modo contínuo ou modo pulsado, no modo contínuo o feixe de laser produz uma poça de fusão regular e contínua, ainda que o metal líquido da poça de fusão é mais estável produzindo menos ou nenhum respingo, o que resultará em uma solda com menor incidência de descontinuidades.

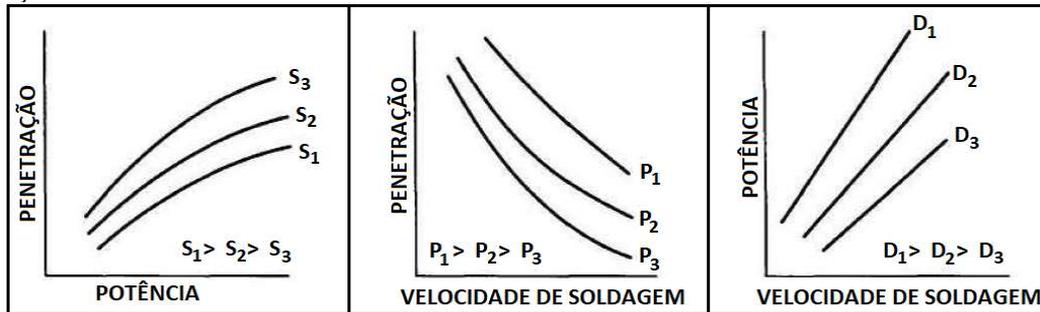
No modo pulsado, o laser é capaz de produzir potência de pico muito alta com curta duração, fazendo com que permita soldar uma variedade maior de materiais do que no modo contínuo. Sua principal característica é a produção de cordões de solda com taxas de resfriamento extremamente altas, zona termicamente afetada minimizada e baixa entrega térmica, o que torna este modo excelente para soldar peças de pequenas espessuras.

3.2.2.4 Parâmetros de soldagem a laser

Assim como qualquer outro processo de soldagem, o processo a laser possui vários parâmetros que podem ser alterados, seja para ajustar o equipamento em função de determinado material ou para obter diferentes propriedades em um material, com a alteração de sua microestrutura. Para isso, existe uma norma criada pela AWS (*American Welding Society* – Sociedade Americana de Soldagem) com o intuito de ajustar determinados parâmetros, através da norma AWS C7.2: 1998 seção 9, no caso para processo de soldagem a laser.

Para soldagem a laser no modo pulsado ou contínuo alguns parâmetros são comuns como: potência do laser, velocidade de soldagem, comprimento focal, posição e tipo de foco (focalização), ângulo de incidência do feixe, fluxo e posicionamento do gás de proteção, assim como sua composição, difusidade térmica, tensão superficial. Ainda para o modo pulsado, outros parâmetros ainda influem no cordão de solda, como: potência de pico, duração do pulso, frequência do pulso e sobreposição de pulsos (AWS C7.2:1998). Através da Figura 16, nota-se a influência de alguns destes parâmetros.

Figura 15 – Relação entre parâmetros: (P) Potência; (S) Velocidade de Soldagem e (D) Penetração.



Fonte: American Welding Society C7.2 (1998).

Apesar de existir uma normatização para determinados casos, é o estudo de uma melhor combinação para cada caso que proporcionará uma melhor condição de soldagem. Para este tipo de estudo, há o envolvimento de corte da seção transversal para análise e as principais características obtidas são a geometria do cordão de solda (largura e profundidade de penetração), propriedades metalúrgicas e microestruturais (MELO, 2007).

Se altas potências são geradas em curtas durações de pulso, o parâmetro a ser controlado é a potência de pico, este parâmetro é importante quando a difusividade térmica do material influencia, pois se o material apresenta alta difusão térmica, é necessária alta potência de pico com curtas durações conseguindo o máximo de penetração (MELO, 2007).

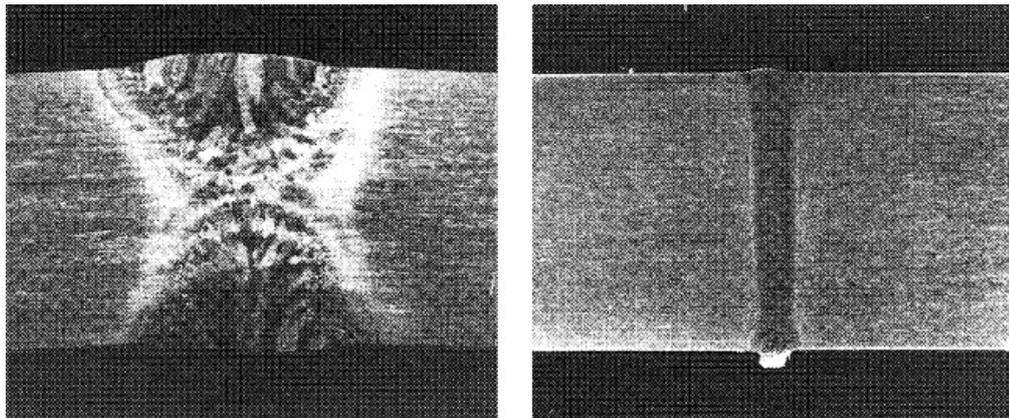
Para um cordão de solda com qualidade, é necessário que o mesmo não apresente discontinuidades, e uma delas é a continuidade do cordão de solda, sem que haja vazios. Para evitar este problema é fundamental realizar a sobreposição dos pulsos (JIN; ZHANG, 2003). Esta sobreposição é influenciada pela energia, frequência de pulso e a velocidade de soldagem o que pode ser mensurada.

3.2.3 Soldagem a laser no titânio

O titânio comercialmente puro e a maioria das ligas de titânio industriais são facilmente soldáveis. Por fusão, resistência, feixe de elétrons, laser e técnicas de soldagem por pressão podem ser praticados para produzir juntas soldadas. No processo de soldagem, quando o metal é fundido, existe o contato com gases reativos, incluindo o oxigênio e o nitrogênio, portanto alguns cuidados devem ser tomados. Geralmente, tem de ser proporcionado um ambiente limpo para evitar uma fragilização do material. Duas abordagens principais são seguidas para evitar contaminação do metal fundido. Em uma delas, todas as

peças metálicas expostas a temperaturas superiores a 250-400 °C são protegidas por uma proteção de gás inerte. No outro caso, todo o componente é colocado em uma câmara de vácuo, que é preenchida com um gás inerte (LEYENS; PETERS, 2003). Na Figura 16 é mostrada a diferença entre soldagem TIG e a soldagem por feixe de elétrons (EBW – *Electron Beam Welding*) em uma liga de titânio (Ti-6Al-4V).

Figura 16 – Comparação entre soldagem TIG e EBW, ambos na liga Ti-6Al-4V.



Fonte: Leyens e Peters (2003).

Com o recozimento do titânio é possível ocorrer à formação de microestrutura com grãos equiaxiais. No entanto, se ocorrer resfriamento brusco podem ser formadas fases metaestáveis, como a martensita, placas de Widmanstätten ou estrutura acicular. Quando um material é soldado, uma pequena porção de metal é fundida e rapidamente resfriado, nesta porção pode resultar a formação de várias microestruturas devido a um ambiente em que se encontra com impurezas como o oxigênio, nitrogênio, hidrogênio entre outros elementos. Como os átomos destes elementos são pequenos, eles possuem a capacidade de difundirem e ocuparem interstícios da estrutura cristalina, impedindo a movimentação das discordâncias, aumentando a dureza e resistência mecânica, podendo também, induzir a fragilização da junta soldada. Para evitar estes danos utiliza-se gás de proteção para impedir a degradação da microestrutura (MELO, 2007).

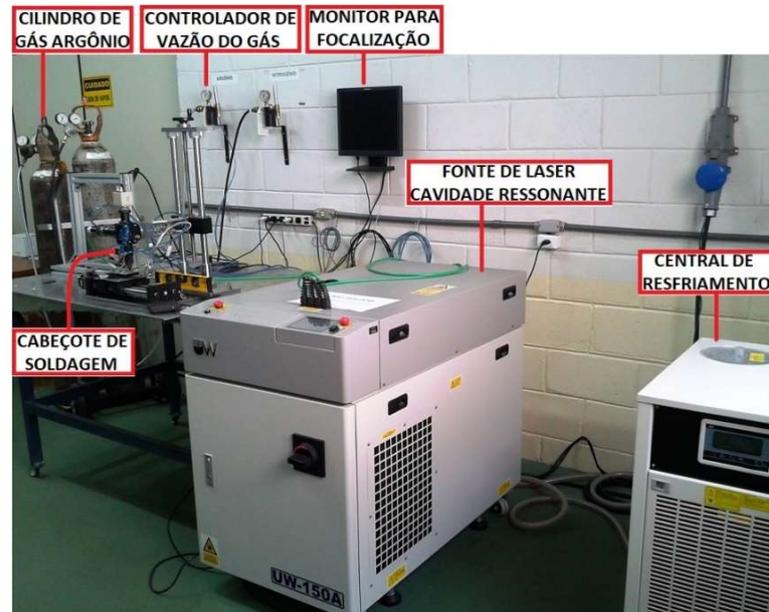
4 MATERIAIS E MÉTODOS

A presente pesquisa foi desenvolvida nos laboratórios da área de Materiais e Processos de Fabricação e no Laboratório de Soldagem da UNESP – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Campus de Ilha Solteira, SP.

A pesquisa foi desenvolvida a partir de uma chapa da liga de titânio Ti-6Al-4V com espessura de 1,44 milímetros, adquirida pelo Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP, campus de Ilha Solteira. A partir desta chapa, foram retirados corpos de prova para realização da soldagem e seus respectivos ensaios.

O processo de soldagem foi realizado no Laboratório de Soldagem (LABSOL), no Departamento de Engenharia Mecânica da FEIS UNESP. O processo de soldagem utilizado, foi o processo de soldagem a laser de estado sólido Nd:YAG, na condição autógena, no modo pulsado, utilizando o gás argônio como gás de proteção, sendo realizada a solda em um primeiro momento apenas em um lado da chapa para obter valores de geometria do cordão, microestrutura da zona fundida e microdureza, em um segundo momento a soldagem foi realizada nos dois lados da chapa para realização do ensaio de tração. A soldagem foi realizada de forma automatizada, através de uma mesa que se desloca uniformemente de forma transversal controlada pelo Microcontrolador Arduino com velocidade fixada para todos os ensaios em 1 mm/s. Para a realização da soldagem foi utilizado o gás argônio como atmosfera protetora, em uma vazão de 20 l/min. O equipamento de soldagem utilizado é da empresa “United Winners”, modelo UW 150A com características demonstradas no Quadro 7 e o equipamento mostrado na Figura 17.

Figura 17 – Equipamento de solda a laser UW 150A pertencente à FEIS/UNESP.



Fonte: Próprio autor.

Quadro 7 – Especificação técnica do equipamento de solda a laser UW 150A.

Laser	Modelo	150 A
	Saída Máxima do Laser	150 W
	Máxima Energia de um pulso	80 J
	Largura do Pulso	30 ms
	Frequência de Repetição de Pulso	100 pps
	Comprimento de Onda do Laser	1.064 μm
	Potência de Pico	7 kW
	Tipo do Laser	Cristal Sólido - Nd:YAG
	Luz de Orientação	Laser de Diodo Vermelho e Câmera CCD
Potência	Potência de Entrada	3 Fases AC 400 V +10%,-15%, 50/60 Hz
	Corrente Máxima de Entrada	25 A
	Consumo Máximo de Potência	6 kVA
Chiller	Modo de Arrefecimento	Água fria
	Temperatura de Trabalho	5 a 30 °C

Fonte: Adaptado do Manual do Usuário do equipamento UW 150A (2010).

Para avaliar a influência do aporte térmico, as chapas foram posicionadas em junta de topo, sem abertura de raiz. Estas foram soldadas com feixe de diâmetro de 0,2 mm e ângulo de 90°. As medidas mantidas fixas foram a potência de pico, fixada em 2,0 kW, frequência,

em 9 Hz e velocidade de soldagem em 1,0 mm/s. Já a largura temporal (t_p) foi variada, em consequência, a energia do pulso (E_p) e o aporte térmico, foram variados. Os corpos de prova foram numerados de acordo com os parâmetros citados, conforme mostra Quadro 8.

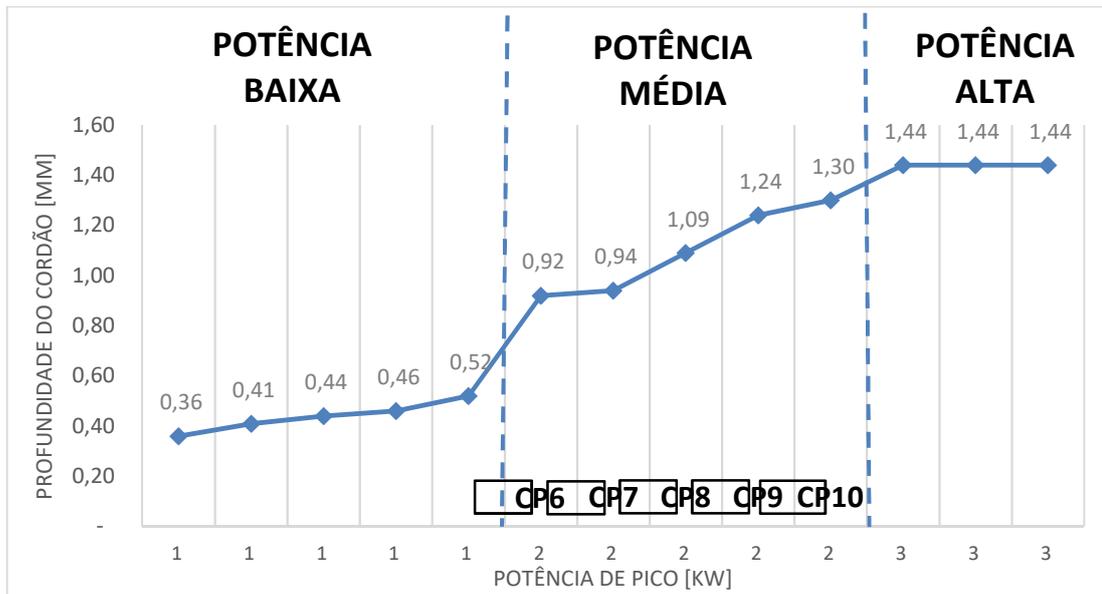
Quadro 8 – Parâmetros de soldagem adotados para cada corpo de prova inicialmente.

Condições Inicialmente Adotadas					
Corpos de Prova	Potência de Pico [kW]	Largura Temporal [ms]	Frequência [Hz]	Energia do Pulso [J]	Aporte Térmico [J/mm]
CP 01	1	5	9	5	45
CP 02	1	6	9	6	54
CP 03	1	7	9	7	63
CP 04	1	8	9	8	72
CP 05	1	9	9	9	81
CP 06	2	4	9	8	72
CP 07	2	5	9	10	90
CP 08	2	6	9	12	108
CP 09	2	7	9	14	126
CP 10	2	8	9	16	144
CP 11	3	5	9	15	135
CP 12	3	6	8	18	144
CP 13	3	7	7	21	147

Fonte: Próprio autor.

A partir destas amostras foram selecionados cinco corpos de prova, pois para determinados corpos de prova, a energia de pulso, e conseqüentemente, o aporte térmico, foram muito baixos, gerando apenas soldagem por condução; conseqüentemente, para outros corpos de prova, aqueles com elevados aporte térmicos, estas características foram muito altas gerando furos nas chapas. Portanto, para a definição dos corpos de prova ideais para a realização da pesquisa, foi realizado um estudo sobre a profundidade de soldagem para cada aporte térmico e, então, definidos os mesmos de acordo com a Figura 18. Com relação a potências altas, a profundidade denotada na Figura 18 é a mesma da espessura da chapa, pois houve penetração total.

Figura 18 – Profundidade de penetração em função da potência de pico.



Fonte: Próprio autor.

O Quadro 9 representa todas as condições pelos quais os corpos de prova foram escolhidos como os ideais para a realização dos ensaios.

Quadro 9 – Parâmetros de soldagem adotados para realização dos ensaios.

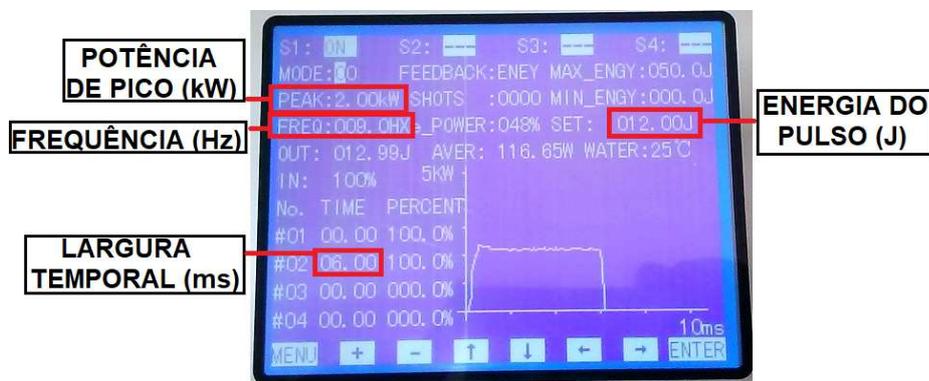
Parâmetros Fixos e Variados de Soldagem					
Corpos de Prova	Potência de Pico [kW]	Largura Temporal [ms]	Frequência [Hz]	Energia do Pulso [J]	Aporte Térmico [J/mm]
CP 06	2	4	9	8	72
CP 07	2	5	9	10	90
CP 08	2	6	9	12	108
CP 09	2	7	9	14	126
CP 10	2	8	9	16	144

Fonte: Próprio autor.

A potência de pico, conforme descrito na revisão bibliográfica, é a potência em quilowatts fornecido por um intervalo de tempo (chamado de largura temporal). Como potência é definida como a razão da energia por unidade de tempo, pode-se observar que em um gráfico de Potência de Pico *versus* Largura Temporal, fornecerá a quantidade de Energia (em Joules) por pulso, que é a energia fornecida pelo equipamento para que ocorra a fusão do material em cada pulso. O aporte térmico é a energia entregue ao material em cada milímetro

de solda. A frequência é a quantidade de pulsos que o equipamento fornece em um segundo. Como exemplo, o corpo de prova de número 8: o equipamento forneceu 9 pulsos em 1 segundo, onde cada pulso foi entregue uma potência de 2 kW em um espaço de tempo de $6 \cdot 10^{-3}$ segundos, resultando, portanto, em 9 pulsos de 12 Joules por segundo, resultando em um aporte térmico de 108 J/mm. Este gráfico é verificado quando os parâmetros são inseridos no equipamento através de um *display*, a Figura 19 mostra o exemplo da soldagem no corpo de prova número 8.

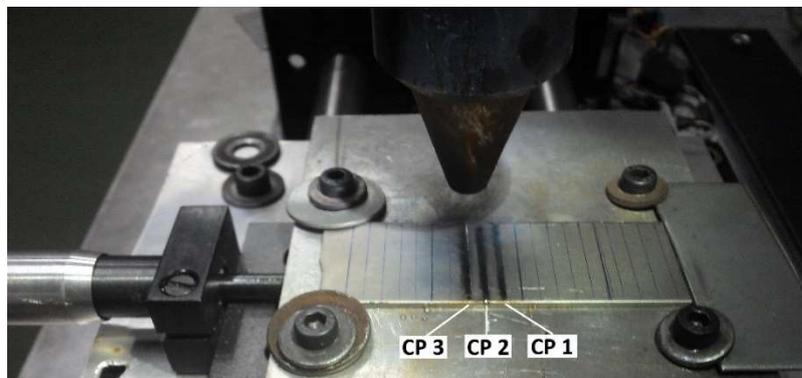
Figura 19 – Exemplo da quantidade de energia fornecida ao material CP 8.



Fonte: Próprio autor.

Após definidos os parâmetros de soldagem para cada corpo de prova, a soldagem foi realizada fixando as amostras conforme Figura 20, através do qual propiciou um bom contato da junta. Antes da soldagem as chapas foram lixadas com lixa d'água número 2000 e totalmente limpas com acetona para retirada de qualquer impureza que poderia estar impregnada na amostra.

Figura 20 – Exemplo da sequência de soldagem dos corpos de prova no material.



Fonte: Próprio autor.

Após o processo de soldagem, cada corpo de prova foi seccionado com devido cuidado através da guilhotina e, sequencialmente, removida uma pequena amostra manualmente através de uma serra manual, para então ser embutido em resina. Para o embutimento em resina foi utilizado 10 gramas de Resina Epoxi e 6 gramas de Endurecedor Epoxi, sendo os mesmos pesados na balança eletrônica de precisão Instrutherm BD-650, misturados e colocados em molde de silicone. Após este procedimento os mesmos foram deixados por um tempo de 24 horas até a cura.

Com a amostra embutida em resina, a mesma recebeu todo o procedimento de preparação metalográfica para os ensaios realizando o procedimento padronizado, seguindo as etapas de lixamento de granulação maior para a menor, rotacionando a amostra em 90° a cada troca de granulação da lixa, para a eliminação dos riscos causados pela lixa anterior (de granulação maior), chegando até a granulação de número 2000. Para o polimento, foi utilizado o equipamento Polipan-2, da Pantec utilizando como meio abrasivo a alumina de 1 μ m e 0,3 μ m. Após processo de polimento, as amostras foram submetidas ao ultrassom Mini-Som Thornton Inpec Eletrônica SA para remoção de eventuais partículas.

4.1 ATAQUE QUÍMICO

Para revelação dos metais de solda foi utilizado o reagente Kroll (91 ml de H₂O destilada, 3 ml de HF 48% e 6 ml de HNO₃ 65%). De acordo com Melo (2007) este reagente possui uma revelação mais nítida das zonas de soldagem em um cordão. O tempo de ataque foi de 10 segundos.

4.2 ANÁLISE MACRO E MICROGRÁFICA

Para a realização de medição da geometria do cordão de solda, foi utilizado um corpo de prova cortado transversalmente e analisado no Microscópio Óptico Estéreo Zeiss Discovery.V8. O processamento das imagens foi realizado através do software “AxioVision”, um software associado ao microscópio utilizado do Laboratório de Microscopia da FEIS/UNESP. Com este software é possível selecionar fotos da secção transversal e da vista superior do cordão, assim como realizar medições de largura e profundidade de cada cordão de solda e definir a escala utilizada para cada foto selecionada. A Figura 21 ilustra o microscópio utilizado.

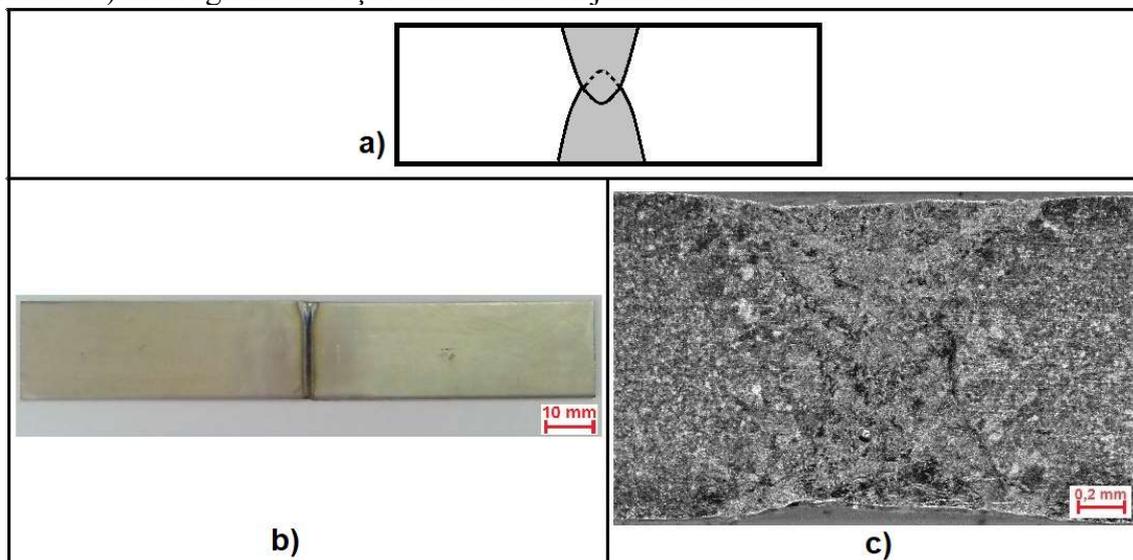
Figura 21 – Estereomicroscópio ZEISS, modelo DISCOVERY V. 8.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 22-a) e b) mostram uma representação de uma junta soldada e a junta soldada de topo respectivamente, onde as faces do chanfro foram retificadas para garantir um contato perfeito, isto é, abertura de raiz, zero. A Figura 22-c) mostra uma macrografia da seção transversal da junta soldada, as imagens são referenciadas pelo corpo de prova de número 8 (aporte térmico de 108 J/mm).

Figura 22 – a-) representação da junta soldada em ambos os lados. b-) vista superior da junta soldada. c-) macrografia da seção transversal da junta soldada.



Fonte: Próprio autor.

A caracterização microestrutural foi realizada através do Microscópio Óptico (MO) da marca Carl Zeiss, modelo Neophot 21, pertencente ao Laboratório de Microscopia Ótica da FEIS/UNESP e um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca ZEISS, modelo

EVO LS15 também pertencente a FEIS/UNESP, respectivamente mostrados nas Figuras 23 e 24.

Figura 23 – Microscópio Óptico Carl Zeiss, Neophot 21.



Fonte: Próprio autor.

Figura 24 – Microscópio Eletrônico de Varredura, ZEISS, modelo EVO LS15.



Fonte: Próprio autor.

Através da análise da microestrutura, foi realizada uma análise da formação da microestrutura em cada corpo de prova, pois a aporte térmico deverá ser diferente em cada corpo de prova, gerando, portanto, microestrutura diferenciada.

4.3 ENSAIO DE MICRODUREZA

O ensaio de microdureza, foi realizado no Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S do Laboratório de Microscopia da FEIS UNESP, como é demonstrado na Figura 25. O equipamento fornece a medida da dureza na escala Vickers (HV).

Figura 25 – Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S.



Fonte: Próprio autor.

Para a microdureza Vickers foram realizadas medidas ao longo de uma linha paralela com relação à superfície do corpo de prova, esta medida inicia-se no metal base, atravessa todo o metal de solda e retorna ao metal base, garantindo que a análise de microdureza passe em toda a zona fundida. Também foi realizado o ensaio em uma linha perpendicular à superfície, passando pelo local onde a profundidade do cordão de solda seja maior, até chegar no metal base. A sequência de marcação dos pontos de microdureza Vickers pode ser mostrada através da Figura 26 como um exemplo do corpo de prova 10 (144 J/mm). A indentação foi realizada com uma carga de 0,01 kgf. Com a finalidade de se evitar possíveis erros de medidas, durante este último procedimento, foi respeitado o tempo de carregamento e a distância mínima entre as indentações adjacentes.

Figura 26 – Sequência de marcações para a microdureza Vickers adotado no corpo de prova 10 (aporte térmico de 144 J/mm).



Fonte: Próprio autor.

4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

Para garantir a precisão e a área de corte livre de alteração microestrutural, foi utilizado na preparação dos corpos de prova no ensaio de tração, um equipamento de eletroerosão a fio Eletrocut NOVICK, conforme ilustrado na Figura 27, pertencente ao Instituto Federal de Votuporanga, SP.

Figura 27 – Equipamento de eletroerosão a fio Eletrocut NOVICK.



Fonte: Próprio autor.

Para o ensaio de tração, foi utilizada uma Máquina Universal de Ensaios, EMIC Modelo: DL30.000, eletromecânica, micro processada, capacidade: 30.000 kgf (300 kN). Para

realização de tal ensaio, o método utilizado foi a norma ASTM A370-09a, em condição ambiente de temperatura de 25 °C, do Laboratório de Ensaio Mecânicos, IFSP de Votuporanga – SP. Ver Figura 28.

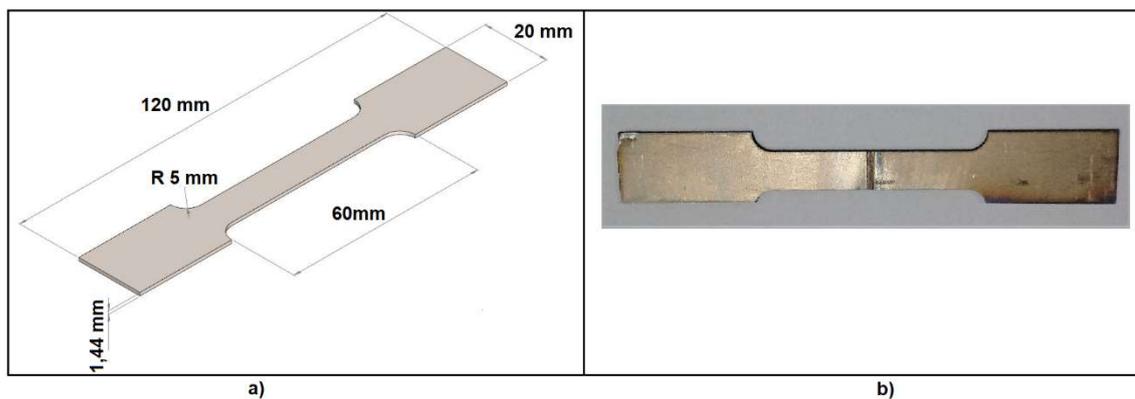
Figura 28 – Máquina Universal de Ensaio, EMIC modelo: DL30.000.



Fonte: Próprio autor.

Os corpos de prova foram devidamente cortados obedecendo a norma, na Figura 29 pode-se observar um desenho esquemático e uma foto do corpo de prova 10 (aporte térmico de 144 J/mm).

Figura 29 – Ensaio de tração CP: a-) desenho esquemático; b-) corpo de prova 10.



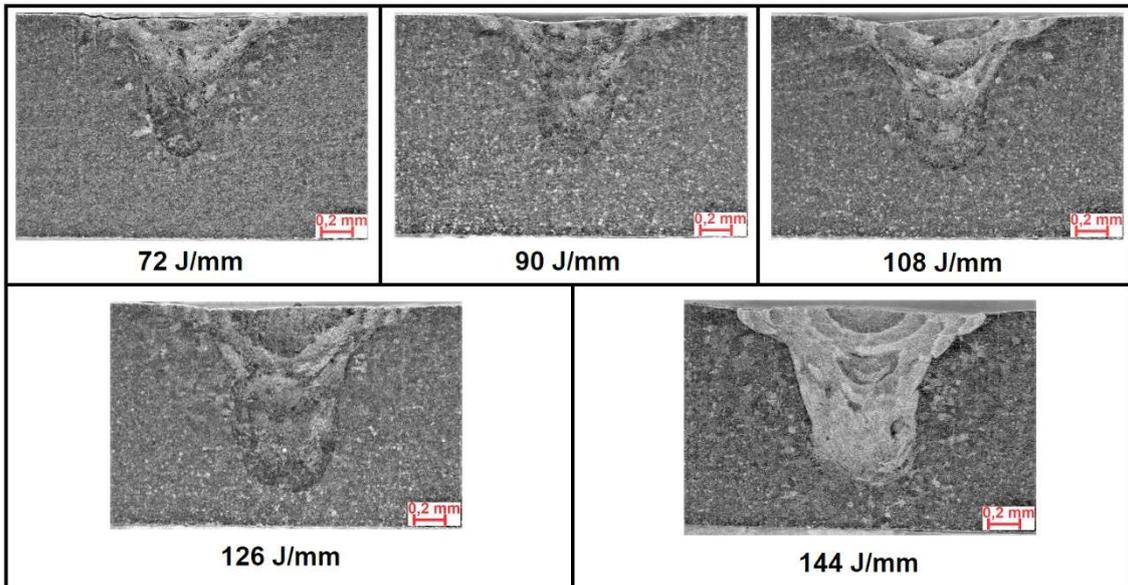
Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 GEOMETRIA DOS CORDÕES DE SOLDA

A Figura 30 mostra a macrografia dos cordões de solda obtidos no processo de soldagem a laser da liga de titânio Ti-6Al-4V.

Figura 30 – Imagens comparativas entre macrografia de um corte transversal dos corpos de prova de acordo com o aporte térmico (J/mm).



Fonte: Próprio autor.

Pela Figura 30 pode se notar que, quanto maior a largura temporal, mais agressiva se torna a entrega de energia, aumentando o aporte térmico, isso faz com que o cordão de solda aumente tanto em largura como em profundidade. Importante salientar que, por se tratar de uma soldagem na condição autógena, não há altura do cordão de solda. As medidas das larguras e profundidades de penetração estão demonstradas de acordo com o Quadro 10.

Quadro 10 – Medidas das dimensões macroscópicas da geometria dos cordões de solda.

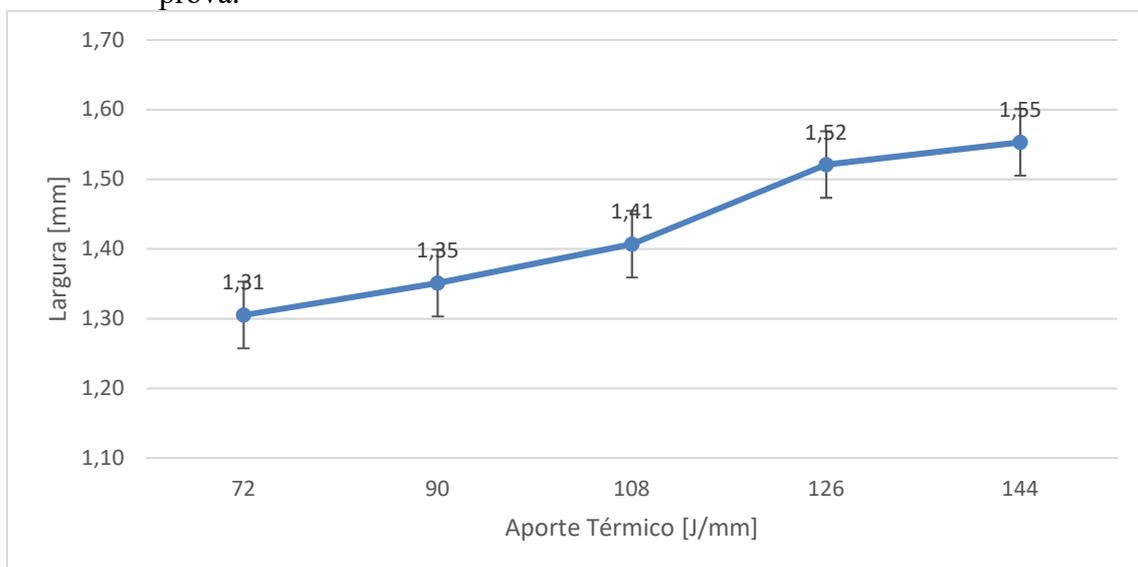
Corpo de Prova	Energia do Pulso [J]	Aporte Térmico [J/mm]	Largura [mm]	Profundidade [mm]
CP 6	8	72	1,31	0,86
CP 7	10	90	1,35	0,88
CP 8	12	108	1,41	1,02
CP 9	14	126	1,52	1,21
CP 10	16	144	1,55	1,24

Fonte: Próprio autor.

Pelo Quadro 10, nota-se o aumento tanto na largura como em profundidade do cordão de solda conforme o aporte térmico aumenta.

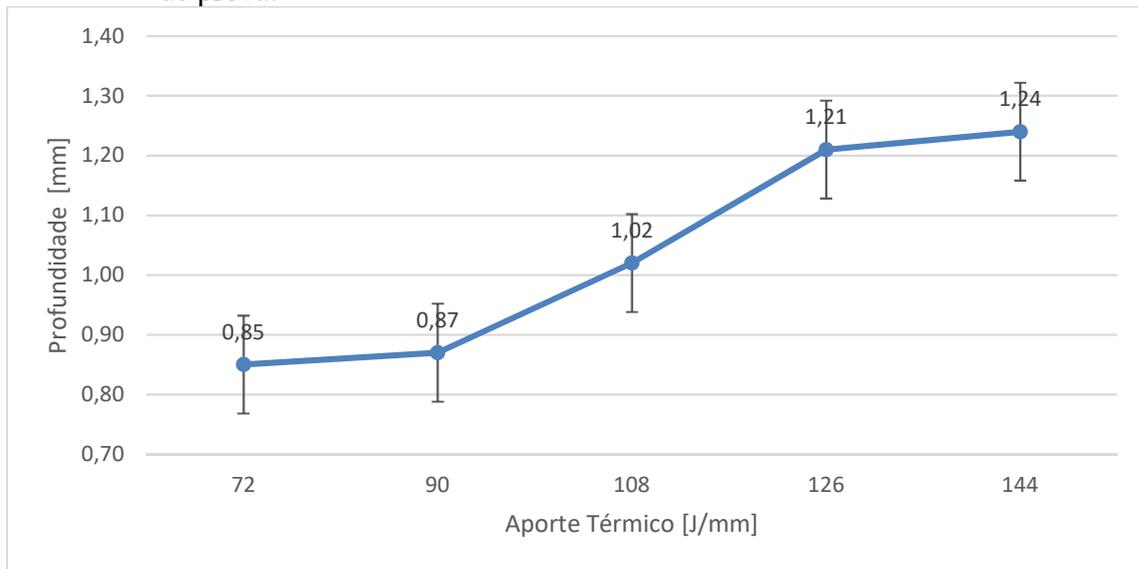
Na sequência é demonstrado através das Figuras 31 e 32 os dados obtidos no Quadro 10 através de gráficos comparativos.

Figura 31 – Largura do cordão de solda em função da energia de pulso para cada corpo de prova.



Fonte: Próprio autor.

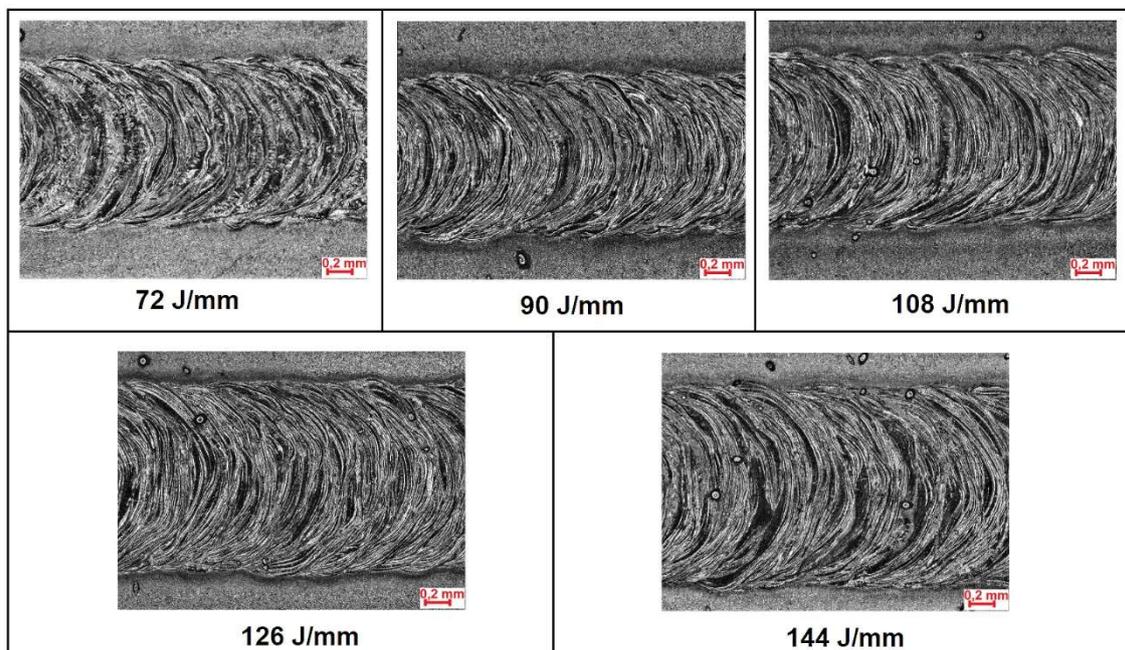
Figura 32 – Profundidade do cordão de solda em função da energia de pulso para cada corpo de prova.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 33 possui uma compilação da vista superior de todos os cordões de solda com ampliação.

Figura 33 – Vista superior dos cordões de solda em função do aporte térmico (J/mm).

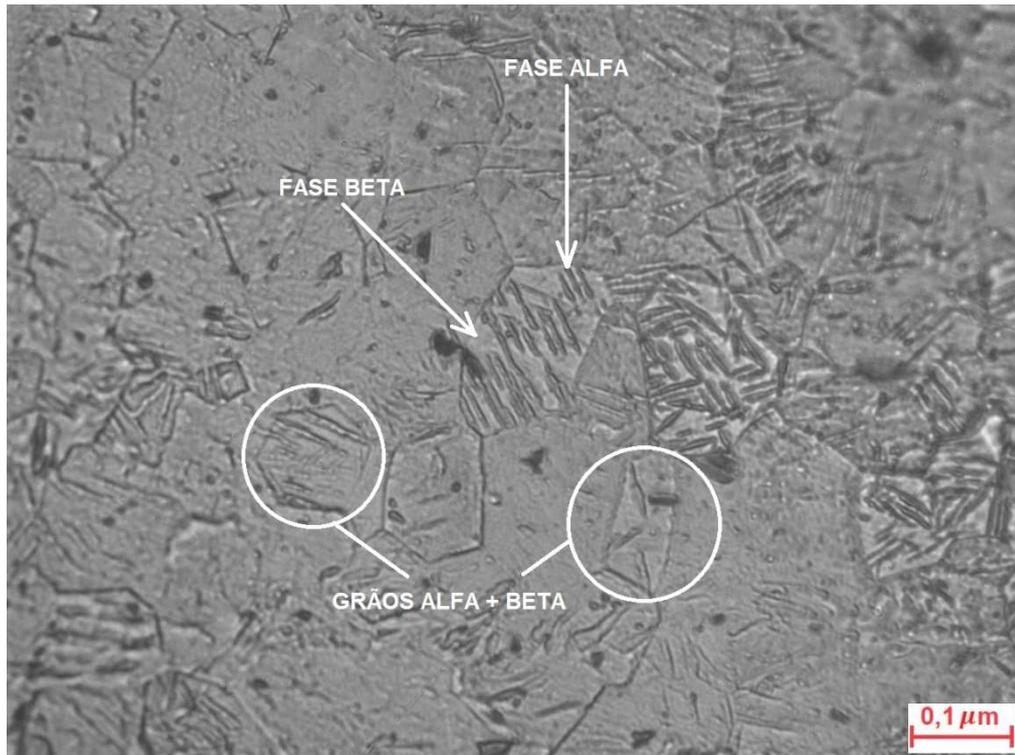


Fonte: Próprio autor.

5.2 MICROSCOPIA ÓPTICA E MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

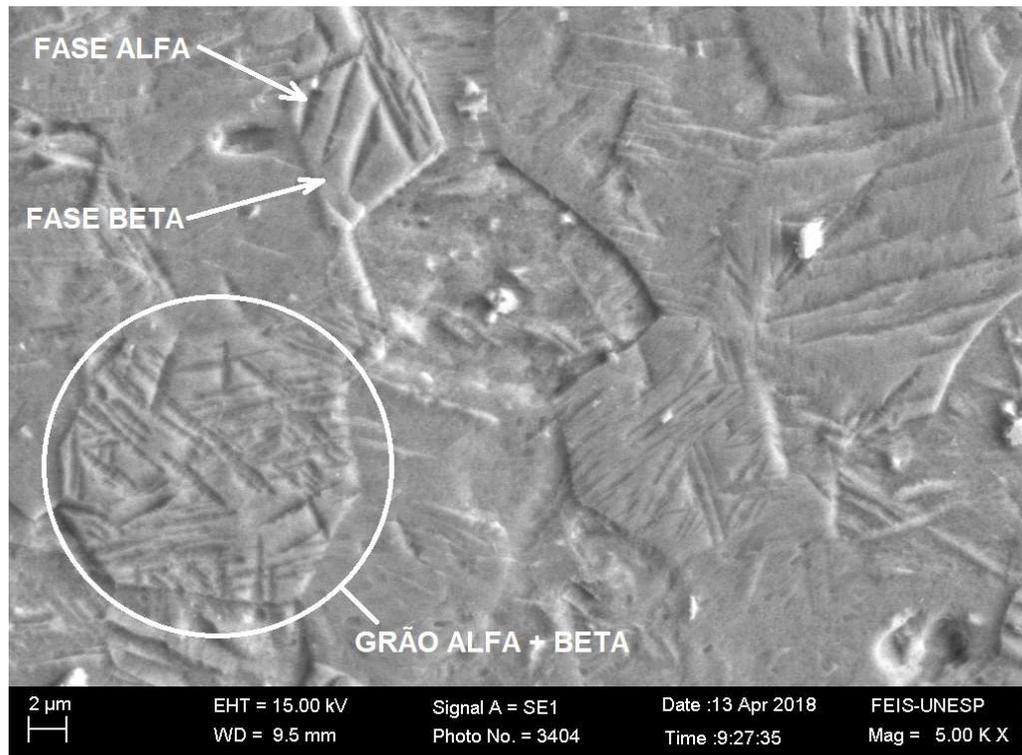
Para início da análise da microestrutura dos cordões de solda, abaixo é realizada uma análise detalhada da microestrutura do metal base (Ti-6Al-4V) através das Figuras 34 e 35 utilizando microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura respectivamente.

Figura 34 – Microestrutura do metal base – Ti-6Al-4V através do MO.



Fonte: Próprio autor.

Figura 35 – Microestrutura do metal base – Ti-6Al-4V através do MEV.

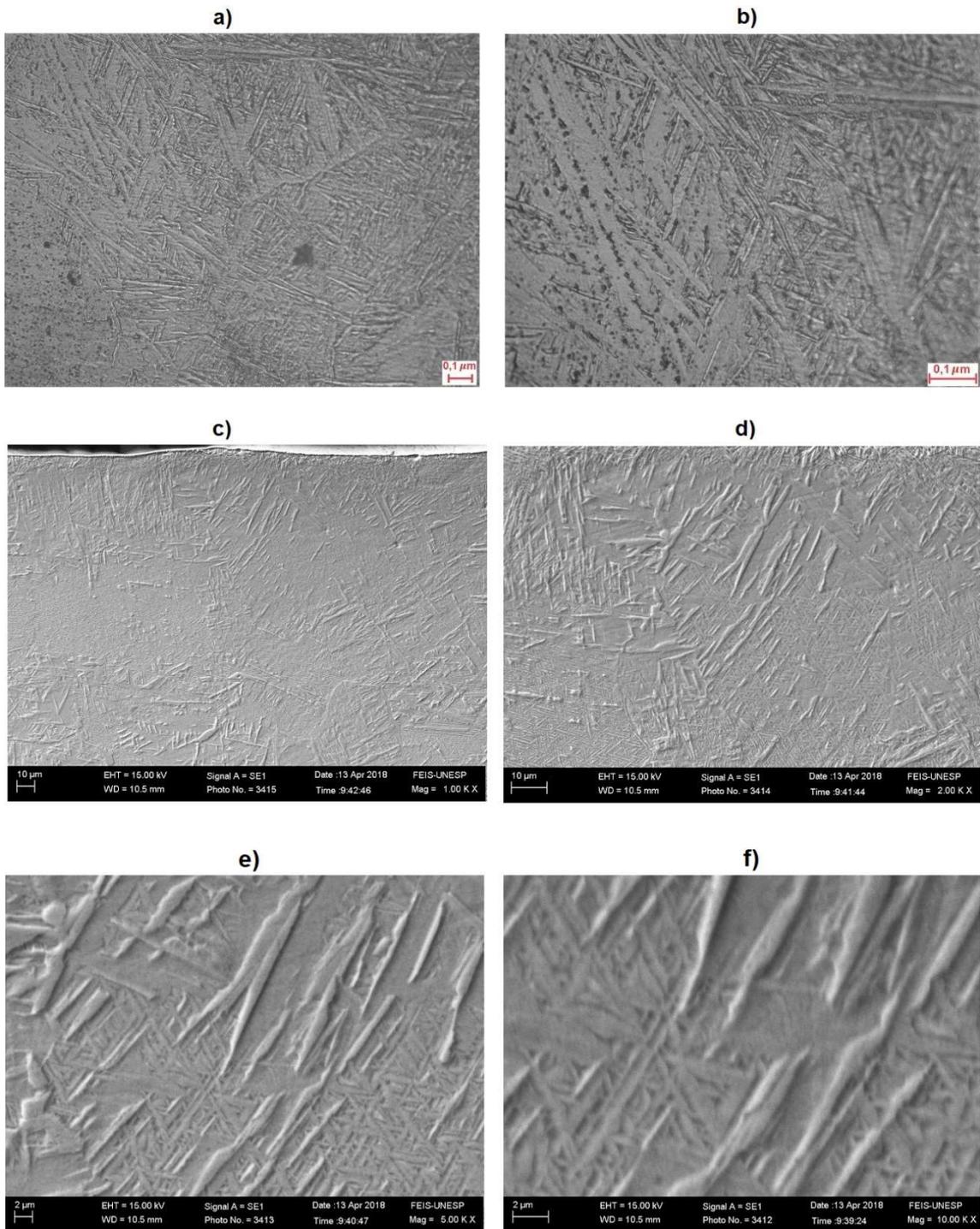


Fonte: Próprio autor.

Nas Figuras 34 e 35 pode-se comprovar o que é verificado na literatura, pois nota-se a presença de grãos beta com formação de fase alfa, caracterizando a liga Ti-6Al-4V como uma liga $\alpha + \beta$.

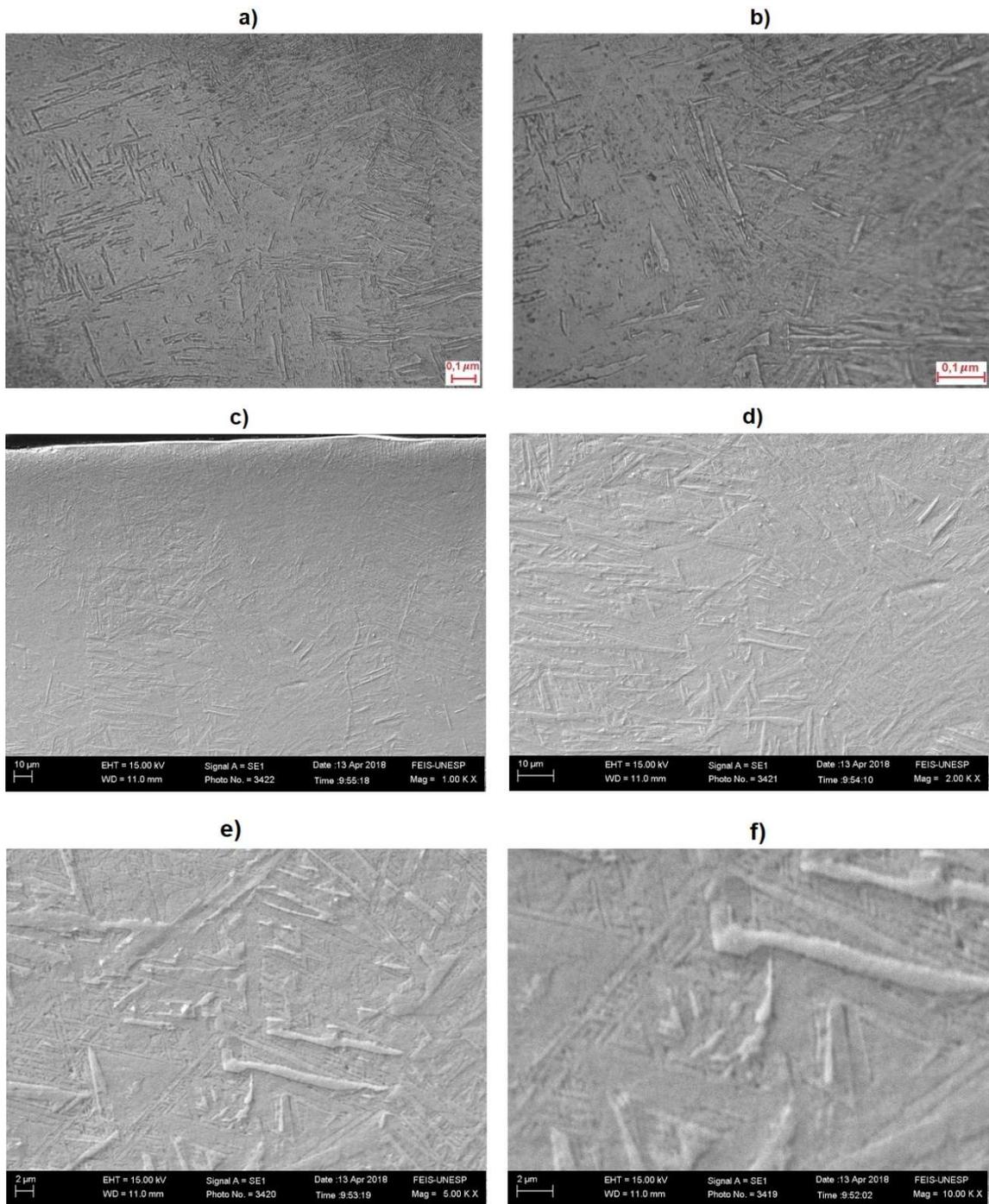
Através da microscopia é possível a verificação da alteração da microestrutura de cada corpo de prova (na zona fundida), de acordo com o aporte térmico utilizado em cada corpo de prova. As Figuras da sequência mostram uma comparação das micrografias, utilizando dois aumentos distintos na microscopia óptica e quatro aumentos distintos na microscopia eletrônica de varredura para os todos os cinco corpos de prova analisados.

Figura 36 – Micrografia do corpo de prova 6 (aporte térmico de 72 J/mm): a) e b) MO; c), d), e), f): MEV.



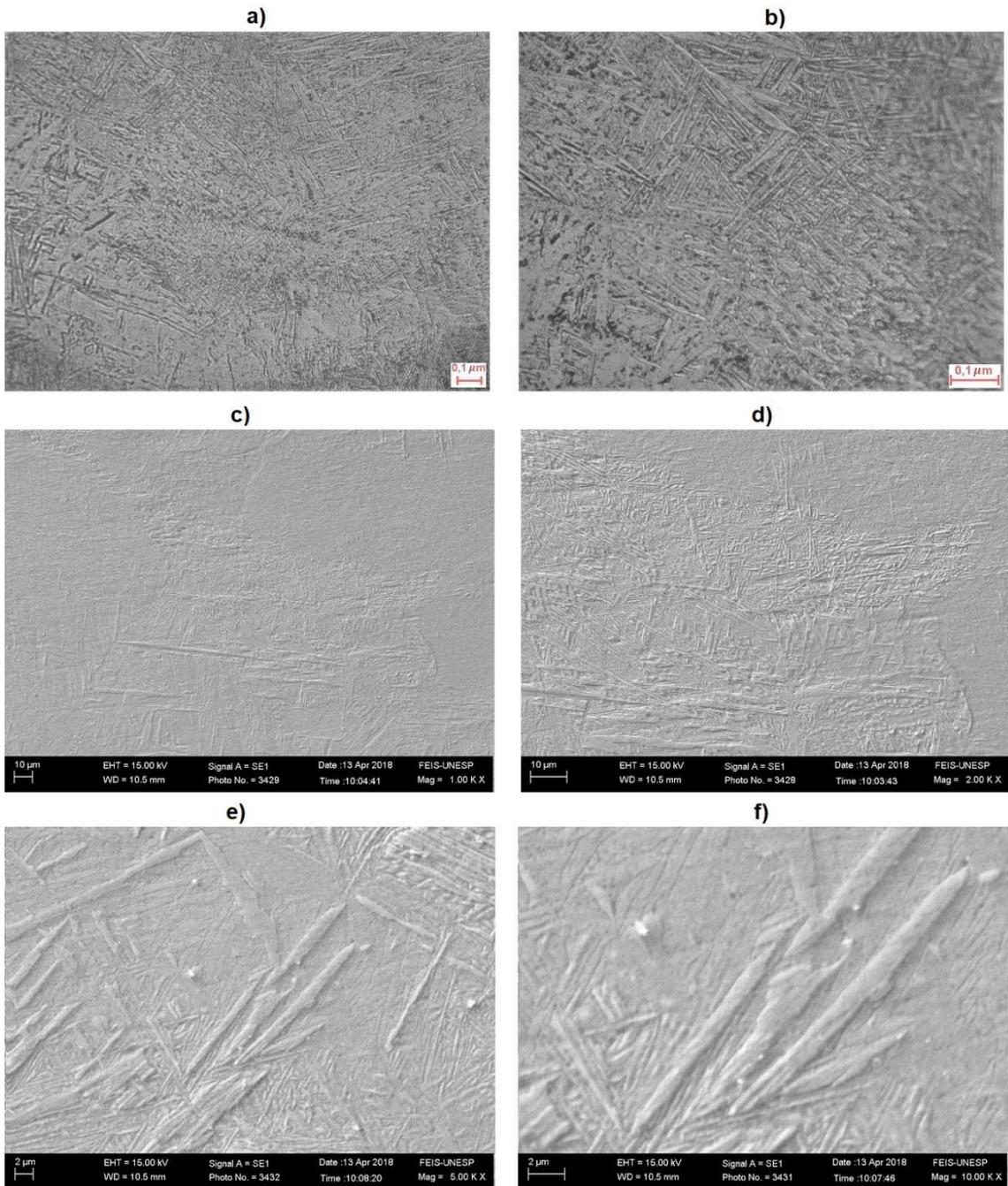
Fonte: Próprio autor.

Figura 37 – Micrografia do corpo de prova 7 (aporte térmico de 90 J/mm): a) e b): MO; c), d), e), f): MEV.



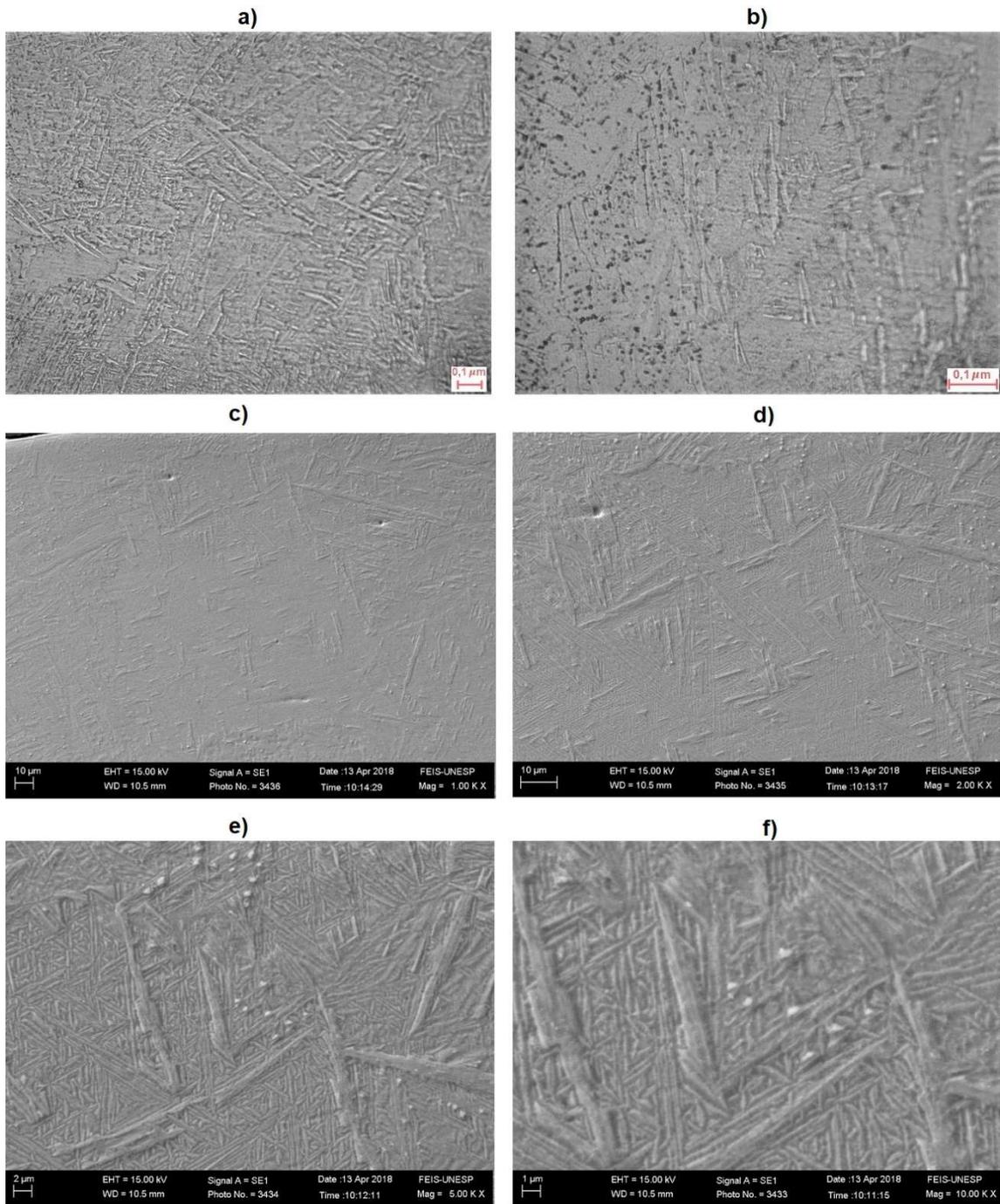
Fonte: Próprio autor.

Figura 38 – Micrografia do corpo de prova 8 (aporte térmico de 108 J/mm): a) e b): MO; c), d), e), f): MEV.



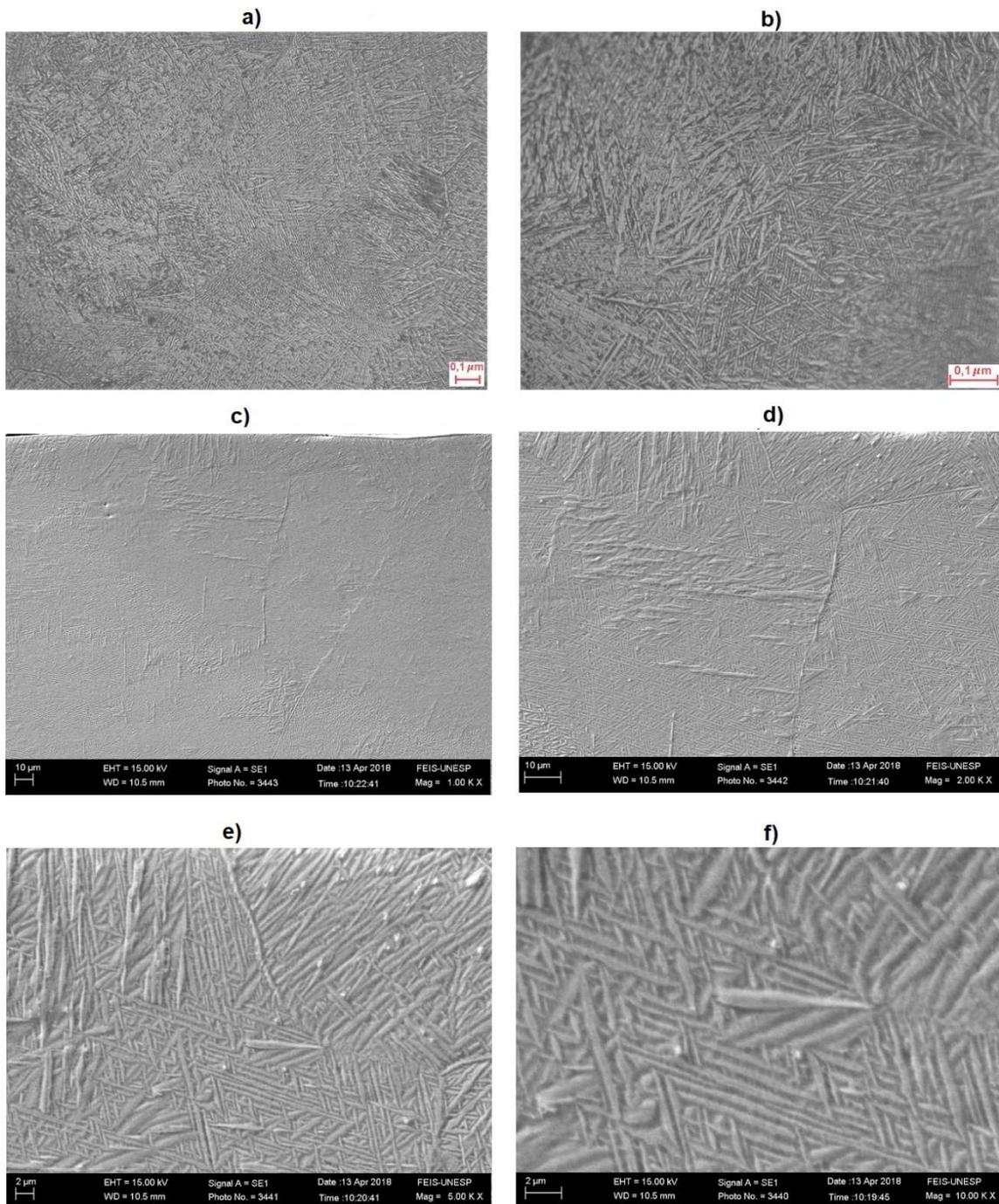
Fonte: Próprio autor.

Figura 39 – Micrografia do corpo de prova 9 (aporte térmico de 126 J/mm): a) e b): MO; c), d), e), f): MEV.



Fonte: Próprio autor.

Figura 40 – Micrografia do corpo de prova 10 (aporte térmico de 144 J/mm): a) e b) MO; c), d), e), f): MEV.



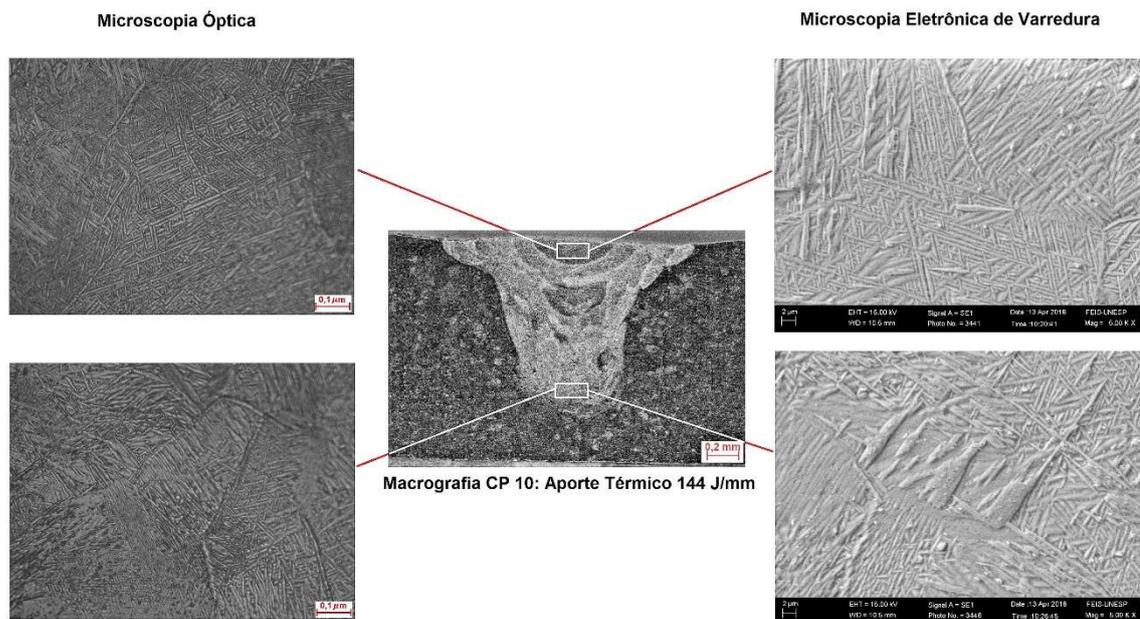
Fonte: Próprio autor.

Nota -se que a medida que o aporte térmico aumenta, as agulhas de martensita aumenta em quantidade e as lamelas se tornam mais finas na região analisada.

Existe também uma variação na microestrutura no mesmo corpo de prova de acordo com localização da zona fundida. Na parte superior do cordão de solda, onde existe o contato direto com o ar atmosférico e, portanto, há uma troca de calor por convecção e a

microestrutura se apresenta mais fina, pois a troca de calor é mais rápida. Já a zona fundida próxima à raiz da solda apresenta uma microestrutura mais grosseira, pois a troca de calor é com o próprio material, sendo, portanto, por condução, fazendo com que a taxa de resfriamento seja mais lenta. A Figura 41 mostra um exemplo do corpo de prova 10, com aporte térmico de 144 J/mm através de dois aumentos no MO e dois aumentos no MEV.

Figura 41 – Microestrutura em dois aumentos para diferentes regiões na zona fundida.



Fonte: Próprio autor.

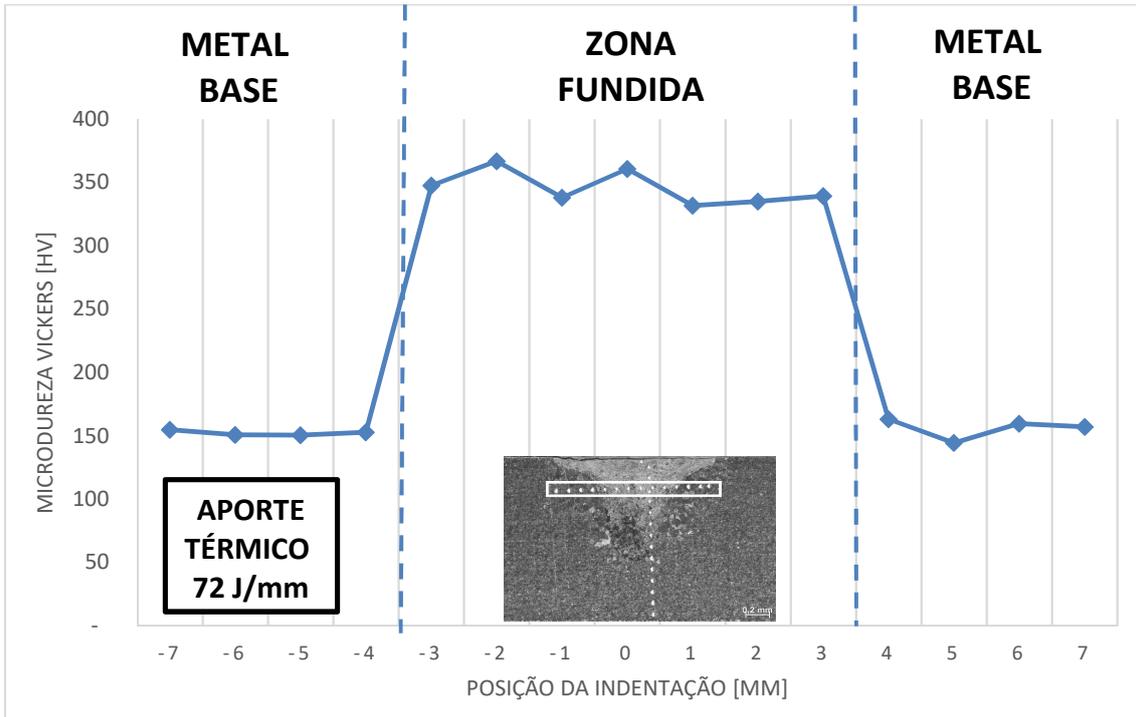
5.3 MICRODUREZA

Para a realização do ensaio de microdureza, foi seguida a sequência conforme a Figura 26. Para todos os ensaios, foi analisado que, para o metal base, a dureza se manteve constante com valor médio de 160 HV.

Na região soldada, há um acréscimo de dureza em todos os corpos de prova, quando comparado ao metal base. Ainda, pode-se analisar que houve também um acréscimo de dureza conforme o aporte térmico é crescente.

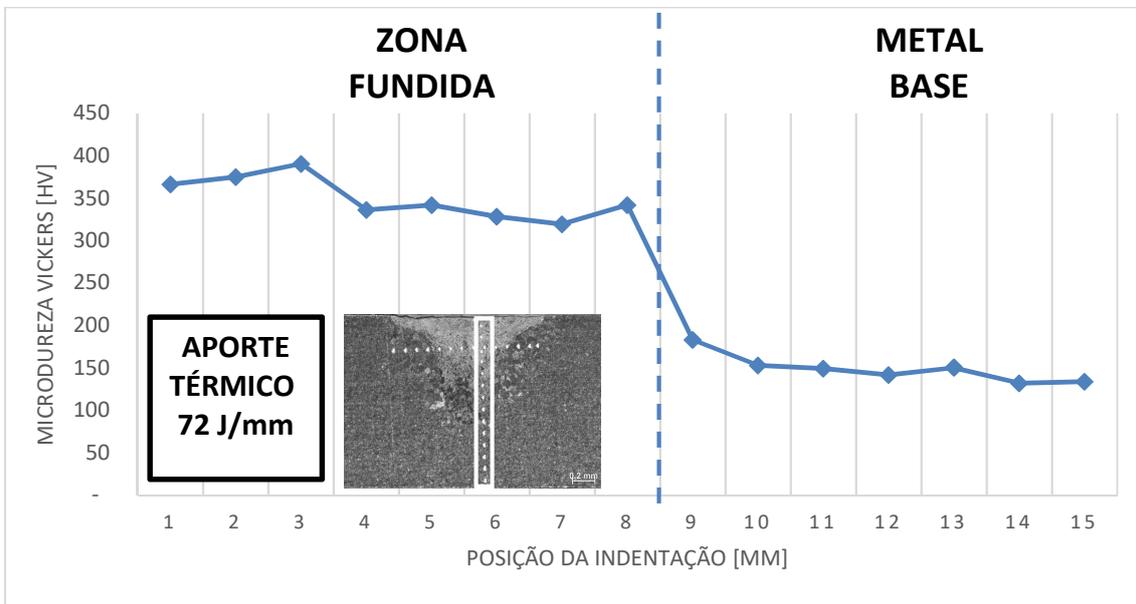
Para cada corpo de prova, foram realizadas duas análises de microdureza, uma através de uma linha horizontal, paralela à superfície do corpo de prova e outra demonstrando a microdureza seguindo uma linha vertical, perpendicular à superfície do corpo de prova conforme ilustração da Figura 26. A seguir são demonstradas as duas análises realizadas para cada corpo de prova.

Figura 42 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 6.



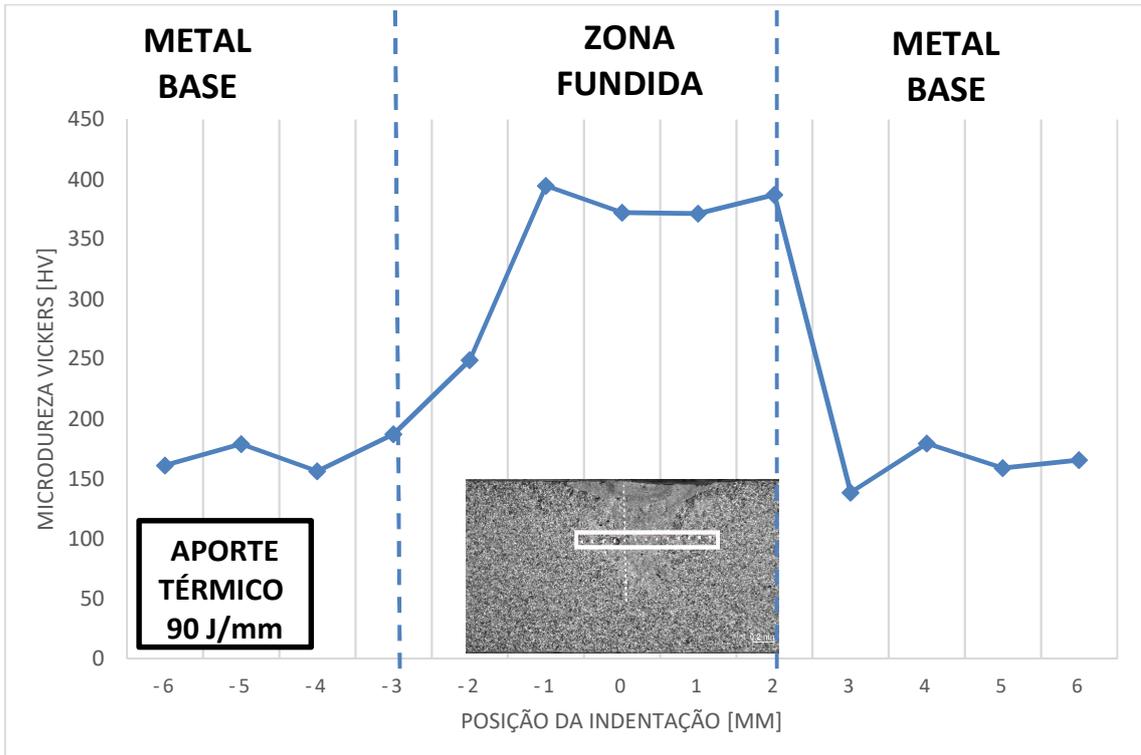
Fonte: Próprio autor.

Figura 43 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 6.



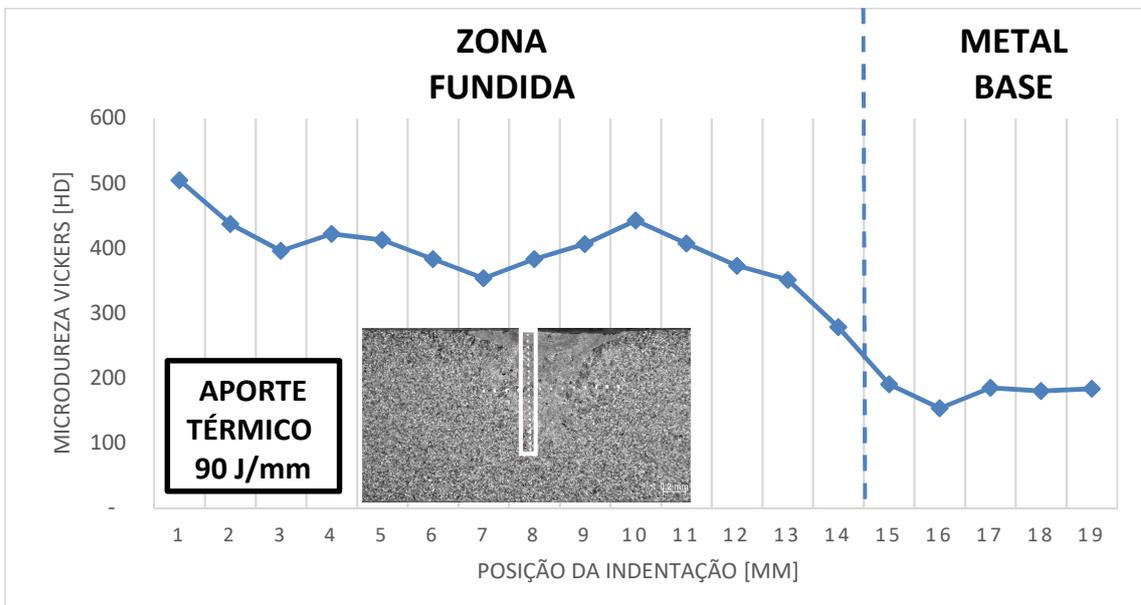
Fonte: Próprio autor.

Figura 44 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 7.



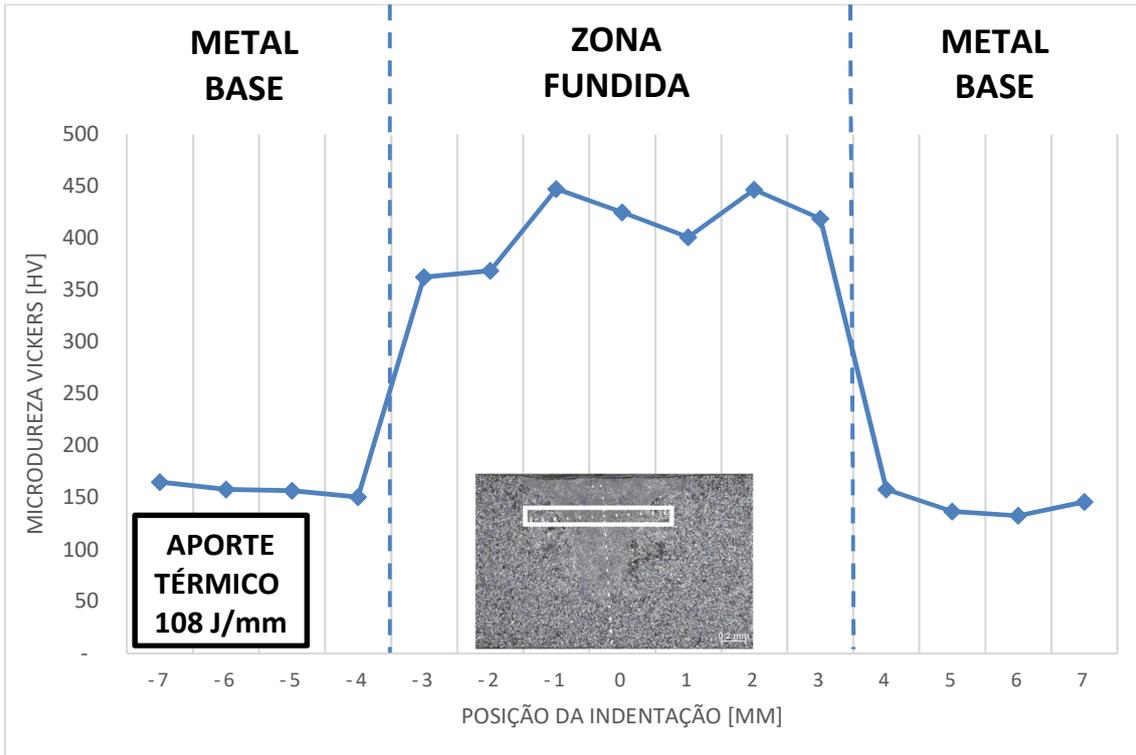
Fonte: Próprio autor.

Figura 45 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 7.



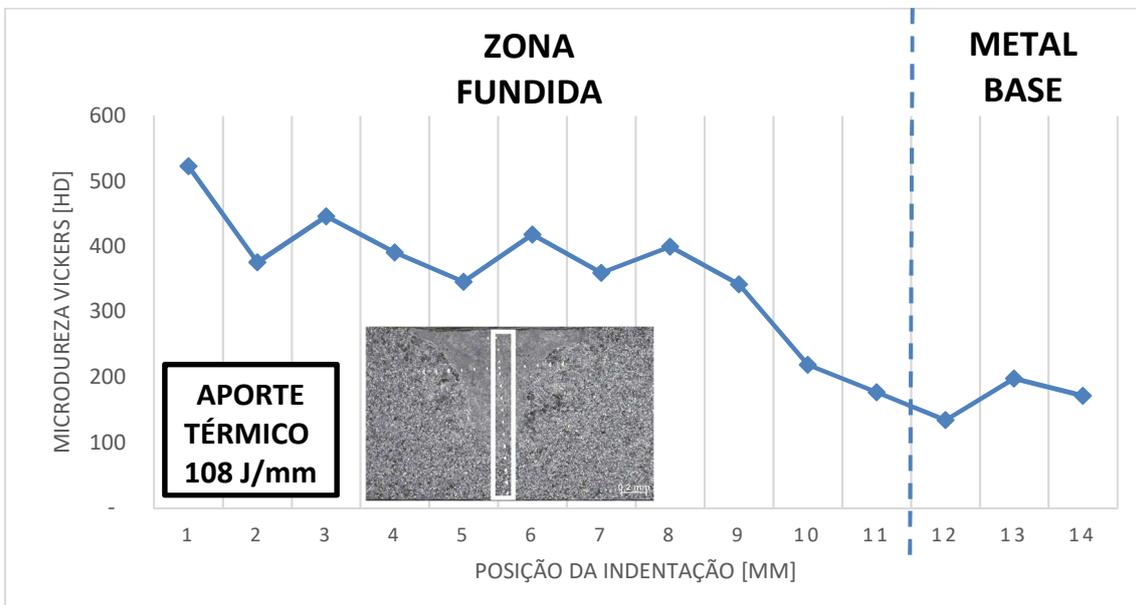
Fonte: Próprio autor.

Figura 46 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 8.



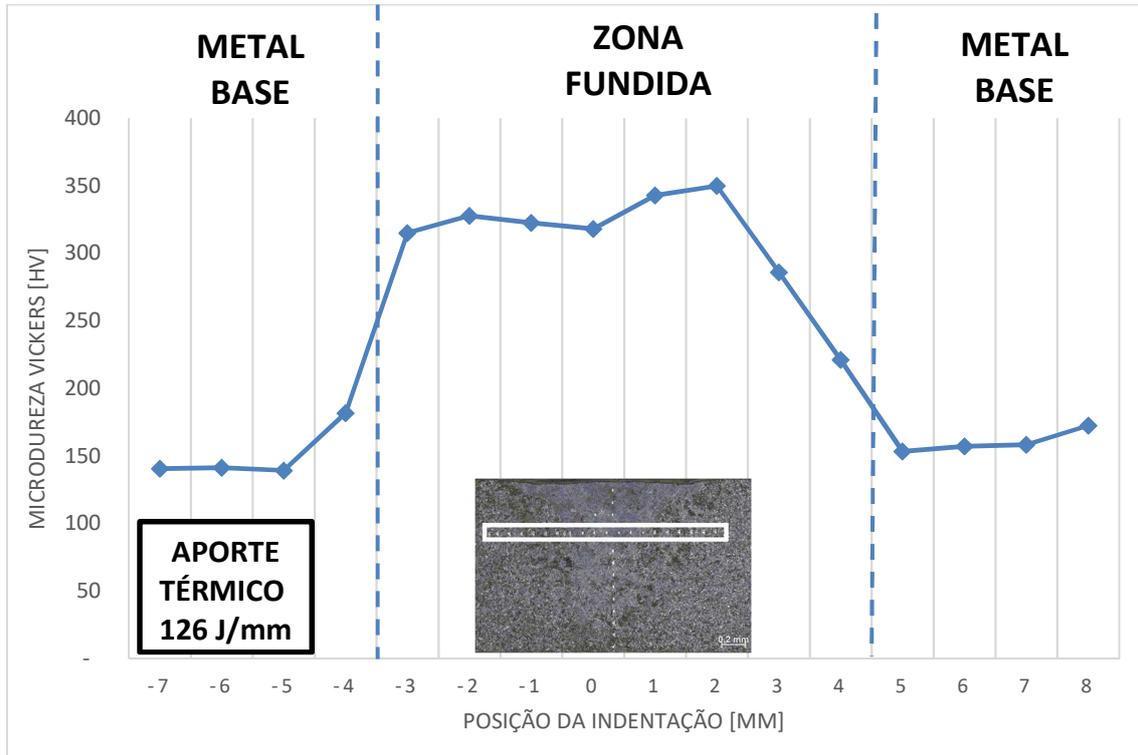
Fonte: Próprio autor.

Figura 47 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 8.



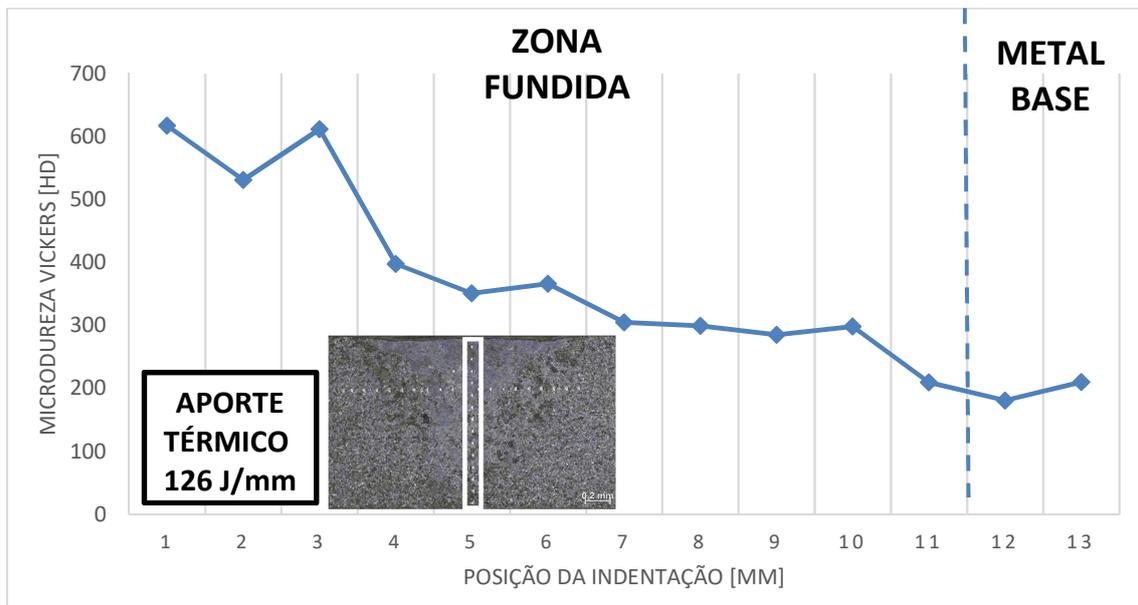
Fonte: Próprio autor.

Figura 48 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 9.



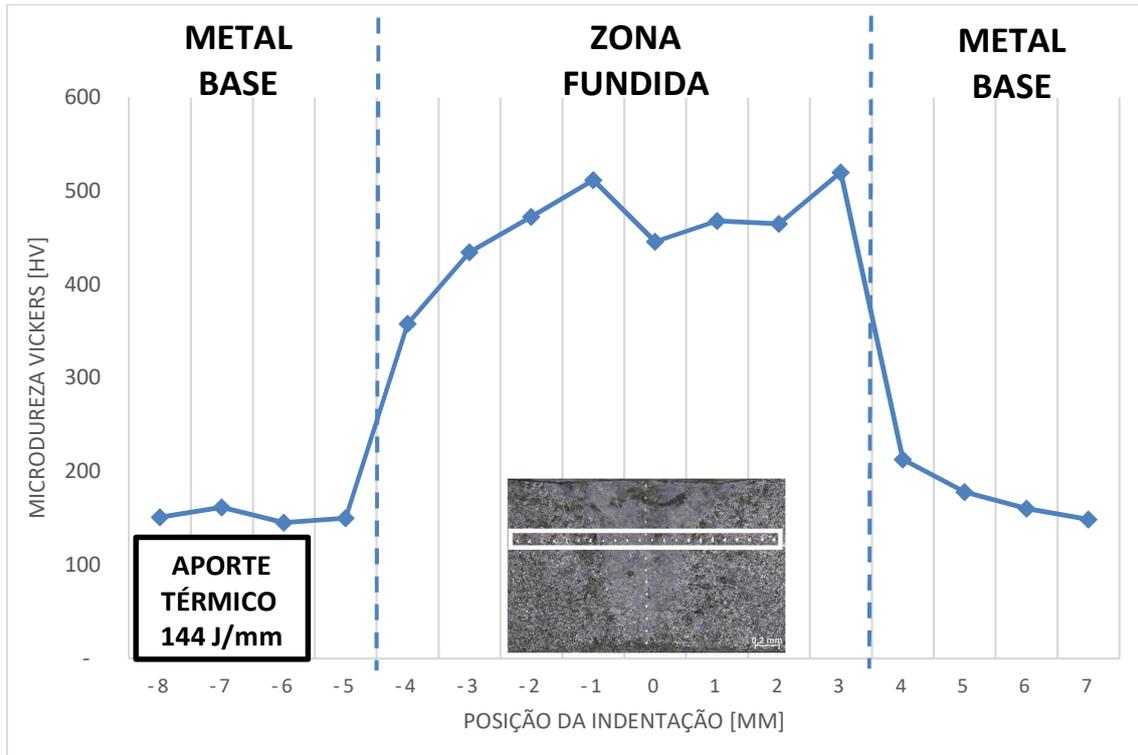
Fonte: Próprio autor.

Figura 49 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 9.



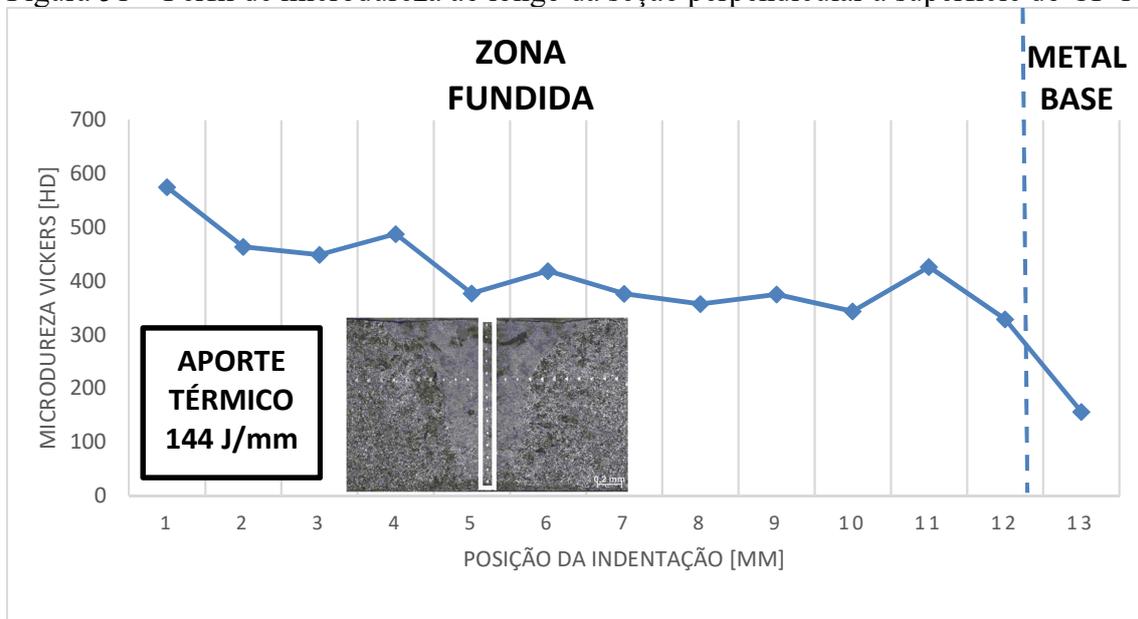
Fonte: Próprio autor.

Figura 50 – Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície do CP 10.



Fonte: Próprio autor.

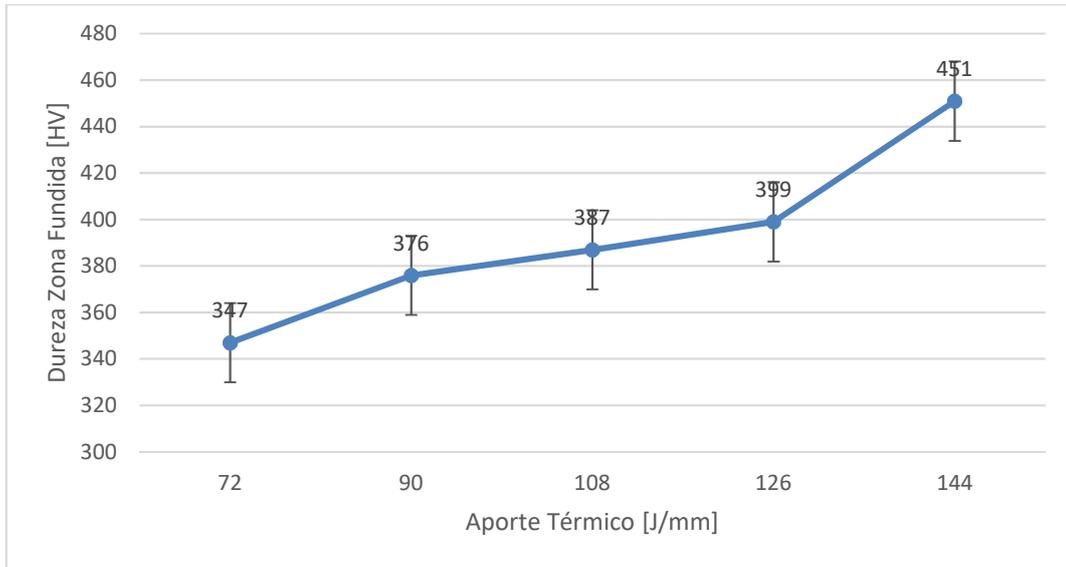
Figura 51 – Perfil de microdureza ao longo da seção perpendicular a superfície do CP 10.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 52 é apresentado um gráfico da média de microdureza encontrada na zona fundida para cada corpo de prova, ou seja, para valores crescentes de aporte térmico.

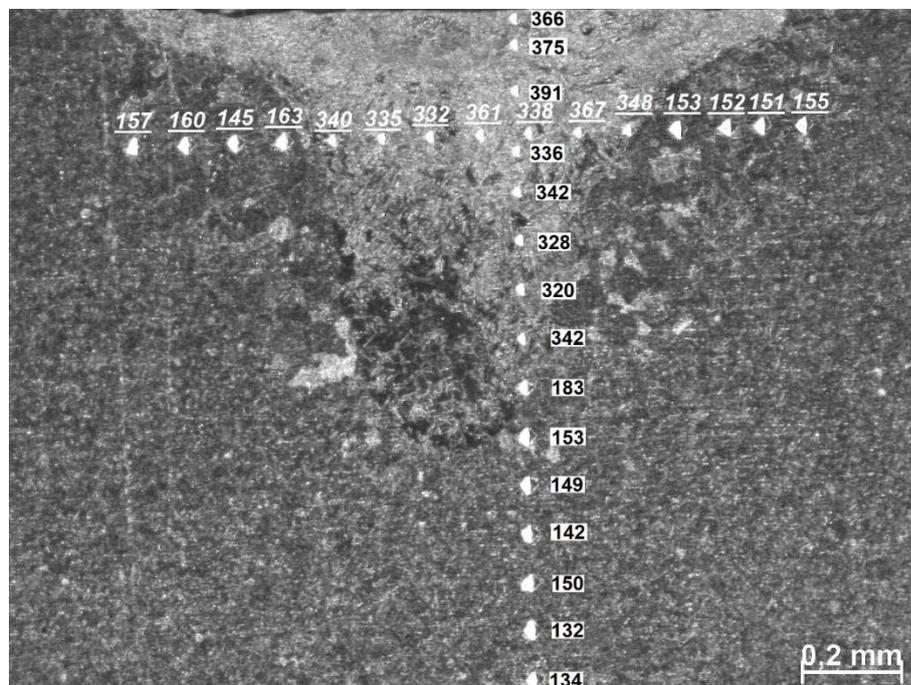
Figura 52 – Média de dureza na zona fundida para cada aporte térmico.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 53 mostra uma análise detalhada da macrografia do ensaio de microdureza encontrada no corpo de prova 6 (aporte térmico de 72 J/mm).

Figura 53 – Perfil de microdureza Vickers na horizontal e vertical do corpo de prova 6.

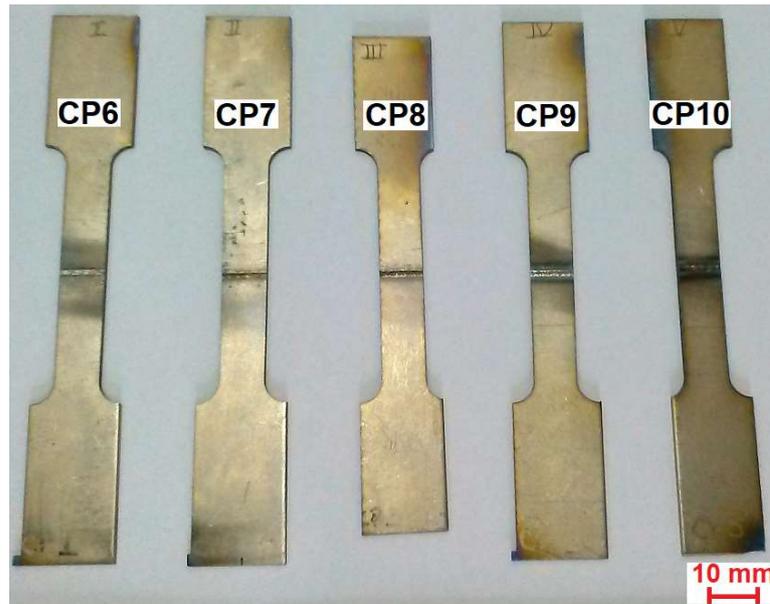


Fonte: Próprio autor.

5.4 ENSAIO DA TRACÇÃO

Para o ensaio de tração foram utilizados os corpos de prova usinados por eletroerosão a fio, conforme descritos no capítulo anterior (Figura 29). A Figura 54 demonstra todos os corpos de prova usinados e preparados para o ensaio.

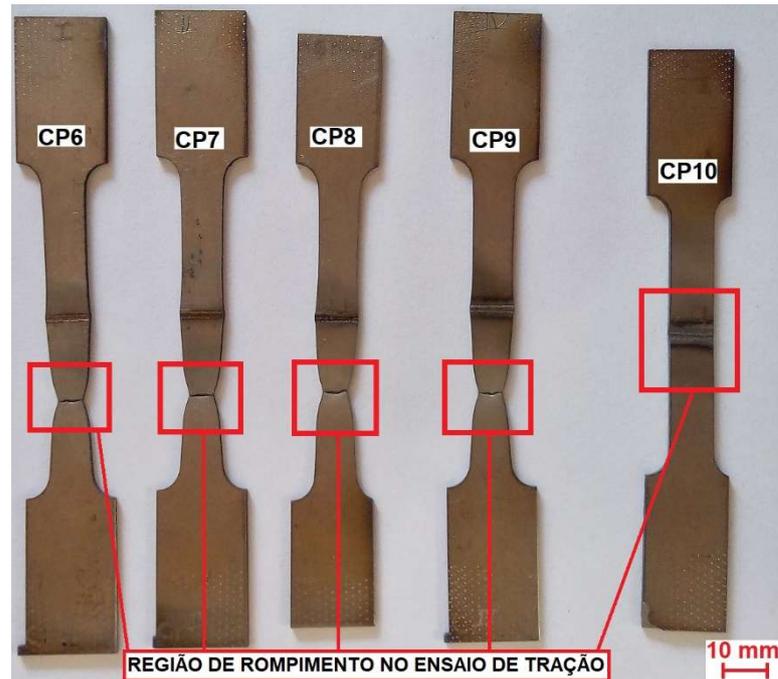
Figura 54 – Corpos de prova usinados e preparados para ensaio de tração.



Fonte: Próprio autor.

Nos corpos de prova 6, 7, 8 e 9 com aportes térmicos de 72; 90; 108 e 126 [J/mm] respectivamente, o rompimento se deu no metal base, pois, conforme ensaio de microdureza, a dureza no metal de solda aumenta consideravelmente quando comparado ao metal base. Portanto a tendência é que o rompimento seja no metal base. Para o corpo de prova 10 (aporte térmico de 144 J/mm) o rompimento se deu exatamente no metal de solda, como mostra a Figura 55.

Figura 55 – Corpos de prova rompidos no ensaio de tração.



Fonte: Próprio autor.

Para os corpos de prova 6, 7, 8 e 9 as características encontradas no ensaio, estão expostas no Quadro 11.

Quadro 11 – Tensões obtidas pelo ensaio de tração em função de cada corpo de prova.

Resultado Ensaio de Tração – Tensões por CPs				
Corpos de Prova	Aporte Térmico [J/mm]	Limite de Escoamento [MPa]	Tensão Máxima [MPa]	Limite de Resistência [MPa]
CP 06	72	187,2	320,4	217,8
CP 07	90	205,2	322,2	221,4
CP 08	108	197,8	320,4	219,6
CP 09	126	201,6	322,2	219,4
Média		197,95	321,3	219,55

Fonte: Próprio autor.

Pode-se notar que todos os valores de tensões encontrados são muito próximos, dando credibilidade aos dados obtidos e, como nestes corpos de prova analisados a ruptura se deu no metal base, pôde-se realizar uma média dos resultados obtidos.

Em uma análise sobre o corpo de prova 10, pode-se observar que foi utilizado o maior aporte térmico (144 J/mm) da pesquisa em questão e, portanto, a entrega de energia mais

agressiva, tanto que a profundidade do cordão de solda fica próxima à raiz da solda (1,24 mm, como mostra Figura 31). De acordo com o ensaio de tração, pode-se notar através do Quadro 12 que a tensão de ruptura é próxima à tensão máxima.

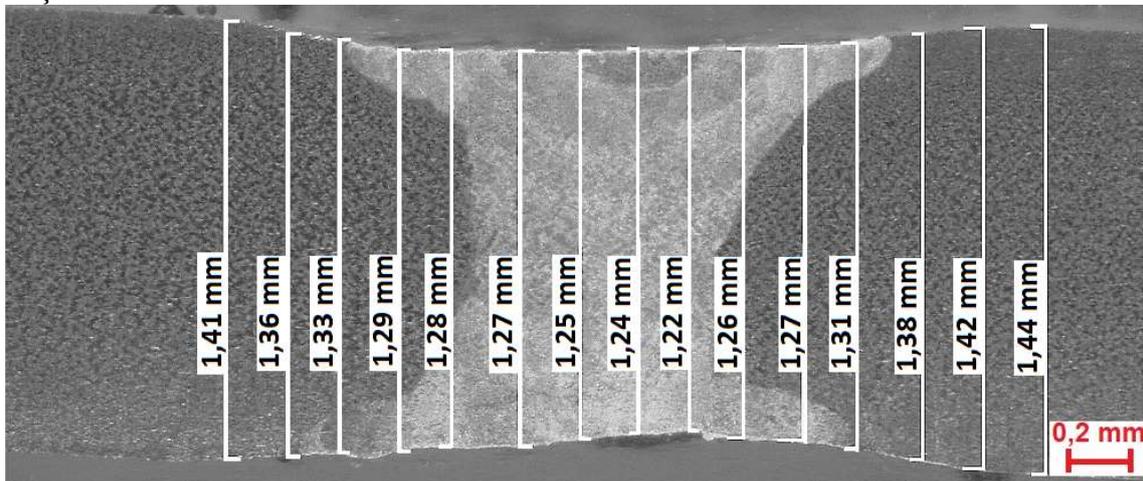
Quadro 12 – Tensões obtidas pelo ensaio de tração do corpo de prova 10.

Resultado – Ensaio de Tração				
Corpos de Prova	Aporte Térmico [J/mm]	Limite de Escoamento [MPa]	Tensão Máxima [MPa]	Limite de Resistência [MPa]
CP 10	144	196,2	298,8	293,4

Fonte: Próprio autor.

Uma razão pelo qual o corpo de prova 10 se rompeu, é que por se tratar de um alto aporte térmico, o processo de soldagem se deu por *keyhole* o que resulta em perda de material, uma vez que há vaporização do material. Tal dado pode ser comprovado pela Figura 56, onde demonstra as medidas encontradas ao longo do corte transversal do corpo de prova antes de ser rompido no ensaio de tração.

Figura 56 – Comparação da espessura do corpo de prova 10 antes de ser rompido no ensaio de tração.



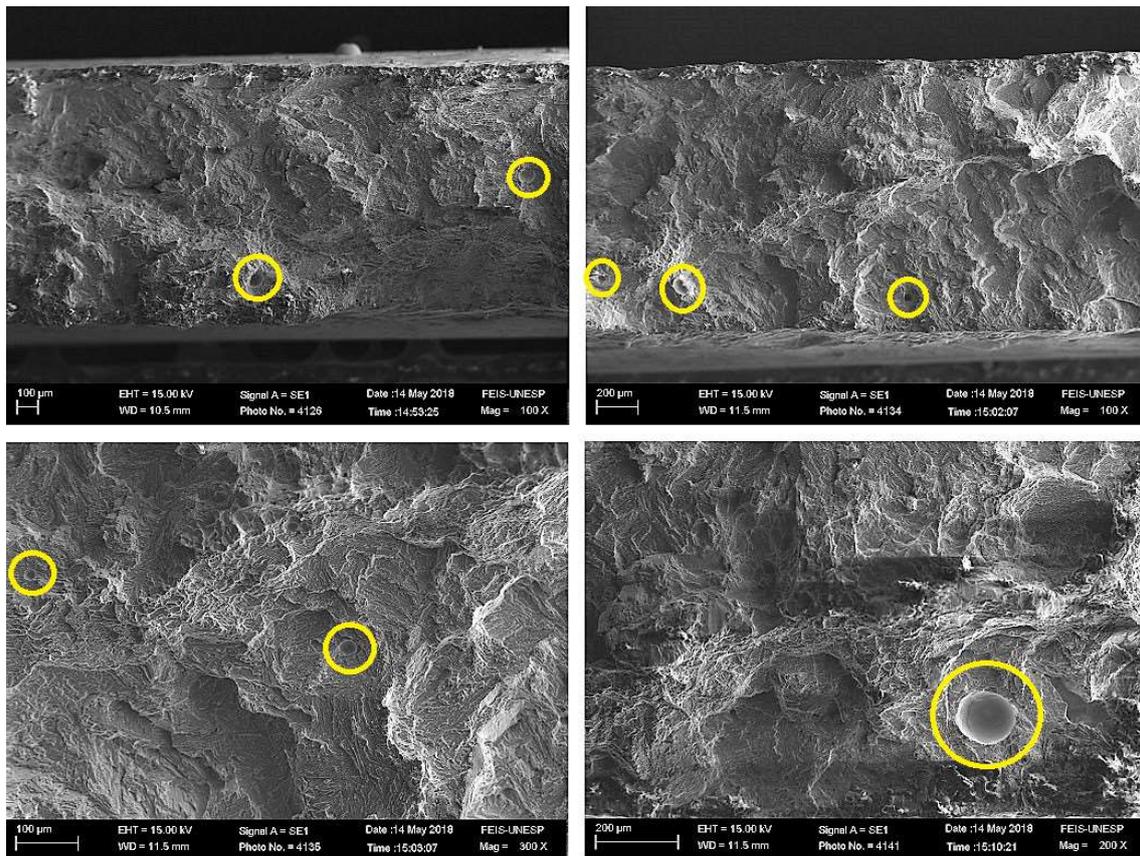
Fonte: Próprio autor.

Na menor espessura encontrada no cordão de solda, nota-se que a espessura é 15,3% menor do que a espessura do metal base.

5.4.1 Fractografia

Foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura para analisar a superfície de fratura do corpo de prova 10. Através da Figura 57 nota-se a presença de poros (vazios) ao longo da superfície rompida. Estes poros são resultado da alta energia utilizada na soldagem do corpo de prova.

Figura 57 – Imagens obtidas através do MEV no CP10 (144 J/mm) na região de fratura.



Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÃO

Com relação à geometria dos cordões de solda, conclui-se que, se o aporte térmico for pequeno suficiente para apenas realizar uma soldagem por condução, a penetração será pequena. Quando se aumenta o aporte térmico, tanto a profundidade como a largura do cordão de solda aumentam. Este valor de aporte térmico é limitado, pois se o mesmo for alto, ocorre a penetração total.

A microestrutura do material sofre alteração com relação ao aporte térmico. Quanto maior a quantidade de calor fornecida, mais tempo o material demora para se resfriar, alterando sua taxa de resfriamento. Na análise da microestrutura, existe uma diferença de microestrutura dentro do mesmo cordão de solda, isto devido à taxa de resfriamento ser diferente em cada região dentro da zona fundida. Na superfície do cordão de solda a microestrutura é mais fina, porque a taxa de resfriamento é mais rápida (trocando calor com o ambiente externo por convecção) formando fase α' que é uma fase α supersaturada chamada de martensita. Próximo à raiz do cordão de solda, a microestrutura é mais grosseira, porque a taxa de resfriamento é mais lenta, devido à troca de calor com o metal base por condução, portanto, tendo mais tempo para o grão da fase α se desenvolver, mas também é encontrada fase α' em menor quantidade.

A microdureza do material na zona fundida, para todos os aportes térmicos, apresentou um acréscimo quando comparada ao metal base. Quando a microdureza foi comparada apenas na região da solda (ZF) entre os corpos de prova, todos os valores aumentaram de acordo com o aumento do aporte térmico.

A microdureza está intimamente ligada à microestrutura obtida em cada aporte térmico, conforme os aportes térmicos aumentaram, as agulhas de martensita aumentaram em fração volumétrica e ficaram mais finas, o que, conseqüentemente, elevou a dureza.

O ensaio de tração demonstrou que o material não se rompe na região soldada, desde que o aporte térmico não seja elevado, porque a dureza do metal fundido aumenta com relação ao metal base, gerando uma fratura dúctil. Quando o aporte térmico é elevado, existe a vaporização do material devido a técnica de *keyhole*, fazendo com que haja perda de material na região soldada, gerando diminuição da área de seção transversal, isto faz com que haja concentração de tensões na região da solda. Por este motivo, conclui-se que, com a diminuição da área de seção transversal, aliado aos poros encontrados na região fundida, há

uma concentração de tensões na região fundida, rompendo o material na região fundida, apresentando uma fratura frágil.

Para a pesquisa em questão, a melhor condição para soldagem a laser Nd:YAG para união de chapas da liga de titânio Ti-6Al-4V, é a utilização de 108 J/mm de aporte térmico, pois obteve excelentes valores de penetração, dureza e resistência mecânica.

6.1 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Fica sugestionado para trabalhos futuros:

- Analisar o dimensionamento dos grãos e lamelas, realizando uma análise quantitativa das fases em cada corpo de prova;
- Realização do mesmo procedimento da pesquisa, com titânio comercialmente puro.

REFERÊNCIAS

- ABKOWITZ, S.; BURKE, J. J.; HILTZ JUNIOR., R. H. **Titanium in industry: technology of structural titanium**. New York: D. Van Nostrand Company, 1955. 224 p.
- AHMED, T.; RACK, H. J. Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys. **Materials Science and Engineering**, Amsterdam, v. 243, n. 1-2, p. 206-211, 1998.
- ALMEIDA, I. A. **Otimização do processo de usinagem de titânio com laser pulsado de neodímio**. 2007. 167 f. Dissertação (Doutorado)- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN, São Paulo, 2007.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS ASTM. **ASTM F136: standard specification for wrought titanium-6aluminum-4vanadium ELI (Extra Low Interstitial) alloy for surgical implant applications (UNS R56401)**. Conshohocken, 2014.
- AMERICAN WELDING SOCIETY AWS. C 7.2. In: AMERICAN WELDING SOCIETY AWS. **Recommended practices for laser beam welding, cutting, and drilling**. Florida: [s.n.], 1998. 108 p.
- AZEVEDO, C. R. F. Microestrutura do titânio e suas ligas para implantes cirúrgicos. **Metalurgia & Materiais**. São Paulo, v. 59, n. 535, p. 445-447, 2003. Caderno Técnico.
- BAESLACK, W. A.; BECKER, D. W. Advances in titanium alloy welding metallurgy. **Journal of Metals**, v. 36, n. 5, p. 46-58, 1984.
- BALAZIC, M.; KOPAC, J.; JACKSON, M. J; AHMED, W. Review: titanium and titanium alloy applications in medicine. **Int. J. Nano and Biomaterials**, Bucks, v.1, n.1, p. 3-34, 2007.
- BAUER, J. R., O. **Propriedades mecânicas do titânio puro e da liga ti-6al-4v fundidos em diferentes ambientes**. 2007. 62 f. Dissertação (Doutorado)- Faculdade de Odontologia, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, 2007.
- BENTER, C.; PETRING D.; POPRAWE, R. Investigation of the transition from heat conduction to deep penetration welding with high power diode lasers: laser in manufacturing 2005. In: INTERNATIONAL WLT – CONFERENCE ON LASERS IN MANUFACTURING, 3., 2005, Munich. **Proceedings...** Munich:[s.n.], 2005. p. 67-71.
- BYOUNG, C. K. et al. Investigation on effect of laser pulse shape during Nd:YAG laser microwelding of thin Al sheet by numerical simulation. **Metallurgical and Materials Trans. A.**, v. 33A, p.1449-1457, 2002.
- CABESTRÉ, C. C. **Evolução microestrutural da liga Ti-6Al-4V após diferentes tratamentos térmicos**. 2013. 52 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais)- Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo – USP, Lorena. 2013.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2007. 705 p.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica materiais de construção mecânica**. 2. ed. São Paulo: McGrawHill. 1986. v. 3, 388 p.

CHUNXIANG, C.; BAOMIN, H.; LICHEN, Z.; SHUANGJIN, L. Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. **Materials and Design**, Tianjin, v. 32, n. 8 p. 1684-1691, 2010.

CRESPO, A.; DEUS, A.; VILAR, R. Modeling of phase transformations and internal stresses in laser powder deposition. **Proc. of SPIE**, Bellingham, v. 7131, n. 17 p. 713120- 13120-10, 2008.

DABROWSKI, R. The kinetics of phase transformations during continuous cooling of the Ti6Al4V alloy from the single-phase β range. **Archives of Metallurgy and Materials**, Poland, v. 56, n. 3 p. 703-707, 2011.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. London: McGraw-Hill Book, 1988. 751p.

DING, R.; GUO, Z. X.; WILSON, A. Microstructure evolution of a Ti.6Al.4V alloy during thermomechanical processing. **Materials Science & Engineering**, Bethesda, v. A 327, p. 233-245, 2002.

DEPARTAMENTO NACIONAL DE PRODUÇÃO MINERAL– DNPM. **Sumário Mineral**. Brasília, 2014. Disponível em: <www.dnpm.gov.br>: Acessado em: 4 mar 2017. [S.l.]

DONACHIE JUNIOR, M. J. **Titanium: a technical guide**. Ohio: ASM International, Metals Park, 1988. 469 p.

FILIP, R.; KUBIAK, K.; ZIAJA, W.; SIENIAWSKI, J. The effect of microstructure on the mechanical properties of two-phase titanium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, Poland, v. 133, n. 2, p. 84-89, 2002.

GIL, F. J.; GINEBRA, M. P.; MANERO, J. M.; PLANELL, J. A. Formation of Widmanstätten structure: effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Barcelona, v. 329, n. 2, p. 142-152, 2001.

GILBERT, R.; SHANNON, C. R. Heat treating of titanium. In: ASM metals handbook. Ohio: ASM International, 1991.

HOFFMANN, P.; GEIGER, M. Recent development in laser system technology for welding applications. **Annals of the CIRP**, Erlangen, v. 44, n. 1, p. 151-156, 1995.

JARDINI, A. L.; LAROSA, M. A.; FILHO, R. M.; ZAVAGLIA, C. A. C.; BERNARDES, L. F.; LAMBERT, C. S.; CALDERONI, D. R.; KHARMANDAYAN, P. Cranial reconstruction: 3D biomodel and custom-built implant created using additive manufacturing. **Journal of Cranio-Maxillofacial Surgery**, London, v. 42, n. 8, p. 1-8, 2014.

JIN, X., LI, L., ZHANG, Y. A heat transfer model for deep penetration laser welding based on an actual keyhole. **Int J. Heat and Mass Transfer**, Changsha, v. 46, n. 1, p. 15-22, 2003.

KALPAKJIAN, S. **Manufacturing engineering and technology**. 3. ed. Nova York: Adisson-Wesley, 1995. 450 p.

KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies**. [S.l]: Woodhead Publishing, p. 3-16. 2013.

KAVAMURA, H. A. **Aplicação de solda LASER em carrocerias automotivas: estudo comparativo entre a solda LASER e a solda ponto por resistência**. 2007. 126 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Automotiva)- Escola Politécnica, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, 2007.

KOECHNER, W. **Solid state laser engineering**. 5. ed. New York: Springer – Verlag, 1999. 606 p.

LAHEURTE, P.; EBERHARDT, A.; PHILIPPE, M. J. Influence of microstructure on the pseudoelasticity of a metastable beta titanium alloy. **Materials Science and Engineering**, Amsterdam, v. 396, p. 223-230, 2005.

LEE, D.; LEE, S.; LEE, Y. Effect of precipitates capacity and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy. **Materials Science and Engineering A**, Amsterdam, v. 486, p. 19-26, 2008.

LEYENS, C.; PETERS, M. **Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications**. Köln: DLR – German Aerospace Center – Institute of Materials Research, Wiley-VCH, Germany, 2003. 497 p.

LIDE, D. R. **Handbook of chemistry and physics**. 84. ed. USA: CRC Press, 2004. 2620 p.

LIU W. et al. High power single wavelength ceramic Nd:YAG laser at 1116 nm. **Optics and Laser Technology**, Shanghai, v. 46, p. 139-141, 2013.

LOPES, E. S. N. **Correlação entre transformações de fases e comportamento mecânico de ligas Ti-Nb-Sn e sua aplicação na concepção de implantes ortopédicos com propriedades otimizadas**. 2009. 142 f. Dissertação (Mestrado)- Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

LÜTJERING, G.; WILLIAMS, J. C. **Titanium**, London: Springer, 2010. 442 p.

MACHADO, I. G. **Soldagem e técnicas conexas: processos**. Porto Alegre: [s.n.], 1996. 491 p.

MAIMAN, T. H. Stimulated optical radiation in ruby masers. **Nature**, Malibu, v.187, p. 493-494, 1960.

MALEK, F. G.; HAMED, M. J.; TORKAMANY, M.J.; SABBAGHZADEH, J. Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd: YAG laser welding. **Scripta Mater**, Tehran, v. 56, p. 955-958, 2007.

MARQUES, P. V.; MODENESE, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2014. 363 p.

- MELO, A. L. V. **Análise das propriedades de chapas de titânio ASTM grau 5 (Ti6Al4V) soldadas a laser Nd:YAG.** 2007. 118 f. Dissertação (Mestrado)- Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, 2007.
- MORCELLI, A. E. **Estudo dos micromecanismos de deformação e fratura da liga de titânio ti-6al-4v utilizando-se técnicas de microscopia eletrônica e difração de raios x.** 2009. 126 f. Dissertação (Doutorado)- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN. 2009.
- PINTO, R. S. **Laser de nd:yag de alta potência, estabilidade e qualidade de feixe.** 2014. 69 f. Dissertação (Mestrado)- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN, São Paulo, 2014.
- RAMOSOEU, M. E.; CHIKWANDA, H. K.; BOLOKANG, A. S.; BOOYSEN, G.; NGONDA, T. N. Additive manufacturing: characterization of Ti-6Al-4V alloy intended for biomedical application. **The Light Metals Conference**, p. 337-344, 2010.
- READY, J. F. **Industrial applications of lasers.** 2. ed. San Diego: Academic Press. 1997. 599 p.
- ROQUE, L. K. **Influência dos tratamentos térmicos na microestrutura e nos mecanismos de fratura da liga ti-6al-4v produzida por sinterização direta de metal por laser (DMLS).** 2015. 97 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP, Ilha Solteira, 2015.
- SITTIG, C. et al. Surface characterization of implant materials cp Ti, Ti-6Al-7Nb and Ti-6Al-4V with different pretreatments. **Journal Of Materials Science: Materials in Medicine**, Zürich, p. 35-46. 1997.
- SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos.** 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 304 p.
- STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser Material Processing.** 4. ed. London: Springer-Verlag, 2010. 535 p.
- WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO. F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia.** 4. ed. São Paulo: Blucher, 2004. 494 p.
- WETTER, N. U.; DE ROSSI, W. **ICS Lectures: on industrial applications of laser.** Viena: UNIDO, 2000. v.1, 60 p.
- WIKIPEDIA Disponível em: <https://en.m.wikipedia.org/wiki/File:Laser_spectral_lines.svg> Acesso em: 16 fev 2018.
- ZIMMER, C. G. **Influência da oxidação térmica sobre as propriedades de fadiga da liga Ti-6Al-4V.** 2011. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais)- Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul-UFGRS, Porto Alegre, 2011.