

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

BRUNO CREPALDI ALVES

**SOLDAGEM DE LÂMINAS FINAS DA LIGA DE TITÂNIO Ti6Al4V COM LASER
Nd:YAG PULSADO**

Ilha Solteira

2019

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

BRUNO CREPALDI ALVES

**SOLDAGEM DE LÂMINAS FINAS DA LIGA DE TITÂNIO TI6AI4V COM
LASER Nd:YAG PULSADO**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Ilha Solteira, para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Orientador

Ilha Solteira

2019

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

A474s Alves, Bruno Crepaldi.
Soldagem de lâminas finas da liga de titânio Ti6Al4v com laser Nd:YAG pulsado / Bruno Crepaldi Alves. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2019
83 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2019

Orientador: Vicente Afonso Ventrella

Inclui bibliografia

1. Laser Nd:YAG. 2. Ti-6Al-4V. 3. Microdureza. 4. Ensaio de tração. 5. Laminas finas.


João Josué Barbosa

Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação
Diretor Técnico
CRB 8-5642

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO


TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: SOLDAGEM DE LÂMINAS FINAS DA LIGA DE TITÂNIO TI6Al4V COM LASER Nd:YAG PULSADO

AUTOR: BRUNO CREPALDI ALVES

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. RICARDO CURY IBRAHIM 
Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos / Escola Politécnica da USP

Ilha Solteira, 28 de fevereiro de 2019

DEDICO

Ao meu pai **Marcelo Lopes Alves** e minha mãe **Vanilde Aparecida Crepaldi Alves**, que me educaram e me possibilitaram mais essa conquista, exemplos de vida e perseverança.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus por estar presente durante cada instante da minha vida.

Aos meus pais Marcelo e Vanilde por todo suporte, conselhos e compreensão, em especial por todo carinho ao longo desta caminhada árdua. Sem vocês eu não chegaria até aqui.

A minha irmã Marcela e meus avós pelo carinho e companheirismo.

Aos meus companheiros de República por me acolherem em todas as horas.

Aos amigos que acompanharam mais de perto esta etapa.

A todos os professores do curso de Engenharia Mecânica de UNESP – Ilha Solteira por colaborarem com a minha formação profissional e pessoal.

A todos os técnicos e funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica que contribuíram, de forma direta ou indireta, para a concretização deste trabalho.

Aos professores Ruis e Juno pelos conselhos e por toda ajuda concedida de bom grado.

Ao professor Vicente Ventrella pela orientação deste trabalho, minha eterna gratidão.

“A ciência se compõe de
erros que, por sua vez, são
os passos até a verdade.”

(Julio Verne)

RESUMO

O presente trabalho estudou o processo de soldagem laser Nd:YAG pulsado aplicado em lâminas finas da liga de titânio Ti-6Al-4V, utilizado no revestimento de sensores que trabalham em ambiente corrosivo da indústria sucroalcooleira, química, petroquímica e alimentícia. Variou-se a energia de pulso de 1,0 J a 2,00 J, com incrementos de 0,25 J com a velocidade de soldagem de (v) taxa de repetição (Rr) fixas de 525mm/min e 39Hz respectivamente e largura temporal de 4 ms. As soldas foram realizadas com proteção gasosa de argônio com vazão de 10 l/min. Os ensaios realizados para a pesquisa foram: análise macrográfica, ensaio de tração e fractografia, 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 do cordão, largura de união e profundidade) dos cordões de solda, bem como a microestrutura, foram realizadas através de imagens obtidas pelo Microscópio Óptico Neophot 21 e editadas utilizando o software ImageJ. O ensaio de tração foi realizado através de uma Máquina Universal de Ensaios, além do ensaio de microdureza, que foi realizado na escala Vickers. Os resultados obtidos mostraram que o controle da energia do pulso é de fundamental importância para a geração de juntas soldadas adequadas, em processo de soldagem por laser de lâminas finas. Também, os parâmetros geométricos aumentaram em função do aumento da energia de pulso e houve maior formação da fase α' (martensita) conforme maior energia de pico utilizada. Além disso, a microdureza teve um aumento nos cordões de solda em relação ao metal base e apresentou aumento também nos cordões em função das energias de pico. Finalmente, o processo mostrou-se sensível à formação de *gap* entre as lâminas.

Palavras-chave: Soldagem. Laser Nd:YAG. Ti-6Al-4V. Microdureza. Ensaio de Tração. Laminas finas.

ABSTRACT

The present work studied the pulsed Nd: YAG laser welding process applied in thin films of the titanium alloy Ti-6Al-4V, used in the coating of sensors that work in the corrosive environment of the sugar-alcohol, chemical, petrochemical and food industry. The pulse energy was varied from 1.0 J to 2.00 J, with increments of 0.25 J with welding speed (v) and repetition rate (Rr) fixed in 525 mm / min and 39 Hz respectively and time width of 4 ms. An argon gas protection was used with a flow rate of 10 l / min. The tests carried out for the research were: macrographic analysis, tensile and fracture tests, microhardness test and microstructural characterization. A chemical attack with the Kroll reagent was used to reveal details on the weld bead. Measurements based on bead width, union width and depth of the fusion zone as well as the microstructure were performed using images obtained by the Neophot 21 Optical Microscope and edited using the ImageJ software. The tensile test was performed through a Universal Testing Machine, in addition to the microhardness test, which was performed on the Vickers scale. Results showed that the control of the pulse energy is of fundamental importance for the generation of suitable welded joints, in process of laser welding of thin slides. Also, geometric parameters increased as a function of the increase in pulse energy and there was more formation of the α 'phase (martensite) according to the highest peak energy used. Besides that, microhardness had an increase in the weld beads in relation to the base metal and showed increase also in the cords as a function of the peak energies. Finally, the process was sensitive to gap formation between the slides.

Keywords: Welding. Laser Nd: YAG. Ti-6Al-4V. Microhardness. Thin foil.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema básico de funcionamento do laser. (I) Espelho refletor; (II) Espelho refletor parcial; (III) Saída do laser.....	18
Figura 2 - Esquema da técnica de solda por laser a condução.....	21
Figura 3 - Esquema da técnica de solda por laser por penetração	22
Figura 4 - Formação do cordão de solda laser.....	27
Figura 5 - Esquema do Método Kroll.....	29
Figura 6 - Influência dos elementos de liga no diagrama de fases para ligas de titânio.	32
Figura 7 - Diferentes microestruturas do titânio.....	35
Figura 8 - Micrografia da liga Ti-35Nb	36
Figura 9 - Micrografia lamelar da liga de titânio ti-6Al-4V	39
Figura 10 - Formação das microestruturas resultantes em temperaturas intermediárias da liga Ti-6Al-4V mediante resfriamento moderado a partir de uma temperatura acima de β -transus.	40
Figura 11 - 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.	42
Figura 12 - Micrografia da liga de titânio Ti-6Al-4V – microestruturas transformadas. a) Martensita e b) fase α lamelar grosseira.....	44
Figura 13 - Exemplo de microestrutura encontrada na ZTA da liga Ti-6Al-4V. 45	
Figura 14 - Exemplo de estrutura acicular em uma liga duplex. Liga Ti-6Al-4V.	45
Figura 15 - Exemplos de poros encontrados no metal de solda.....	49
Figura 16 - Máquina a laser do LabSol (FEIS-UNESP).....	50
Figura 17 - Esquema do dispositivo de fixação para soldagem	51
Figura 18 - Posição de soldagem e dimensões do cordão de solda	51
Figura 19 - Microscópio Óptico Carl Zeiss, Neophot 21	53
Figura 20 - Microscópio Eletrônico de Varredura, ZEISS, modelo EVO LS15 . 53	
Figura 21 - Ultra-microdurômetro no Laboratório de Microscopia da FEIS com detalhe no porta amostra	54
Figura 22 - Esquema das medidas de microdureza Vickers.	55
Figura 23 - Máquina Universal de Ensaio, EMIC Modelo: DL30.000.....	55
Figura 24 - Desenho esquemático dos corpos de prova	56
Figura 25 - Análise macrográfica das seções transversais das amostras (a) 1,0J, (b) 1,25J, (c) 1,50J, (d) 1,75J e (e) 2,0J.....	58
Figura 26 - Relação entre energia do pulso e geometria do cordão.....	59
Figura 27 - Análise macrográfica das seções transversais soldadas com laser pulsado de Nd: YAG com diferentes pulsos de energia. Parâmetros da soldagem laser: angulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia (a) 1,00J, (b)1,25J, (c)1,50j, (d)1,75J, (e)2,00J, (f)2,25J.....	60

Figura 28 - Identações do ensaio de microdureza na amostra com energia de 1,5J.....	61
Figura 29 - Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície – 1,25J.....	62
Figura 30 - Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície –... 63	63
Figura 31 - Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície – 1,75 J.....	63
Figura 32 - Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície – 2,00 J.....	64
Figura 33 - Média de dureza na zona fundida para cada aporte térmico	64
Figura 34 - Microestrutura do metal base da liga Ti-6Al-4V através do MO.....	65
Figura 35 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,25J – MO (a) cordão de solda (b) zona de transição (c) aumento cordão de solda	66
Figura 36 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,25J – MEV com diferentes aumentos	67
Figura 37 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,50J – MO (a) zona de transição (b) zona de transição (c) cordão de solda (d) aumento cordão de solda	68
Figura 38 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,50J – MEV com diferentes aumentos	69
Figura 39 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,75J – MO (a) cordão de solda (b) zona de transição (c) aumento cordão de solda	70
Figura 40 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,75J – MEV com diferentes aumentos.	71
Figura 41 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,75J – MO (a) cordão de solda (b) zona de transição (c) aumento cordão de solda	72
Figura 42 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 2,00J – MEV com diferentes aumentos	73
Figura 43 - Corpos de prova rompidos no ensaio de tração	74
Figura 44 - Fractografia do metal base	76
Figura 45 - Fractografia do corpo de prova 2,00J	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Desenvolvimento comercialização e aplicações dos lasers	17
Tabela 2 - Comparação dos lasers para soldagem	24
Tabela 3 - Custo médio de materiais metálicos.....	30
Tabela 4 - Composição química da liga Ti-6Al-4V (%peso)	37
Tabela 5 - Propriedades da liga de titânio Ti-6Al-4V	38
Tabela 6 - Classificação de soldabilidade do titânio e suas ligas.....	46
Tabela 7 - Tempo e temperatura utilizados para alívio de tensões em ligas de titânio	47
Tabela 8 - Parâmetro variável de soldagem em cada amostra	51
Tabela 9 - Ataque químico utilizado	52
Tabela 10 - Tensões obtidas pelo ensaio de tração em função de cada corpo de prova.....	75

Sumário

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	OBJETIVO	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	HISTÓRICO DO LASER	16
2.2	LASER	17
2.3	CONCEITOS DO LASER	18
2.4	GERAÇÃO DO LASER	19
2.5	SOLDAGEM A LASER	19
2.5.1	Solda a laser por condução	21
2.5.2	Solda a laser por penetração	22
2.6	COMPARAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM Nd:YAG VERSUS <i>CO2</i>	23
2.7	VANTAGENS E DESVANTAGENS DA SOLDA LASER	24
2.7.1	Vantagens da solda laser	25
2.7.2	Desvantagens da solda laser	25
2.8	CORDÃO DE SOLDA LASER	26
2.9	TITÂNIO E SUAS LIGAS	27
2.9.1	Dados gerais sobre o titânio	27
2.9.2	Processo de obtenção do titânio	28
2.9.3	Titânio comercialmente puro	30
2.9.4	Ligas de titânio	31
2.9.4.1	<i>Estabilizadores alfa</i>	32
2.9.4.1	<i>Fase α'</i>	33
2.9.4.2	<i>Estabilizadores beta</i>	33
2.9.5	Classificação das ligas de titânio	34
2.9.6	Ligas alfa	34
2.9.7	Ligas beta	35
2.9.8	Ligas alfa-beta	35
2.9.8.1	<i>Liga Ti-6Al-4V</i>	37
2.10	SOLDAGEM DE TITÂNIO E SUAS LIGAS	43
2.10.1	Alívio de tensões	46
2.10.2	Limpeza pré-soldagem	47
2.10.3	Porosidade na solda	48
3	MATERIAIS E MÉTODOS	49
3.1	PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS	52
3.2	CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL	52

3.3	MICRODUREZA	54
3.4	ENSAIO DE TRAÇÃO E FRACTOGRAFIA	55
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	56
4.1	OBTENÇÃO DOS PARÂMETROS MACROESTRUTURAIS DO CORDÃO DE SOLDA	57
4.2	MICRODUREZA	61
4.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	65
4.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	74
4.4.1	Fractografia	76
5	CONCLUSÕES	77
5.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	78
	REFERÊNCIAS	79

1 INTRODUÇÃO

O cenário mundial vem sofrendo diversas transformações ao longo da história, principalmente nas últimas décadas, onde pudemos observar avanços nas mais diversas áreas relacionadas ao ser humano. Estas mudanças proporcionaram uma aceleração nos processos econômicos e na evolução tecnológica.

Esta realidade impõe um conceito novo nos níveis de exigência e exerce pressão no aumento dos padrões de qualidade. Com isso, a competitividade torna-se mais acirrada. Neste panorama, os setores científico e industrial são inseridos neste mercado competitivo, o qual é influenciado pelos efeitos da globalização e da preocupação com a sustentabilidade. Em resposta a esta tendência, o pensamento empreendedor é essencial para ambos os setores. Isso implica em estimular o desenvolvimento ampliando as bases tecnológicas, coordenar o gerenciamento de recursos escassos, fixar alvos e objetivos factíveis, assim como procurar inovar.

Dentro desse contexto mercadológico está imerso o universo em que os profissionais, pluralistas em conhecimentos e habilidades, procuram selecionar o tipo de material, o processamento mais apropriado, suas vantagens/desvantagens e as diferentes implicações no resultado final do produto para satisfazer os requisitos do mercado atual.

Em vários setores industriais o processamento de materiais utilizando laser (KATULIN, 1987) tornou-se uma alternativa interessante e competitiva em relação aos métodos convencionais de manufatura. Sua aplicação é diversificada principalmente devido aos seus benefícios e a sua versatilidade, abarcando mercados como o da indústria automotiva, aeroespacial e médica (ROSSI, 2000). O laser suscita grande interesse pois abarca vantagens como: processo sem contato e sem desgaste de ferramenta, possibilidade de uso de atmosfera controlada, alta densidade e controle de energia, flexibilidade no caminho do feixe, simplicidade de fixação, facilidade no processo de automação,

pequena zona termicamente afetada (ZTA), altas velocidades de processo, excelente qualidade da borda, baixa emissão de poluição, entre outras (GRASSI, 1998).

No entanto, para que esta tecnologia possa de fato oferecer ao processo reais vantagens é necessário que os parâmetros envolvidos estejam estipulados de forma assertiva, levando, por exemplo, em consideração: o material selecionado, geometrias do objeto, comprimento de onda do laser, regime de operação do laser (pulsado ou contínuo), etc.

A partir desta seleção, também é imprescindível escolher e ajustar as gamas de parâmetros relativos ao processamento a laser que exercerão influência na qualidade do resultado final, no custo e velocidade, entre outros aspectos do processo (MIYAMOTO, 1993; ROHDE, 1996).

Paralelamente, a utilização de novos materiais para desenvolvimento de produtos é cada vez maior, visando a redução dos custos e a melhoria no padrão de qualidade dos mesmos. É notável o crescente uso de materiais plásticos e fibras, que se encontram disseminados em diversos setores. Como consequência, o ramo siderúrgico reage buscando avanços na pesquisa de novos materiais metálicos. Neste contexto, uma readaptação da produção de ligas de titânio, entre outros metais se torna cada vez mais importante (MAWAKDIYE, 2004).

Baseado nesses fatores mercadológicos a empresa SMAR Equipamentos Industriais, solicitou a pesquisa de soldagem a laser em seus sensores e transmissores de nível, pressão e vazão, para agregar valor aos seus equipamentos, juntamente com o uso de novos materiais utilizando esse método de soldagem. Devido à exposição de ambientes extremamente severos e extremamente corrosivos como na indústria química, petroquímica, alimentícia e sucroalcooleira. Contudo devido à normas da empresa, não se citou detalhes de tais transmissores.

Como a soldagem visa a excelência de qualidade, o processamento a laser para um determinado material deve obedecer a uma combinação precisa dos inúmeros parâmetros envolvidos (MODEST, 1996). Estes parâmetros são: densidade de potência; modo transversal do feixe laser; polarização da luz; velocidade do processo; características físicas e metalúrgicas do material; geometria e diâmetro do bocal; distância bocal/peça; comprimento focal da lente

utilizada; tipo, pressão, fluxo e pureza do gás de assistência; energia e duração temporal do pulso laser; comprimento de onda; distribuição energética no ponto focal, entre outros (HAN, 2005).

Portanto os parâmetros descritos acima são inúmeros, desse modo, procurou-se neste trabalho desenvolver um estudo que permita evidenciar alguns parâmetros para o processo de soldagem e suas possíveis interações.

1.1 OBJETIVO

Estudar a influência da variação de energia empregada no pulso de soldagem (E_p) em lâminas finas da liga de titânio grau 5 – Ti6Al5V - com Laser Pulsado Nd:YAG:

- Determinar as condições do processo que permitam uma junta soldada isenta de descontinuidades e propriedades mecânicas mais elevadas;
- Avaliar se as condições de energia empregadas possuem influência nos parâmetros geométricos do cordão de solda;
- Investigar o comportamento da microdureza do material com relação ao metal de solda;
- Analisar a influência da variação da energia de pulso na microestrutura resultante e correlacionar possíveis relações com os valores de dureza obtidos nos metais de solda e zonas de transição;
- Avaliar possíveis mudanças das propriedades mecânicas em corpos de prova soldados e analisar possíveis relações com os parâmetros utilizados na soldagem.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 HISTÓRICO DO LASER

Historicamente, após os estudos científicos se desvincularem da religião, é perceptível uma evolução crescente em diversos pilares do conhecimento, dentre eles a física e a química. Uma nova realidade é estruturada por figuras notórias a partir de grandes constatações, que vieram a mudar nossa percepção e compreensão do universo. Inicialmente, Dalton considera o átomo como esfera rígida para, logo em seguida, Thomson constatar a existência de elétrons, seguido do modelo planetário de Rutherford. Estes desenvolvimentos serviram de base para que Planck e Niels Bohr postulassem o modelo quântico.

Neste momento, o modelo atômico quântico proposto descreveria o átomo com elétrons girando ao redor do núcleo sem emitir energia, fato que ocorreria somente por meio do salto dos elétrons entre as órbitas interna e externa (esse salto é conhecido como transição eletrônica) (BAGNATO, 2001).

Como consequência, foi possível compreender a neutralidade da matéria pela relação entre o núcleo de carga positiva em equilíbrio dinâmico com os elétrons de carga negativa. Além disso, justificar como uma carga elétrica negativa em movimento acelerado, descrita por uma trajetória circular, não emitia luz constantemente e nem colidia com o núcleo, até o colapso da matéria.

Este novo conceito motivou Albert Einstein que, em 1917, na realização de seus estudos, introduziu a ideia de quantização da radiação junto ao efeito fotoelétrico, prevendo assim, a emissão estimulada. No entanto, toda essa base teórica foi ser aplicada após a Segunda Guerra Mundial, por meio de estudos espectroscópicos de moléculas para gerar radiação estimulada na região de micro-ondas. Esse trabalho foi realizado por Charles Townes e Arthur Schawlow em 1954, que o nomearam de MASER (microwave amplification by stimulated emission of radiation), amplificação de micro-ondas por emissão estimulada de Radiação (SHAWLOW, 1958; BERTOLOTTIO, 1983).

A partir da década de 60, estudos acerca à ampliação da luz culminaram com a descoberta do Laser, resultando na invenção do primeiro laser de estado sólido com rubi, por Theodore Maiman em 1974, e no laser de hélio-neônio gasoso pelo Dr. Ali Javan (BLAIR, 1996; BROMBERG, 1950).

Atualmente, com pesquisas e desenvolvimentos tecnológicos, podemos encontrar variados tipos de laser sendo aplicados no processamento de materiais, tais como: laser de gás carbônico CO_2 ($\lambda = 10,6 \mu\text{m}$), laser de neodímio (Nd: YAG) ($\lambda = 1,06 \mu\text{m}$) e laser de fibra (fibra óptica dopada com elementos de terras raras, érbio, por exemplo) bombeada por diodo com alta potência, entre outros tipos disseminados nas mais diversas aplicações. A tabela 1 apresenta o desenvolvimento e evolução do laser na história e suas aplicações.

Tabela 1 - Desenvolvimento comercialização e aplicações dos lasers

Laser	Ano do desenvolvimento	Comercializado desde	Aplicação
Rubi	1960	1963	Metrologia, aplicações médicas e processamento de materiais inorgânicos.
Nd: Vítreo	1961	1968	Medidas de comprimento e velocidade.
Diodo	1962	1965	Aplicações biomédicas e soldagem.
He: Ne	1962	1965	Medidas de comprimento e velocidade, alinhamento e pontos de luz.
CO ₂	1964	1966	Processamento de materiais corte fusão.
Nd: YAG	1964	1966	Processamento de materiais, fusão, técnicas analíticas.
Íon de Argônio	1964	1966	Luz intensa, aplicações médicas.
Dye	1966	1969	Deteção de poluição, separação de isótopos.
Cobre	1966	1989	Separação de isótopos
Excimer	1975	1976	Aplicação médica e processamento de materiais.

Fonte: Munekata (2011)

2.2 LASER

A palavra LASER é formada pelas iniciais de “**Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation**”, que se pode entender por “Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação.” Os tipos de laser mais usados na indústria são os de CO_2 e laser Nd:YAG (MAYER, 1994). No caso da soldagem,

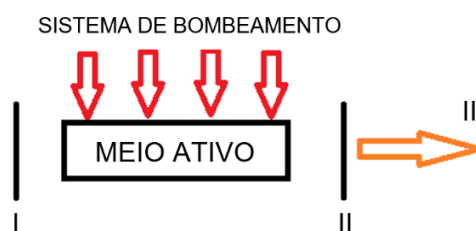
essa fonte de energia que incide sobre o material provoca aquecimento concentrado na faixa de 1,5 mm de diâmetro sobre o material (DAMOULIS; BATALHA, 2004).

Em contraste com a conhecida luz incandescente, a qual emite fótons em todas as direções e sob um amplo espectro de comprimento de onda, o laser apresenta propriedades particulares que o tornam uma excelente ferramenta para o uso científico e tecnológico. As principais características dessa fonte de luz são: a monocromaticidade, coerência, feixe estreito de baixa divergência e possibilidade de alta intensidade. (COUTINO, 1992).

2.2 CONCEITOS DO LASER

Para a geração do laser, há elementos chamados de cavidades, por onde o laser é gerado, sendo então continuamente amplificado. Uma cavidade constitui-se basicamente de um meio ativo, um sistema de bombeamento e um ressonador. A figura 1 representa um esquema básico de funcionamento do laser.

Figura 1 - Esquema básico de funcionamento do laser. (I) Espelho refletor; (II) Espelho refletor parcial; (III) Saída do laser.



Fonte: Andrade (2018)

- **Meio ativo:** O meio ativo é capaz de amplificar radiação eletromagnética. O meio ativo, localizado no interior do ressonador, preenche um ressonador parcialmente ou completamente.

- **Sistema de “bombeamento”:** Este sistema “bombeia” o meio ativo, ou seja, emite luz ou algum outro elemento de forma contínua para o meio ativo. Apesar do verbo bombear remeter ao trabalho realizado por uma bomba e, portanto, restringir a tarefa à utilização de líquidos, toda referência à bombeamento neste

trabalho refere-se à emissão de luz, laser ou algum outro elemento para que o laser seja produzido. Há alguns métodos para realizar esta tarefa, tais como bombeamento óptico com outro laser ou lâmpada; bombeamento com uma descarga de gás; bombeamento com uma corrente através do semicondutor ou uma heteroestrutura semicondutora e bombeamento químico.

- **Ressonador:** O ressonador do laser consiste de dois espelhos – um é totalmente refletor e o outro é parcialmente refletor. Ele tem a tarefa de armazenar um campo eletromagnético coerente e de habilitar a interação do campo com o meio ativo. Cada tipo de laser requer seu próprio design de ressonador: um laser deve ser apto a funcionar sempre. Dependendo da aplicação do laser, outro critério pode ser escolhido: que o laser deva ter uma eficiência ótima para conversão da potência da bomba para a potência de saída do laser.

2.4 GERAÇÃO DO LASER

Para gerar o feixe de laser, o sistema de bombeamento emite energia (fonte contínua ou intermitente) no meio ativo. Ao receber essa energia, ocorre um fenômeno chamado “inversão de população” no meio ativo, desencadeando uma amplificação das radiações e assim, emitindo energia para todas as direções, especialmente no eixo do ressonador. Em seu trajeto formado por múltiplas reflexões entre os espelhos, essa radiação amplifica-se por emissão estimulada a cada passagem no meio ativo. Certa fração de energia atravessa o espelho semitransparente para constituir o feixe de laser, ao passo que a outra fração é refletida e efetua um trajeto inverso ao longo do eixo, resultando em um aumento de intensidade na cavidade (MUNEKATA, 2011).

2.5 SOLDAGEM A LASER

O feixe de laser com alta concentração proporciona uma radiação com excelente qualidade, permitindo as mais diversas aplicações, dentre elas o processo de soldagem. A utilização do laser neste processo possibilita a obtenção de características impossíveis de serem adquiridas por outros processos, de tais características podemos destacar: elevadas velocidades de

soldagem, ausência de contato entre fonte de calor e material utilizado, baixa distorção e pequenas áreas termicamente afetadas pelo calor (SENAI, 1994).

A soldagem a laser é caracterizada por um delicado balanço entre aquecimento e resfriamento dentro de um volume, no qual uma poça líquida é formada e permanece estável até a solidificação. O objetivo da solda a laser é criar a poça de fusão pela absorção da radiação laser incidente, possibilitar o seu crescimento até o tamanho desejado e então propagar esta poça através da interface sólida, eliminando a linha de junta original entre os componentes a serem unidos (DULEY, 1998).

Neste processo, a manutenção do balanço entre o calor que entra e o calor que sai depende da constante de absorção da radiação laser e da propagação do feixe no interior da peça (DU J, 2000; LONGOBARDI, 2002). Entretanto, essa propagação é muitas vezes interrompida pela formação de vapor no ponto focal, alterando assim, a absorção da radiação do laser (BERRETA, 2005). Esse vapor poderá ainda, dentro de certas condições, transformar-se em plasma absorvendo, espalhando e atenuando o feixe severamente (DOWDEN, 1989).

Dessa forma, muitas propriedades devem ser consideradas para otimizar a interação laser-matéria no processo de soldagem. Dentre elas (READY, 1997):

- (a) A intensidade na superfície da amostra deve ser alta suficiente para produzir derretimento;
- (b) Para lasers pulsados, a duração do pulso deve ser longa o suficiente a fim de permitir penetração da energia térmica em todo o volume do material;
- (c) A taxa de repetição do laser deve ser alta suficiente para soldar as peças a uma taxa razoavelmente alta;
- (d) A intensidade e a duração do pulso de laser devem estar num regime onde a vaporização da superfície não se torne excessiva.

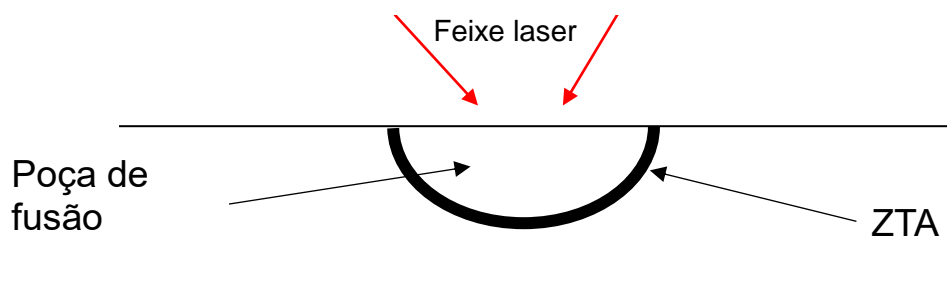
Com todos esses obstáculos, pode parecer surpreendente que soldas de alta qualidade usando laser sejam possíveis. Entretanto, constantes térmicas e mecânicas agem para atenuar estes problemas com o balanço térmico na solda a laser, suavizando flutuações para uma amplitude mínima e estabelecendo condições para uma soldagem estável.

Existem duas técnicas fundamentais de soldagem a laser: por condução e por penetração ou “keyhole”. A diferença básica entre elas está na superfície da poça de solda, que permanece íntegra durante a solda por condução e é alterada na solda por penetração pelo feixe de laser que penetra na região de fusão (DULEY, 1998). Essas técnicas de soldagem são possíveis de serem executadas com laser contínuo ou pulsado. No caso do laser pulsado, a duração do pulso e a intensidade do feixe definem se a solda é feita por condução ou por penetração (HEL; FUERSCHBACH; DEBROY, 2003).

2.5.1 Solda a laser por condução

Na solda a laser por condução, o material de base é aquecido pelo feixe de laser até alcançar sua temperatura de fusão, sem criar vaporização (BENTER, 2005). A energia do feixe é absorvida pela superfície e penetra no material por condução térmica – Figura 2.

Figura 2 - Esquema da técnica de solda por laser a condução



Fonte: Próprio autor.

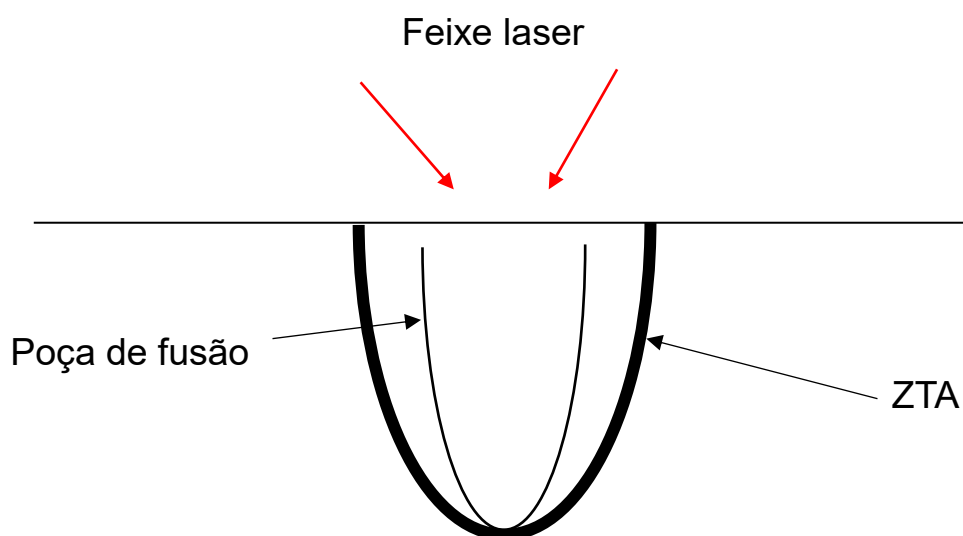
Na soldagem por condução é importante conhecer a profundidade de penetração máxima da poça de fusão, no intervalo de tempo em que a superfície

é exposta ao feixe até que o material alcance a temperatura de vaporização, T_v . Para intervalos maiores que este tempo, uma significativa vaporização poderá ocorrer na superfície, fazendo com que a poça de fusão seja reduzida no material (DULEY, 1976).

2.5.2 Solda a laser por penetração

Neste processo, o material é evaporado por um feixe de alta potência e, devido à pressão resultante do vapor, um orifício conduzido pelo feixe de laser é formado dentro da amostra, orifício este denominado *keyhole* – figura 3. Quando a coluna de vapor se movimenta no orifício formado, o material é fundido ao longo de sua profundidade e se solidifica em torno de sua parede. A formação deste formado – *keyhole* – é de fundamental importância no processo de laser por penetração, onde a geometria é uma função complexa das condições de focalização do feixe, propriedades do material e do tempo de interação. (BENTER, 2005; BERRETA, 2005).

Figura 3 - Esquema da técnica de solda por laser por penetração



Fonte: Próprio autor.

Desta forma, o líquido do centro da poça de fusão flui para a periferia, aumentando a intensidade do feixe de laser no centro, promovendo a vaporização. A geometria cônica gerada deste modo penetra gradualmente e assume uma grande razão de aspecto. Por definição, a razão de aspecto é a relação da profundidade pela largura do cordão de uma solda a laser por penetração e pode atingir valores iguais ou superiores a quatro. O mecanismo descrito acima pode acontecer em dois estágios. No primeiro, uma concavidade rasa é formada com uma profundidade comparada ao raio da poça de fusão. Em seguida, esta geometria focaliza o feixe no centro da concavidade líquida, onde o furo cilíndrico é formado. Assim, as condições de soldagem por penetração são atingidas satisfatoriamente (DULEY, 1998; BERRETA 2005).

2.6 COMPARAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM Nd:YAG VERSUS CO_2

Cada tipo de laser possui algumas características próprias. O laser de CO_2 começou com certa vantagem em relação ao Nd: YAG por se conseguir do mesmo potências elevadas, porém, com as melhorias nos processos atuais, essa diferença praticamente não tem influenciado muito nos processos de junção, pois cada laser tem suas características e potências muito altas nem sempre nos leva a melhor solução.

Conseguiu-se potências de feixes que chegam a 5 KW para Nd: YAG, e lasers de CO_2 com potências iguais ou maiores que 15 KW, e uma velocidade de soldagem de mais de 65 mm/s para ambos. Segundo Hoffmann & Geiger (1995), o laser de Nd: YAG possui vantagem na soldagem de chapas finas porque conseguiu-se uma melhor flexibilização de movimentos em sua aplicação devido ao uso de fibras ópticas, e também pelo seu custo mais barato em relação ao laser de CO_2 . A aplicação em solda Nd: YAG para chapas finas pode ser confirmado por Barnes e Pashby (2000), onde os autores afirmam que esse tipo de laser consegue uma profundidade de penetração que varia de 2 a 6 mm, e o laser de CO_2 consegue uma profundidade de penetração por volta de 15 mm, dependendo da potência adotada. No fator absorção de energia laser pelo metal base, o Nd: YAG é 3,16 vezes maior que o laser de CO_2 segundo Xie e Kar (1999), isso quer dizer que o Nd: YAG possui um aproveitamento melhor do feixe de laser na soldagem.

Devido às vantagens acima pode-se entender o interesse das indústrias automobilísticas no uso do laser Nd: YAG, principalmente para sua aplicação de construções de carrocerias em larga escala. Porém o laser de CO₂ ainda possui uma grande fatia do mercado dessa tecnologia, principalmente onde grandes profundidades são exigidas na soldagem. Sendo assim não se pode dizer se algum dia um deles deixará de ser usado, ou se continuarão coexistindo juntos no mercado.

Na tabela 2 a seguir pode-se realizar a comparação dos lasers para alguns processos de soldagem, em termos de potência eficiência, proteção gasosa e investimentos.

Tabela 2 - Comparação dos lasers para soldagem

Comparação dos lasers para soldagem				
Tipos de laser	CO₂ (gás)	Nd:YAG (sólido)	Diodo (estado sólido)	Laser a fibra (estado sólido)
C. onda (μm)	10,6	1,06	0,8 – 1,0	1,07
Faixa de potência	0,5 – 25 kW	100W – 1 kW	1 mW – 500 W	0,5 W – 4 kW
Eficiência	10%	3%	30%	17%
Proteção gasosa	Necessária	Opcional	Opcional	Opcional
Transmissão	Sistema óptico	Fibra óptica	Fibra óptica	Fibra óptica
Spot (mm)	0,2	0,1	0,5	0,05

Fonte: Munekata (2011)

2.7 VANTAGENS E DESVANTAGENS DA SOLDA LASER

O laser já é usado pela indústria há muito tempo, sendo assim os trabalhos que existem a respeito dessa tecnologia já possuem dados aprofundados e difundidos no mundo. Pode-se notar que diversos autores possuem a mesma opinião das vantagens e desvantagens do laser, Barnes e Pashby (2000) demonstram muito bem isso.

2.7.1 Vantagens da solda laser

- O processo produz distorções pequenas nas peças soldadas, devido à energia relativamente baixa e concentrada usada nesse tipo de soldagem.
- Cordões de solda estreitos (aproximadamente 1,2 a 1,5 mm).
- ZTA pequena.
- Possibilita altas velocidades de soldagem.
- Resulta em geral na formação de soldas de alta qualidade.
- Solda visivelmente mais agradável aos olhos do cliente, o que favorece a qualidade.
- Alta resistência mecânica.
- Flexibilidade e versatilidade para a automação do processo através de robôs.
- Menor investimento no caso de modificações no produto. Muitas vezes apenas a reprogramação dos robôs já engloba toda a modificação necessária.
- Não necessita de acesso do equipamento pelos dois lados da área de contato para ser feito a soldagem. Por causa disso, a solda laser possibilita construções que antes eram impossíveis com os processos de soldagem convencionais.

2.7.2 Desvantagens da solda laser

- Requer um nível de automação alto como robôs e dispositivos, pois não existe a possibilidade de usar um processo manual devido ao nível de periculosidade do laser.
- Limitação de profundidade de penetração do cordão de solda.
- Requer uma tolerância dimensional acurada entre peças, cerca de 10% das espessuras a serem soldadas. Na indústria, usa-se um valor de 0,3 mm de variação máxima da área de contato a ser soldada.
- O nível de equipamentos e aparatos para proteção contra acidentes é altíssimo, proporcionalmente ao alto risco de acidentes. Os

operadores não devem ter acesso à cabine de soldagem enquanto o equipamento está em funcionamento.

- O retrabalho no caso de falhas na soldagem é complexo e caro em relação a outros processos de junção.
- Devido aos fatores mostrados anteriormente os investimentos necessários são altíssimos se compararmos com outros processos, de soldagem convencional.
- Requer um volume de produção relativamente alto para amortizar o investimento, salvo a exceção de veículos de alto valor agregado, onde o custo final do produto compensa o baixo volume produzido.

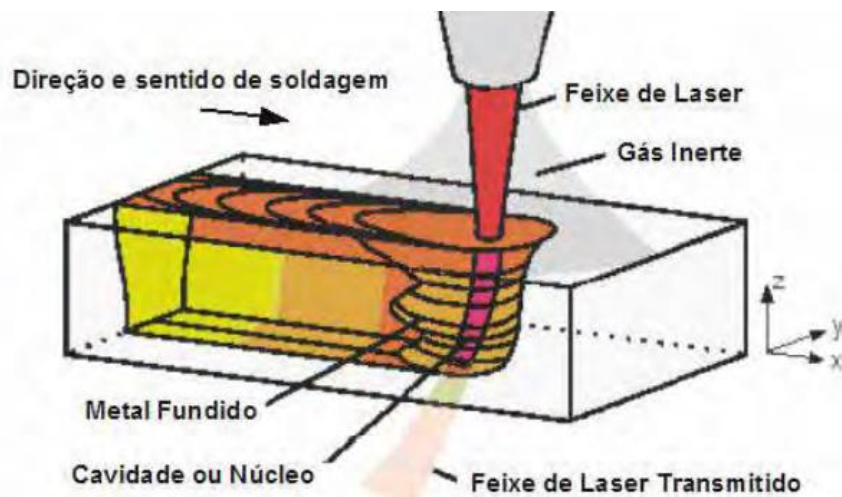
2.8 CORDÃO DE SOLDA LASER

Quando o feixe de laser toca a superfície de metal, a energia concentrada aquece rapidamente a área atingida, fundindo e vaporizando metal. Segundo Loredó, Martín, Andrzejewski e Grevey (2002), a pressão resultante acaba perfurando a superfície formando uma cavidade ou núcleo cheio de vapor superaquecido em seu interior e cercado de material fundido, ver Figura 4. Deslocando-se a cavidade ou núcleo ao longo da superfície, forma-se o cordão de solda laser.

As variações de temperaturas em áreas pequenas e concentradas provocam a formação de um cordão estreito e delgado com uma ZTA pequena ou inexistente.

A brevidade desse processo associado às velocidades de resfriamento muito elevadas, resulta em uma região soldada com características mecânicas, como dureza e resistência à tensão, próximas aos metais base antes da soldagem. Para proteger a zona de fusão, é necessário utilizar um gás inerte (argônio, hélio ou nitrogênio), para evitar problemas de qualidade do cordão de solda.

Figura 4 - Formação do cordão de solda laser.



Fonte: Damoulis e Batalha (2004)

2.9 TITÂNIO E SUAS LIGAS

O titânio é o nono elemento mais abundante da Terra, encontrado, principalmente, nas formas ilmenita ($FeTiO_3$) e rutilo (TiO_2). É utilizado sob as formas de óxido, cloreto e metal (comercialmente puro ou em ligas). As principais razões de o titânio e suas ligas serem utilizados no mercado são: a excelente resistência à corrosão e a combinação de uma baixa densidade ($4,5g/cm^3$) associada à alta resistência mecânica, além de apresentar biocompatibilidade (DNPM, 2015).

2.9.1 Dados gerais sobre o titânio

A descoberta do titânio foi realizada pelo reverendo e mineralogista britânico Willian Gregor em 1791, ao examinar as propriedades da areia do rio Helford, hoje conhecemos o mineral descoberto como ilmenita. Quatro anos após o químico alemão Martin Heinrich Klaproth identificou o titânio a partir de outro mineral, o rutilo (LEYENS; PETERS, 2003).

Estima-se que a reserva dos minérios de onde é extraído o titânio, ilmenita (em sua maior parte) e rutilo possuem 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 (TiO₂) 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.

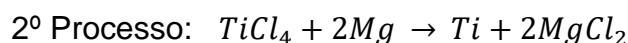
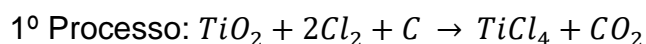
Os principais municípios produtores no Brasil são: Mataraca (PB), São Francisco de Itabapoana (RJ) e Santa Bárbara de Goiás (GO). A produção brasileira de concentrado de titânio cresceu 13,2% entre 2012 e 2013, passando de 71 Mt para 80 Mt. No ano de 2013, apenas três empresas beneficiaram titânio no 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), e utilizado para a produção de pigmentos para tintas em sua planta em Camaçari (BA) (DNPM, 2014).

2.9.2 Processo de obtenção do titânio

Após sua descoberta em 1791, o titânio ficou praticamente inexplorado, sendo usado apenas em âmbito laboratorial. O titânio com certo grau de pureza foi conseguido apenas em 1910 pelo metalúrgico Matthew Albert Hunter (1878 – 1961), ao desenvolver um processo (Processo Hunter) que obtém 99,9% de pureza. O método consiste no aquecimento de cloreto de titânio com sódio metálico em um cilindro de aço hermético, conhecido como “bomba de metal”. Devido à alta periculosidade do elemento sódio em altas temperaturas e pressões, os experimentos eram realizados em um campo de futebol, além de perigoso, o Processo Hunter não é muito eficiente e produz apenas poucas amostras de titânio (LIDE, 2004).

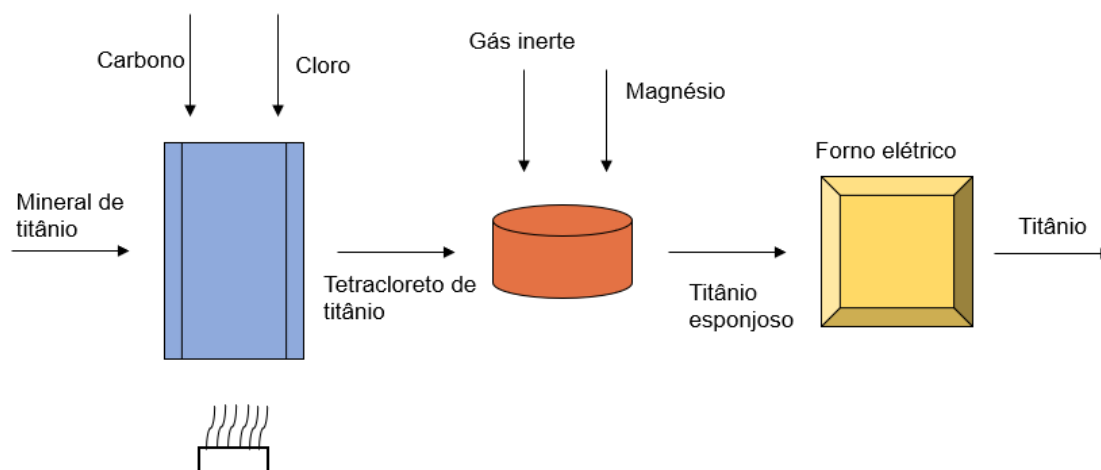
Somente na década de 1940 foi desenvolvido, pelo metalurgista luxemburguês William J. Kroll (1889 – 1973), um método para extrair titânio em larga escala, utilizado até os dias atuais e conhecido como Método Kroll. O

processo consiste, inicialmente, em converter o mineral em tetracloreto de titânio ($TiCl_4$) e gás carbônico. O tetracloreto passa por processos de destilação fracionada em atmosfera inerte com magnésio metálico, gerando produtos como Ti e $MgCl_2$. O produto final é uma massa de aspecto esponjoso que é comumente chamada de esponja de titânio (ABKOWITZ, 1955). A seguir, é possível observar as reações químicas envolvidas no Método Kroll.



A figura 5 abaixo ilustra, esquematicamente, o Método Kroll e seus passos para a obtenção do titânio.

Figura 5 - Esquema do Método Kroll



Fonte: Adaptado de LEYENS; PETERS, 2003.

Até hoje o Método Kroll é utilizado para obtenção de titânio metálico, porém, o custo envolvido no processo ainda é muito caro, é estimado cerca de dezesseis vezes mais energia do que para obtenção do aço (ROQUE, 2015). A tabela 3 demonstra alguns valores médios para obtenção de ligas metálicas por quilograma de material.

Tabela 3 - Custo médio de 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; RETHWISCH, 2012

2.9.3 Titânio comercialmente puro

O titânio comercialmente puro (c.p.) possui teor mínimo de titânio de 98,635 a 99,5 wt%, nesta forma é geralmente utilizado em aplicações na qual seja requerida alta resistência à corrosão e/ou alta ductilidade.

É um elemento que apresenta alta reatividade e, instantaneamente, é formada uma película de óxido na superfície, com espessura entre 4 e 6 nm, com predominante composição de TiO_2 e quantidades menores de Ti_2O_3 e TiO (SITTIG et al, 1997). Essa película se apresenta extremamente estável e confere ao material resistência a determinados ácidos nos quais outros metais e ligas não possuem. Este comportamento ocorre porque o titânio possui uma elevada afinidade com o oxigênio, e ao reagir com o mesmo, forma este óxido protetor na superfície.

O titânio puro à temperatura ambiente apresenta uma estrutura hexagonal compacta denominada de fase α , após a temperatura de 885°C transforma-se em estrutura cúbica de corpo centrado, denominada fase β . A temperatura de transformação pode ser modificada dependendo do tipo e quantidades de elementos de liga e impurezas presentes.

Com a adição de elementos de liga, surgem duas temperaturas de transformação: temperatura de transição alfa “alfa-transus” e de beta “beta-transus”. Abaixo da linha de alfa, têm-se somente fase alfa, acima da linha de beta, apenas fase beta. Entre as duas linhas de transição estarão presentes as

duas fases, alfa e beta, denominadas ligas duplex (MORCELLI, 2009 e ROQUE, 2015).

O titânio c.p. apresenta uma estrutura praticamente completa de fase alfa a temperatura ambiente, porém, sua morfologia pode sofrer modificações ao passar por tratamentos termomecânicos. Após o recozimento, os grãos apresentam formato equiaxial ou acicular, o formato acicular é obtido após uma transformação de beta para alfa com resfriamento rápido. Quando há variação na taxa de resfriamento, há modificação na largura das estrias da fase alfa, quanto maior é a taxa de resfriamento, menor a largura das estrias. Após a recristalização, forma-se uma morfologia equiaxial (MELO, 2007).

Quando na temperatura ambiente há presença de morfologia acicular na fase alfa, indica que o metal foi aquecido acima das temperaturas de transformação beta e o formato equiaxial indica que o metal foi retrabalhado com deformações e/ou temperatura já na fase alfa e ocorreu uma recristalização.

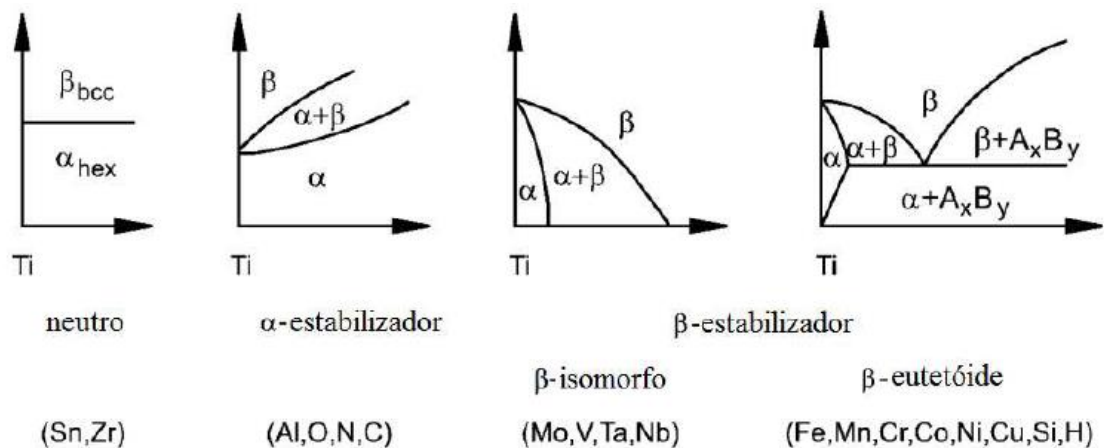
As impurezas influenciam não só nas temperaturas de transformação, como também nos parâmetros de rede e nas propriedades mecânicas. Os elementos residuais do titânio c.p. como carbono, oxigênio, nitrogênio, silício e ferro aumentam a resistência mecânica e diminuem a ductilidade do material. Quando se deseja aumento de resistência mecânica do material adiciona-se ferro e oxigênio durante seu processamento. Quando boa ductilidade e tenacidade são requeridos, é utilizado titânio ELI (extra-low intersticial), devido à mínima quantidade de elementos intersticiais e impurezas.

2.9.4 Ligas de titânio

Através da adição de elementos de liga, as fases α e β podem sofrer modificações. Estes elementos agem como estabilizadores das fases, deslocando a temperatura de transformação das mesmas, conhecida como *β -transus*. Os elementos estabilizantes aumentam ou diminuem a temperatura de transformação α - β , estabilizando a microestrutura desejada na temperatura de trabalho. A figura 6 ilustra os diagramas de diferentes elementos de liga na

estabilização das fases, o que faz com que altere, também, as propriedades do material (LEYENS; PETERS, 2003).

Figura 6 - Influência dos elementos de liga no diagrama de fases para ligas de titânio.



Fonte: Adaptado de LEYENS; 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 Zr e Sn (LEYENS; PETERS, 2003).

2.9.4.1 Estabilizadores alfa

Elementos que aumentam a temperatura alotrópica da fase alfa para fase beta são classificados como estabilizadores α , o alumínio é o principal elemento estabilizador da fase alfa, porém, existem outros elementos como gálio, germânio, carbono, oxigênio e nitrogênio.

O alumínio é um elemento substitucional, ou seja, ocupa uma posição da 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 a 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.

2.9.4.1.1 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).

2.9.4.2 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 6. 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, et al, 1984).

2.9.5 Classificação das ligas de titânio

As ligas de titânio são classificadas de acordo com a natureza de sua microestrutura e são divididas em ligas α , ligas $\alpha+\beta$ (conhecidas como ligas duplex) e ligas β , com subdivisões em quase- α e quase- β e β metaestável (BALAZIC et al, 2007; LEYENS; PETERS, 2003).

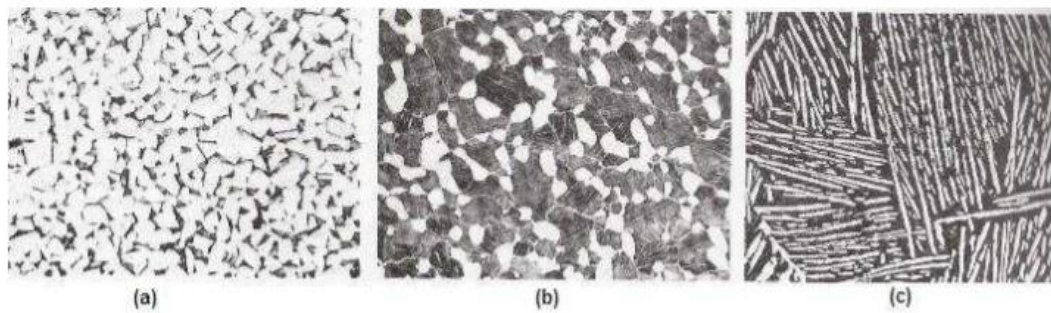
2.9.6 Ligas alfa

A principal variação de microestrutura desses tipos de liga é o tamanho de grão. Para uma composição fixa, resistência ao escoamento e/ou resistência à fluência pode ser alcançada modificando o tamanho de grão.

Por causa das ligas quase- α possuem estabilizadores de fase beta, podem exibir algumas variações, como mostrado na figura 7, similares as ligas alfa-beta. Conforme figura 7 (a) e (c) a microestrutura pode variar de alfa equiaxial quando processado na região alfa-beta à uma microestrutura apresentando uma estrutura acicular proveniente de fase beta transformada depois de processada acima da temperatura beta-transus, respectivamente.

Mostra-se na figura 7 (a) a morfologia da liga de Ti-8Al-1Mo-1V forjada e tratada a 900 °C; na (b) a liga foi submetida ao tratamento de deformação a uma temperatura de 1005 °C e resfriada ao ar; e a (c) foi forjada em uma temperatura de 1093 °C com um rápido resfriamento ao ar.

Figura 7 - Diferentes microestruturas do titânio



Fonte: MELO (2007)

2.9.7 Ligas beta

Essas ligas possuem pequenas quantidades de alfa estabilizadores e alto teor de estabilizadores beta que fazem com que a fase beta fique retida dependendo das taxas de resfriamento. São ligas metaestáveis e a precipitação da fase alfa na fase metaestável beta promove o aumento da resistência mecânica da liga. É um método bastante utilizado para o caso de aumento de resistência mecânica (MELO, 2007).

As ligas com fase beta e quase- β chamam atenção por oferecer tenacidade à fratura superior as ligas duplex alfa-beta, com a vantagem, ainda, de grandes seções serem suscetíveis a tratamento térmico.

No passado as ligas beta tinham aplicações limitadas, tais como: molas e grampos ou fixadores onde necessitava-se de elevadas resistências. Atualmente, estas ligas têm recebido uma atenção especial por causa das boas características de tenacidade à fratura, importante em estruturas aeroespaciais devido à necessidade de tolerância a danos. Adicionalmente, algumas ligas beta contendo molibdênio têm boas características de resistência à corrosão além de sua alta resistência mecânica.

2.9.8 Ligas alfa-beta

Também conhecidas como ligas duplex, as ligas de titânio $\alpha+\beta$ apresentam uma quantidade de estabilizadores β , fazendo com que esta fase esteja presente por cerca de 10% a 30% na microestrutura e de 10% a 50% em

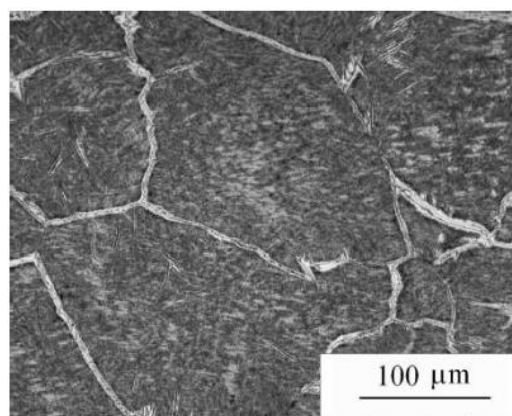
volume. Estas ligas possuem, em temperatura ambiente, tanto a fase α quanto a β .

A caracterização destas ligas é feita pela obtenção de fase β retida após resfriamento rápido (têmpera). Apesar da fase β possuir estrutura CCC, apresenta menor ductilidade que a fase α , pois, a estrutura HC permite 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 .

Como vantagens destas ligas, podemos citar a maior capacidade de trabalho a frio comparadas às ligas α e ligas β e, também, maior capacidade de endurecimento, mesmo em peças espessas. Ou seja, resistência mecânica proveniente de tratamentos térmicos ou processamentos termomecânicos ligeiramente superior que das ligas quase- α . As principais desvantagens são devidas presença de elementos substitucionais e intersticiais como estabilizantes de ambas as fases, acarretando em uma maior densidade do material, assim como menor resistência e fluência e precipitação martensítica a partir da fase metaestável, quando trabalhada a frio (LAHEUERTE, 2005).

As ligas $\alpha+\beta$ podem apresentar diferentes microestruturas, variando de equiaxial a acicular ou alguma combinação das duas, isso depende diretamente do tipo de tratamento e da temperatura inicial de resfriamento. Na figura 8 está representada uma estrutura micrográfica típica de liga $\alpha+\beta$, a liga Ti-35Nb, após resfriamento em forno.

Figura 8 - Micrografia da liga Ti-35Nb



Fonte: DE LA CRUZ (2011)

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.

2.9.8.1 Liga Ti-6Al-4V

A liga de titânio com composição Ti-6Al-4V é, atualmente, a mais utilizada nos setores no qual o titânio e suas ligas surgem como a melhor opção de material a ser selecionado. Esta liga apresenta uma densidade de 4,43 g/cm³, de acordo com Leyens (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 da tabela 4, pode-se observar a composição química da liga.

Tabela 4 - Composição química da liga Ti-6Al-4V (%peso)

Ti6Al4V	N	C	H	Fe	O	Al	Va	Ti
%	0,05(máx)	0,08(máx)	0,015(máx)	0,4(máx)	0,20(máx)	5,5-6,75	3,5-4,5	Bal.

Fonte: Site REALUM – soluções em titânio e altas ligas (2018).

A tabela 5 a seguir mostra algumas das principais propriedades mecânicas do material.

Tabela 5 - Propriedades da liga de titânio Ti-6Al-4V

Propriedades da liga de titânio 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

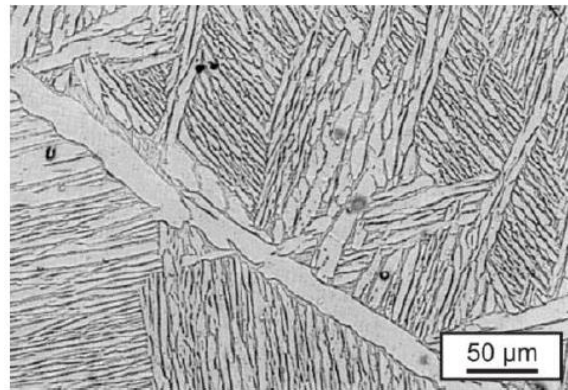
Fonte: LEYENS, PETERS (2003)

Esta liga é classificada como uma liga duplex, pois apresenta fases α e β a temperatura ambiente. O alumínio é o estabilizador da fase α e possui cerca de 6% em peso, já o vanádio estabiliza a fase β , possuindo cerca de 4% em peso. Pode ocorrer ainda a presença de mais elementos em pequenas quantidades para aperfeiçoar algumas propriedades mecânicas, assim como tratamentos térmicos que são de extrema importância para a formação da microestrutura desejada.

Data de 1954 o desenvolvimento da liga em questão e foi ocorrido nos Estados Unidos e dentre suas propriedades pode ser destacado 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).

As propriedades da liga estão diretamente relacionadas com a microestrutura da liga, podendo ser encontrada com diferentes configurações, tais como: lamelar, equiaxial ou bimodal (JARDINI et al., 2014; RAMOSOEU, 2010). A figura 9 a seguir ilustra uma micrografia lamelar da liga Ti-6Al-4V.

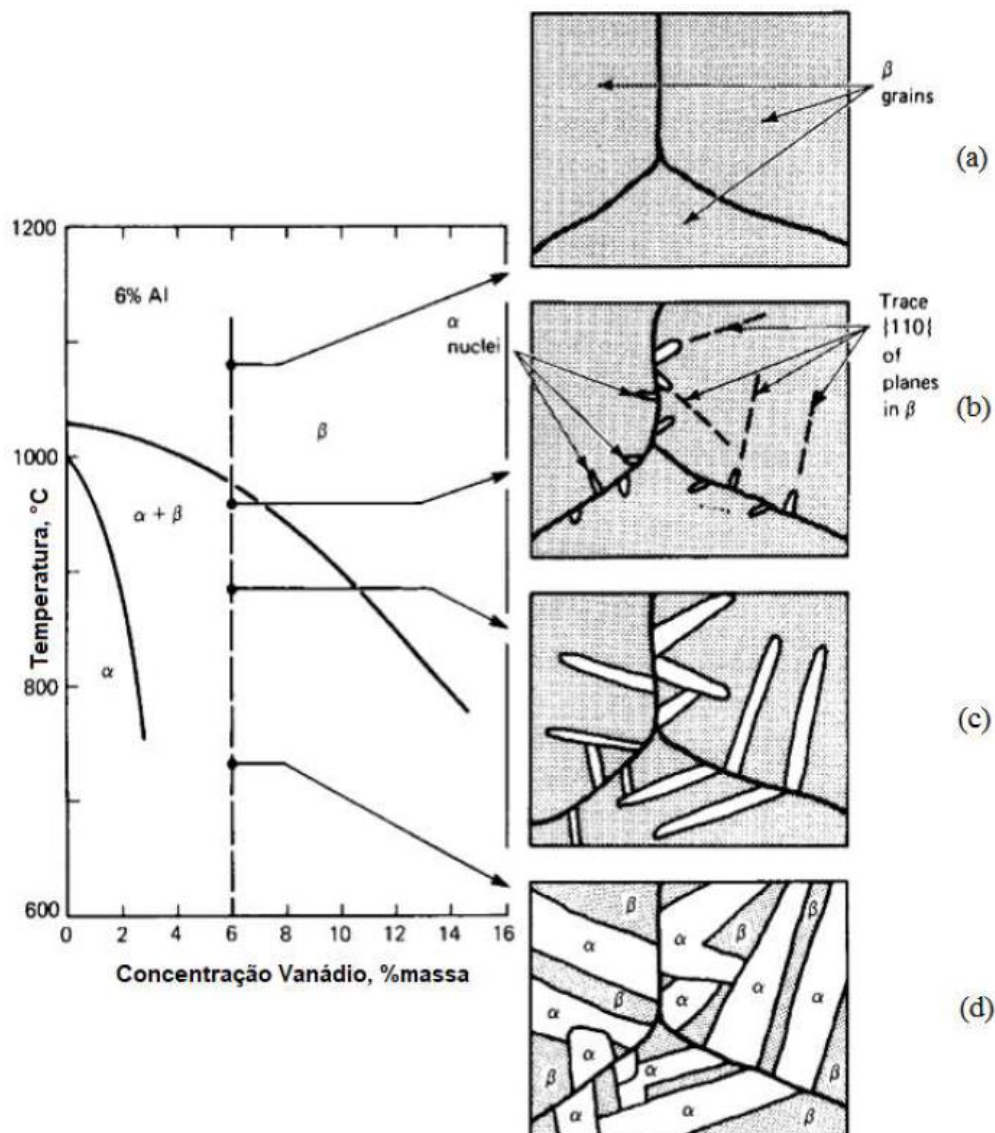
Figura 9 - Micrografia lamelar da liga de titânio ti-6Al-4V



Fonte: LEYENS; PETERS (2003)

De acordo com o tratamento térmico ou processamentos termomecânicos realizados com a liga, pode-se obter diversas microestruturas e tamanhos de grão, influenciando diretamente nas propriedades da liga. Por se tratar de uma liga duplex, as modificações microestruturais são produzidas apenas por meio da transformação da fase α para fase β . A microestrutura resultante é função de como as alterações subsequentes nas fases α e β ocorrem. A evolução microestrutural pode ser verificada na figura 10 a seguir.

Figura 10 - 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; DONACHIE, 1988.

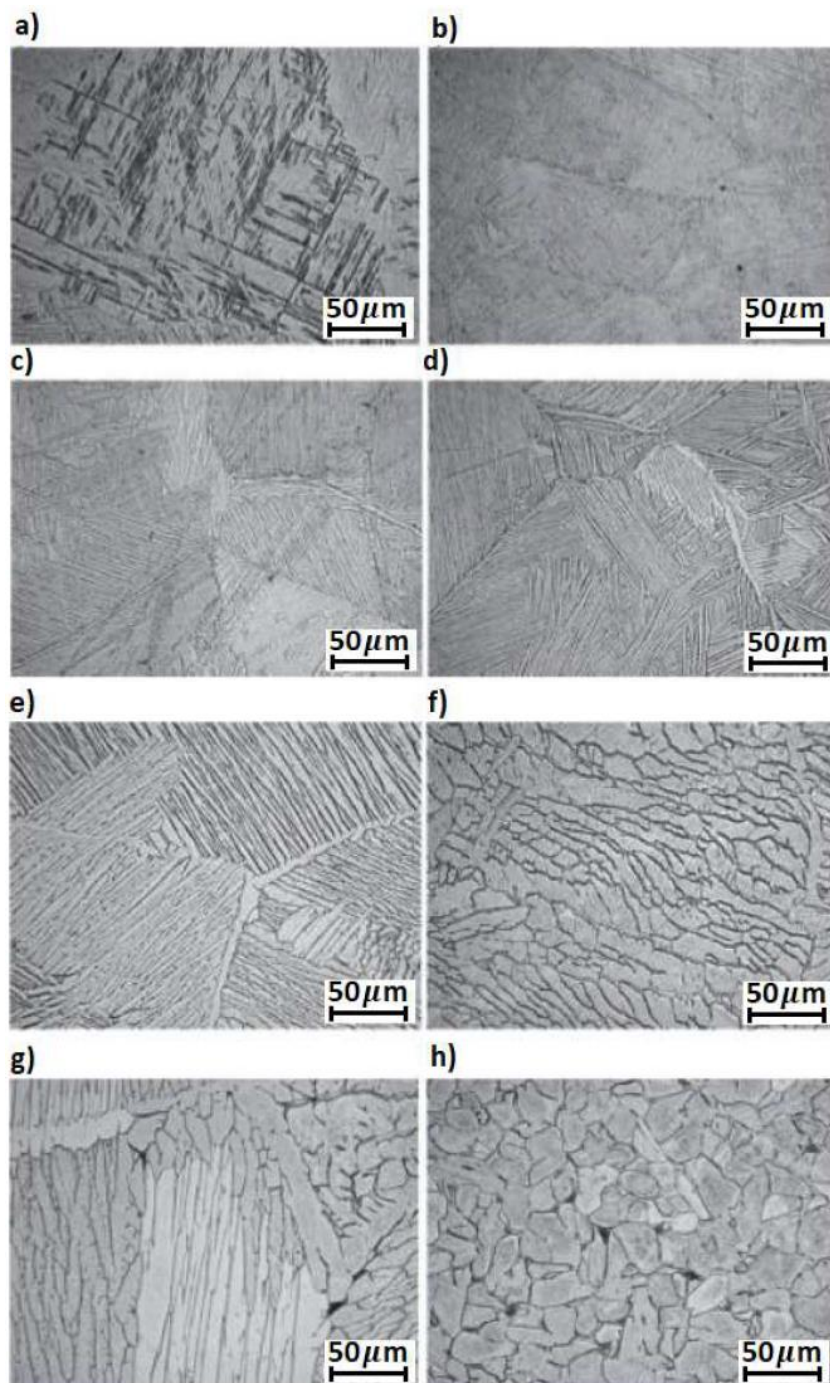
Realizando uma análise a partir da figura 10, pode-se verificar que após o resfriamento (d) as regiões mais escuras representam a fase β residual entre as placas da fase α formada. A fase α é desenvolvida de acordo com uma relação cristalográfica específica em relação à fase β da qual se origina partindo do contorno de grão (nucleação e crescimento), e por isso se desenvolve 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 aumento do limite de escoamento, limite de resistência à tração, ganho na 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 10, 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).

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, 1998).

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 11 mostra diferentes microestruturas conseguidas a partir de diferentes taxas de resfriamento para a mesma liga a partir da temperatura inicial de 1020 °C.

Figura 11 - 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 11 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°C/s (b).

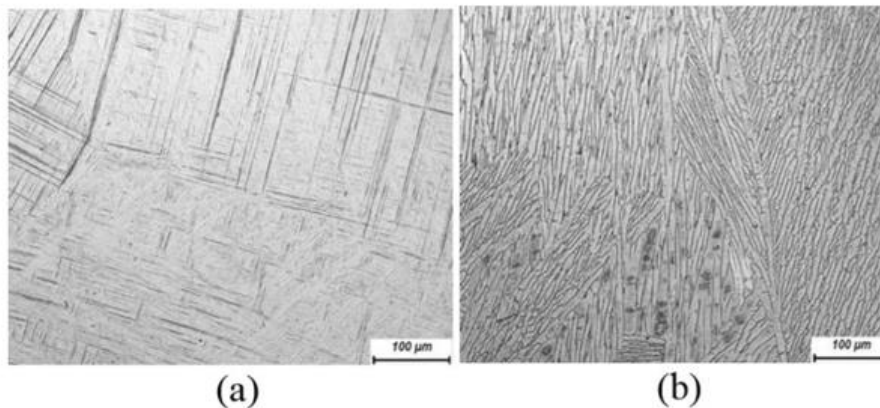
As típicas colônias de Widmanstätten crescem dos contornos de β em direção ao centro para a taxa de $2,5^{\circ}\text{C/s}$ (c). Entre as taxas de resfriamento de $0,94^{\circ}\text{C/s}$ e $0,065^{\circ}\text{C/s}$ ocorre o engrossamento da estrutura de Widmanstätten. Para uma de $0,030^{\circ}\text{C/s}$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

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. 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, 1998).

2.10 SOLDAGEM DE TITÂNIO E SUAS LIGAS

Com o recozimento do titânio é possível ocorrer a formação de microestrutura com grãos equiaxiais. No entanto, se ocorrer resfriamento brusco podem ser formadas fases metaestáveis, como a martensita ou bainita, placas de Widmanstätten, estrutura acicular ou grãos lamelares grosseiros. Quando um material é soldado, uma pequena porção de metal é fundida e rapidamente resfriada, nesta porção pode resultar a formação de várias microestruturas devido a um ambiente em que se encontra com impurezas como: oxigênio, nitrogênio, hidrogênio e etc... Entretanto, como os átomos desses 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). A figura 12 a seguir ilustra fases metaestáveis para a liga Ti-6Al-4V.

Figura 12 - Micrografia da liga de titânio Ti-6Al-4V – microestruturas transformadas. a) Martensita e b) fase α lamelar grosseira.

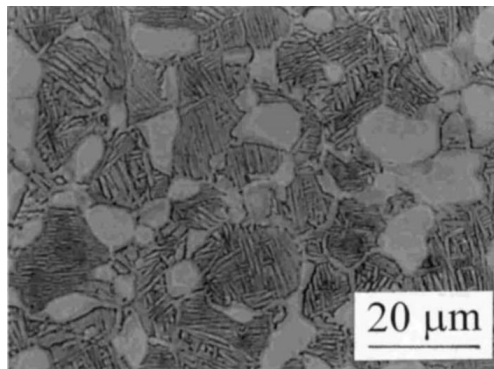


Fonte: YEOM (2007)

Com aquecimento localizado acima da temperatura de fusão, as ligas de titânio irão apresentar um líquido monofásico na poça de fusão, enquanto ao redor, será formado um cristal monofásico com estrutura cúbica de corpo centrado – fase beta. Em regiões mais afastadas da poça líquida e, conseqüentemente, com temperaturas inferiores, o sólido dependerá do tipo de liga que está sendo tratada, podendo ser encontrada somente fase beta, uma mistura de fases alfa e beta, ou somente fase alfa.

A solidificação da fase líquida é observada ocorrendo progressivamente da linha de fusão para um ponto central ou para linha de soldagem. A solidificação progressiva é acompanhada por um crescimento progressivo dos grãos beta na direção da solidificação. Com o resfriamento natural do processo, ocorrerão transformações de fase na ZTA, essas transformações estão diretamente ligadas com as mudanças de temperatura e com o as taxas de resfriamento (ZOU, 2002).

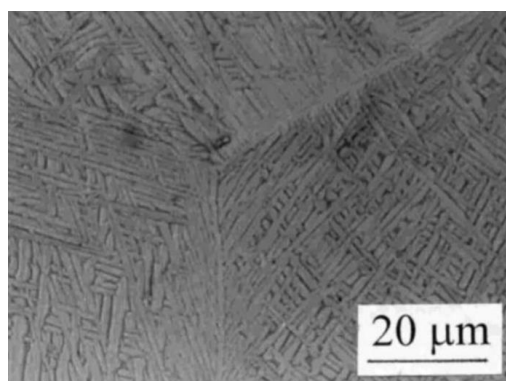
Figura 13 - Exemplo de microestrutura encontrada na ZTA da liga Ti-6Al-4V.



Fonte: ZOU (2002)

Titânio c.p., que apresenta fase alfa, e as ligas alfa-beta apresentam grãos beta grandes em altas temperaturas, esta morfologia se transforma para alfa ou alfa-beta quando o metal é resfriado abaixo da beta-transus. Os arranjos dos grãos beta se encontrarão numa microestrutura padrão chamada de acicular e serrilhado no titânio c.p. e nas ligas alfa, e apresentarão estrutura acicular e Widmanstätten para ligas alfa-beta. Os grãos beta das ligas beta e quase-beta permanecem estáveis e inalterados ao longo do ciclo de resfriamento, o que pode ocorrer é o aparecimento de pequenos conjuntos de alfa fina que podem precipitar (ZOU, 2002).

Figura 14 - Exemplo de estrutura acicular em uma liga duplex. Liga Ti-6Al-4V.



Fonte: ZOU (2002)

Soldabilidade é a propriedade de determinado material em sofrer o processo de soldagem e apresentar uma junta soldada livre de defeitos que podem interferir na efetividade da aplicação deste material. As ligas de titânio podem ser classificadas de acordo com a possibilidade de produzir soldas

dúcteis e resistentes mecanicamente. A tabela abaixo mostra uma classificação na qual as ligas são avaliadas em: A e B para ligas consideradas aplicáveis para a maioria das situações que exigem soldagem.

Tabela 6 - Classificação de soldabilidade do titânio e suas ligas

Composição Nominal	Avaliação
Comercialmente puro	A
0,15 Pd	A
5Al-2,5Sn (standard intersticial)	B
5Al-2,5Sn (low intersticial)	A
8Al-1Mo-1V	A
8Mn	C
4Al-3Mo-1V	C
5Al-1,5Fe-1,4Cr-1,2Mo	D
6Al-4V (standard intersticial)	B
6Al-4V (low intersticial)	A

Fonte: AWS Welding Handbook – 9th Edition, Volume 5, Chapter 6

A resistência do metal de solda do titânio c.p. é aumentada com a presença de oxigênio, porém, pode diminuir significativamente com grande presença de hidrogênio devido à formação de frágeis hidretos de titânio na forma de plaquetas. A presença de pequenas porções de ferro e outros estabilizantes beta é benéfica, pois os grãos beta solubilizam o hidrogênio. Já as ligas de titânio têm sua resistência no metal de solda aumentada devido à presença de elementos estabilizadores das fases alfa e beta e, geralmente, não são afetadas pela presença de hidrogênio.

2.10.1 Alívio de tensões

Alívio de tensões pode ser necessário/recomendado em processos de soldagem para evitar trincas ou outras características indesejáveis quando o material apresentar alto nível de tensão residual. Tensões residuais do processo de soldagem podem ser suficientes para trincar materiais suscetíveis à corrosão

sob tensão e faz com que as soldas apresentem baixa resistência em fadigas de alto ciclo.

Nos casos que as tensões residuais podem se tornar um problema, o material deve ser aquecido e mantido em temperaturas na qual ocorrerá o alívio de tensões. A tabela abaixo apresenta o tempo e temperaturas necessários para que ocorra o alívio em diversas ligas de titânio. Lembrando que é importante sempre pré-determinar as propriedades requeridas no tratamento de alívio de tensões, pois a escolha do tempo e temperatura influenciam diretamente nas propriedades do material.

Tabela 7 - Tempo e temperatura utilizados para alívio de tensões em ligas de titânio

Composição	Temperatura	Tempo
Ti c.p. e Ti-O-0,15Pd	425	8 horas
	480	45 min
	535	30 min
Ti-5Al-2,5Sn	480	20 horas
	535	1 hora
Ti-6Al-4V (recozido)	480	20 horas
	535	2 horas
	590	1 hora
Ti-6Al-4V	480	15 horas
	535	4 horas
Ti-13V-11Cr-3Al	Não recomendado	
Ti-8Al-Mo-1V (recozido)	590	2 horas
	645	90 min
	700	30 min

Fonte: AWS Welding Handbook – 9th Edition, Volume 5, Chapter 6

2.10.2 Limpeza pré-soldagem

Técnicas de limpeza antes do processo de soldagem são essenciais e devem ser seguidas exatamente para garantir um bom resultado, pois uma limpeza inapropriada pode trazer juntas com descontinuidades que podem

interferir na eficiência do material. Contatos com graxa e óleos devem ser evitados para manter a superfície isenta destas substâncias, assim como qualquer outro material deve ser retirado da superfície.

Impurezas de modo geral e até marcas de dedo podem trazer problemas para o metal soldado, o processo final de pré-soldagem deve ser uma limpeza cuidadosa das partes a serem soldadas utilizando solventes adequados, como acetona e álcool. Para melhores resultados, a limpeza deve ser não tóxica e totalmente isenta de formação de resíduos.

Era comum o uso de tricloroetileno para desgordurar as superfícies de solda e equipamentos a serem utilizados no processo, no entanto, trincas de corrosão sob tensão, tanto no metal soldado como na ZTA, devido à resíduos de cloretos foram atribuídas a este tratamento de limpeza. Solvente à base de cloro, como tricloroetileno e diclorometano não devem ser usados em titânio, sendo proibidos em especificações de soldagem na indústria aeroespacial. Solventes indicados para titânio são: acetona, álcool e metil-etil-cetona.

Titânio apresenta baixa resistência às trincas derivadas de corrosão sob tensão quando aquecido na presença de resíduos de cloretos. O maior problema de naves supersônicas é o aparecimento de trincas em titânio quando tensionado à 315 °C, com resíduos de água salgada. Assim sendo, o titânio antes de sofrer o aquecimento da solda deve estar isento de marcas de dedo, resíduos de óleo ou graxa, suor e até mesmo manchas de cloro vindas de lavagem com água.

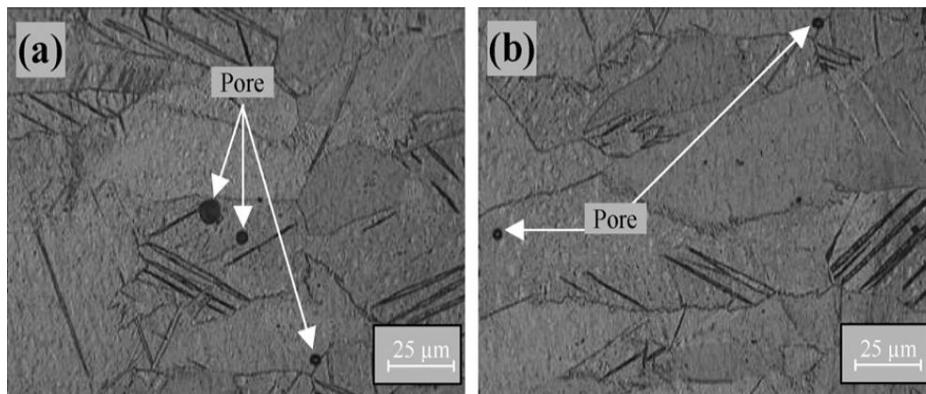
2.10.3 Porosidade na solda

Porosidade nas soldas de titânio é um problema recorrente, sendo sua causa, na maioria das vezes, atribuída às bolhas de gases formadas durante a solidificação do material na solda. Isso nos mostra que os procedimentos e técnicas utilizadas na soldagem influenciam na porosidade da mesma.

É alvo de discussão que o hidrogênio em solução seja a causa da porosidade, quando sua concentração está dentro dos limites especificados. A maioria das especificações da concentração de hidrogênio (como impureza) no

titânio limitam a 150 ppm ou até menos, sendo encontrados até 100 ppm. Soldas nos materiais com essa quantidade de hidrogênio podem ser feitas livres de porosidade. Outra fonte de hidrogênio em excesso pode ser a umidade, que é facilmente evitada conduzindo um pré-aquecimento leve no metal antes da soldagem.

Figura 15 - Exemplos de poros encontrados no metal de solda.

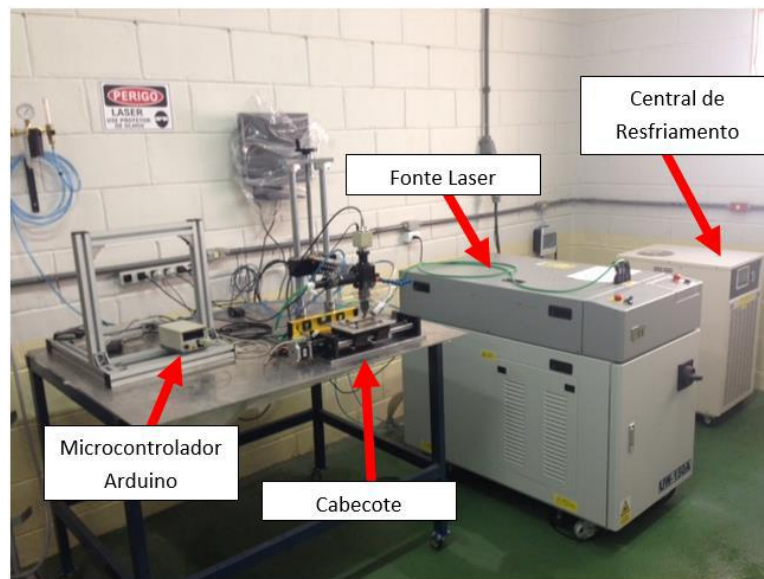


Fonte: KAHRAMAN (2005)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada no bloco M1 do Departamento de Engenharia Mecânica da Unesp de Ilha Solteira, contando com a colaboração do Instituto Federal de São Paulo – Campus de Votuporanga. O processo de soldagem foi conduzido no Laboratório de Soldagem (LabSol) do bloco M1, utilizando laser Nd:YAG de forma automatizada e modo pulsado, através de uma mesa que se desloca uniformemente de forma transversal e é controlada por um Microcontrolador Arduíno. A máquina utilizada é de modelo UW150A, da United Winners, disposto na figura 16.

Figura 16 - Máquina a laser do LabSol (FEIS-UNESP)



Fonte: Andrade (2018)

O metal base utilizado na pesquisa é composto por duas chapas da liga de titânio grau 5 (Ti6Al4V), na forma de lâminas com 100 μm de espessura. As amostras foram cortadas na dimensão 20mm x 44,5mm. Os resultados experimentais foram analisados com base na relação entre energia do pulso e geometria do cordão de solda, presença de descontinuidades e propriedades mecânicas. As amostras foram preparadas e limpas para garantir a mesma condição superficial das chapas e um acabamento homogêneo.

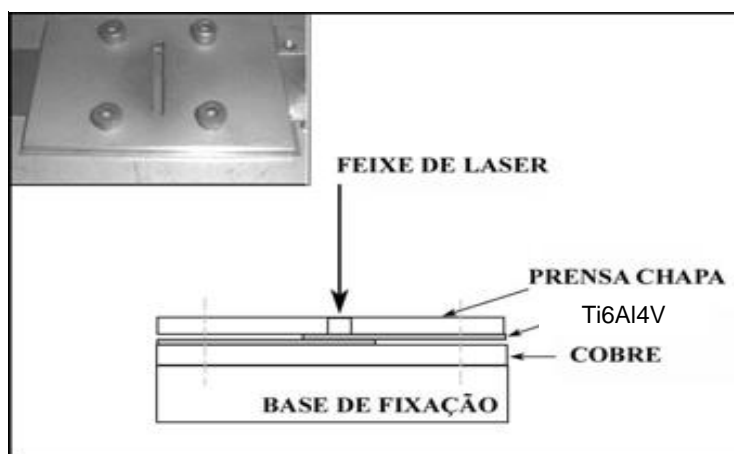
Para avaliar a influência da energia do pulso, as lâminas finas foram posicionadas na condição de junta sobreposta. Elas foram soldadas com feixe de diâmetro de 0,2 mm e ângulo de 90°. Como pode ser observado na tabela 8, a energia do pulso (E_p) variou de 1,00 até 2,00 J, com um incremento de 0,25 J e largura temporal (t_p) de 4 ms, velocidade de soldagem (V) 525 mm/min e uma taxa de repetição $R_r = 39 \text{ Hz}$. As amostras foram mantidas fixas através de um dispositivo (Figura 17) o qual possui a intenção de proporcionar um bom contato entre as lâminas e com mínima distorção. As lâminas foram totalmente limpas com acetona para retirar toda impureza que poderia estar impregnada nas mesmas.

Tabela 8 - Parâmetro variável de soldagem em cada amostra

Amostras	1	2	3	4	5
Energia de pico (J)	1,0	1,25	1,5	1,75	2,00

Fonte: Próprio autor

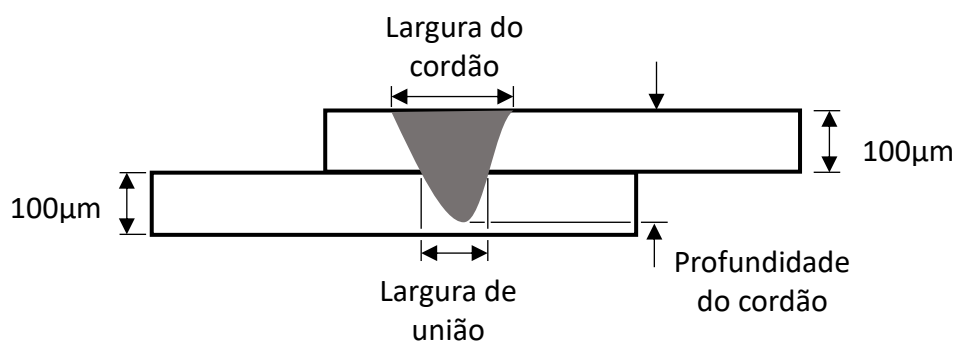
Figura 17 - Esquema do dispositivo de fixação para soldagem



Fonte: Adaptado de Munekata (2011)

As amostras foram soldadas em uma atmosfera de gás argônio utilizando-se um fluxo de 10 l/min. Posteriormente, foi realizada uma preparação metalográfica da secção transversal do cordão de solda, através de lixamento e polimento das amostras. A Figura 18 mostra uma ilustração esquemática da secção transversal da junta com os parâmetros geométricos analisados.

Figura 18 - Posição de soldagem e dimensões do cordão de solda



Fonte: Próprio autor.

3.1 PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS

Para análise metalográfica por microscopia óptica e ensaio de microdureza, os materiais foram embutidos em resina poliéster (cura a frio), com 30 mm de diâmetro. Em seguida, as amostras foram lixadas e polidas.

Lixamento - Para planificar a superfície e remover as irregularidades, utilizou-se lixa de granulação 120 até 1200, a operação foi refrigerada com fluxo constante de água.

Polimento - Obteve-se resultado satisfatório ao se utilizar em 2 fases de polimento com alumina com base aquosa proporção 1:10 por 10 minutos com velocidade de disco de 600 rpm e leve pressão com aluminas de 1 μ m 0,3 μ m.

O ataque químico utilizado para revelar a macro e microestrutura do metal, bem como o tempo de exposição está exemplificado na tabela 9.

Tabela 9 - Ataque químico utilizado

Reagente químico	Tempo (segundos)
Reagente Kroll (91ml de H ₂ O destilada, 3ml de HF 48% e 6ml de HNO ₃ 65%).	10

Fonte : Próprio autor

3.2 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

A caracterização macro e microestrutural das amostras foram realizadas através de um microscópio óptico (MO) da marca Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 21, pertencente ao Laboratório de Microscopia Ótica da FEIS/UNESP e, também, através de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca ZEISS, modelo EVO LS15 também pertencente a FEIS/UNESP, respectivamente mostrados nas figuras 19 e 20 a seguir.

Figura 19 - Microscópio Óptico Carl Zeiss, Neophot 21



Fonte: Próprio autor.

Figura 20 - Microscópio Eletrônico de Varredura, ZEISS, modelo EVO LS15



Fonte: Próprio autor.

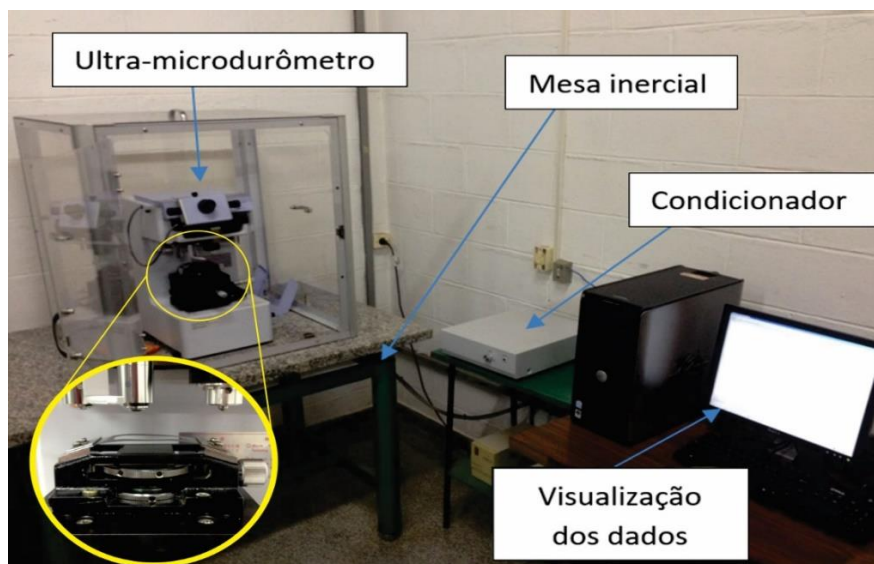
Com as imagens já digitalizadas, procedeu-se o tratamento das imagens através do programa imageJ®. A partir desse programa, e com a imagem digitalizada da escala, foi possível obter as dimensões reais relacionadas aos

aspectos geométricos do cordão, tais como: altura, largura e penetração (ilustradas na figura 18 anteriormente).

3.3 MICRODUREZA

O ensaio de microdureza foi realizado no Laboratório de Microscopia da FEIS/UNESP, utilizando um Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S, demonstrado na figura 21. O equipamento fornece a medida de dureza na escala Vickers (HV).

Figura 21 - Ultra-microdurômetro no Laboratório de Microscopia da FEIS com detalhe do porta amostra

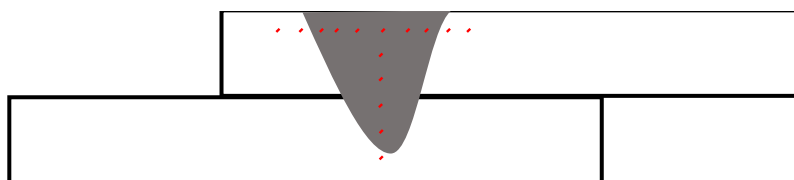


Fonte: Andrade (2018)

Foram realizadas medidas de microdureza Vickers ao longo de uma linha paralela à superfície da amostra, iniciando no metal base e atravessando todo o metal de solda até retornar ao metal base, garantindo que toda a zona fundida seja avaliada. Também foram tomadas medidas em uma linha perpendicular à superfície, com objetivo de obter a microdureza em relação à profundidade do cordão de solda. Tal sequência fica evidente na figura 22.

A indentação foi realizada com uma carga de 0,02 kgf e com distâncias em torno de 20 μ m entre os incrementos, no total foram realizadas em torno de 15 medidas para cada condição de soldagem.

Figura 22 - Esquema das medidas de microdureza Vickers.



Fonte: Próprio autor.

3.4 ENSAIO DE TRAÇÃO E FRACTOGRAFIA

Para realizar o ensaio de tração foi utilizada uma Máquina Universal de Ensaio, EMIC Modelo: DL30.000, eletromecânica, micro processada, com capacidade de 30.000 kgf (300 kN), ilustrada na figura 23. O ensaio foi realizado no Laboratório de Ensaio Mecânicos do IFSP – campus de Votuporanga – SP, seguindo a norma ASTM A370-09a, com temperatura ambiente de 25°C.

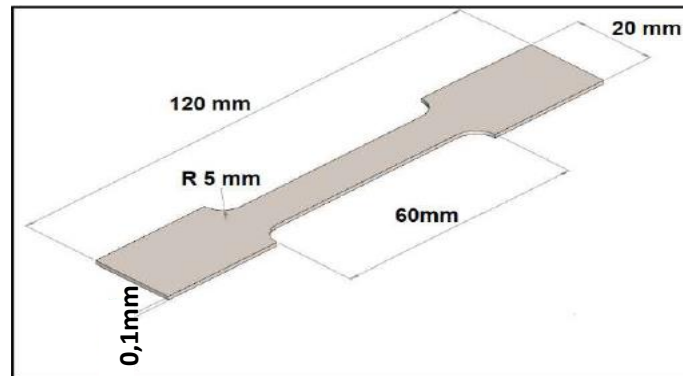
Figura 23 - Máquina Universal de Ensaio, EMIC Modelo: DL30.000



Fonte: Zucato (2018)

Os corpos de prova foram devidamente cortados obedecendo à norma ASTM A370-09a, na figura 24 pode-se observar um desenho esquemático.

Figura 24 - Desenho esquemático dos corpos de prova



Fonte: Próprio autor.

A fractografia foi realizada após o ensaio de tração através da análise de imagens do local fraturado nos corpos de prova rompidos. As imagens foram obtidas através do MEV.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Conforme abordado em outros capítulos, o processamento a laser é basicamente um processo termomecânico, no qual um feixe de luz focalizado e pontual atua como fonte de aquecimento.

A definição anterior é uma forma simplista de abordar o tema, pois na realidade o resultado final da soldagem com laser pulsado está associado à ocorrência de inúmeros fenômenos físicos, que se alteram em virtude das diferentes combinações dos parâmetros de processamento.

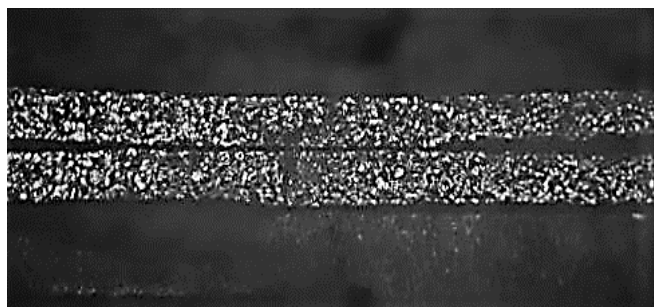
Devido a essa complexidade, várias abordagens podem ser pesquisadas, o que implicaria na geração de uma enorme soma de resultados. Para delimitar uma região menor, procurou-se direcionar as investigações gradativamente em decorrência de cada configuração aplicada, para assim delinear uma otimização do processo. Os resultados estão apresentados em consequência das alterações e adequações das variáveis de estudo no transcurso das fases do trabalho.

4.1 OBTENÇÃO DOS PARÂMETROS MACROESTRUTURAIS DO CORDÃO DE SOLDA

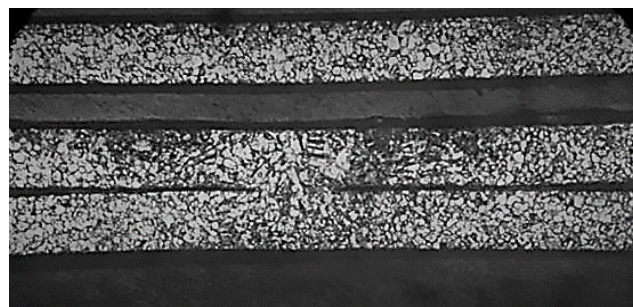
A Figura 25 mostra macrografias da secção transversal das juntas sobrepostas soldadas com laser pulsado com energias (E_p) de 1,0 a 2,0J. Observa-se na Figura 25a (amostra soldada com energia de 1,0 J), que o metal de solda fundido não penetrou na lâmina inferior e não apresentou concavidade superficial, típica de processos autógenos. Este fato ocorreu devido à baixa energia de soldagem. Contudo nessa macrografia a presença de um gap entre a lâmina superior e a lâmina inferior, fato que pode ter contribuído com a falta de penetração. Kawarito, Kito e Katayama, 2007, observaram que quanto maior o gap entre os elementos a ser soldado, maior será a concavidade na superfície do cordão de solda, desde que o metal líquido tenha tempo suficiente para preencher a região do gap, fato que não ocorreu com essa amostra.

Analisando-se as amostras com energia de pulso de 1,25 Joules a 2,0 J observou-se que essas amostras apresentaram uma largura de união, isto é, uma região com metal fundido entre a lâmina superior e a lamina inferior, caracterizando-se, portanto a união entre as mesmas, conforme mostra as macrografias das Figuras 25b, 25c (amostras soldadas com 1,25 J, 1,50 J). Observa-se também nessas macrografias que essas amostras apresentam pouca ou nenhuma concavidade na superfície do cordão de solda e não há presença de porosidade ou vazios. As profundidades dos cordões de solda observadas foram 140 μm e 200 μm . Nessas condições, a amostra com 1,25 J apresentou bom contato entre as lâminas, já a amostra com 1,50 J apresentou um gap entre as lâminas de 30 μm . Nas Figuras 25d e 25e (amostras soldadas com energia de 1,75 J e 2,00 J) observa-se uma grande penetração do cordão de solda, isto é, uma alta relação penetração / largura do metal de solda, mostrando que a partir dessa energia as amostras apresentaram comportamento de condição por *key hole*. A penetração aumentou proporcionalmente com o aumento da energia do pulso, entretanto observou-se uma distorção da lâmina fina superior e inferior devido ao maior aporte de calor na junta.

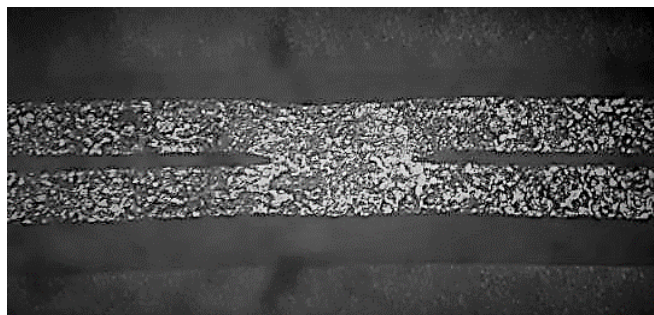
Figura 25 - Análise macrográfica das seções transversais das amostras (a) 1,0J, (b) 1,25J, (c) 1,50J, (d) 1,75J e (e) 2,0J
Todas as figuras possuem a mesma magnitude da (e)



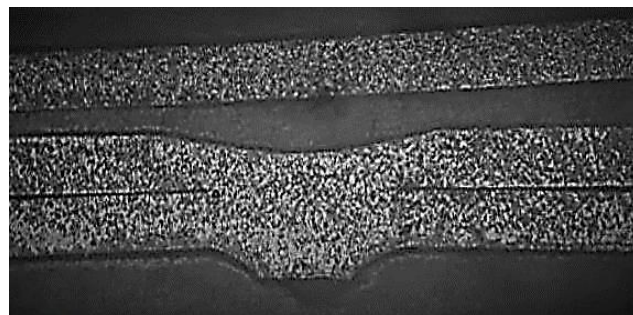
(a) $E_p = 1,00 \text{ J}$



(b) $E_p = 1,25 \text{ J}$



(c) $E_p = 1,50 \text{ J}$



(d) $E_p = 1,75 \text{ J}$

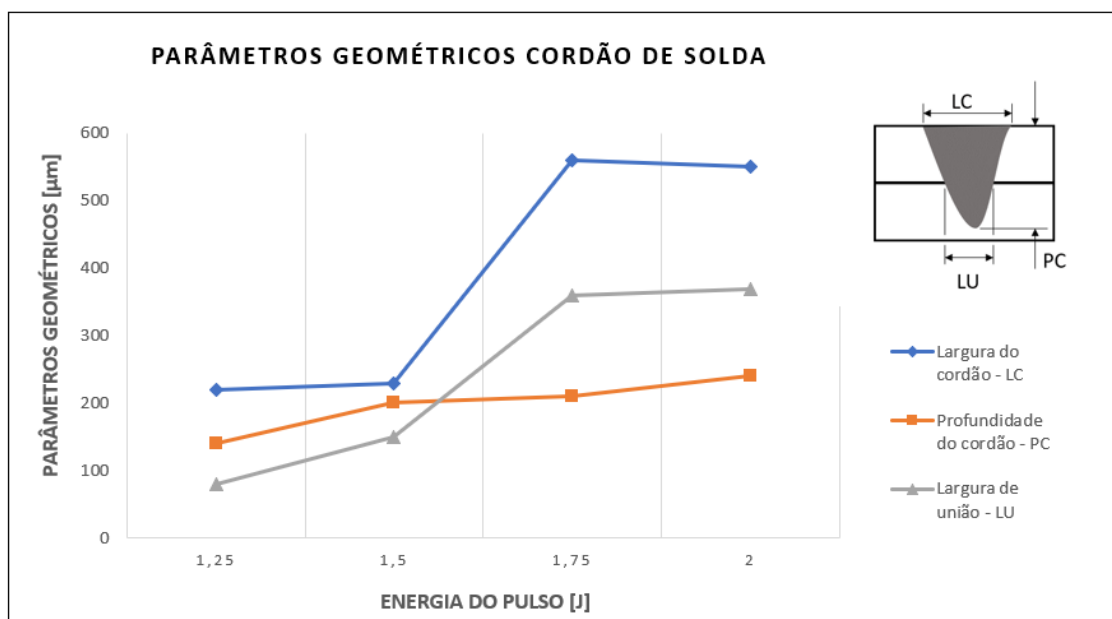


(e) $E_p = 2,00 \text{ J}$

Fonte: Próprio autor

A relação entre a energia do pulso de soldagem e a geometria do cordão de solda está representada na Figura 26. A largura do cordão aumentou de 230 μm para 560 μm quando a energia do pulso aumentou de 1,50 J para 1,75 J. Isto indica que quando o feixe interage com o metal base da lâmina superior, criando uma poça líquida, o calor do metal líquido é transferido por condução para o metal base inferior, caracterizando a soldagem laser por condução. Quanto maior a energia do feixe, maior a profundidade do metal fundido, resultando em um cordão mais estreito, caracterizando a soldagem no modo *key hole*, conforme observado nas Figuras 25d 25e. A falta de fusão entre os elementos da junta sobreposta foi observada somente na soldagem com energia de pulso de 1,0 J. Essa descontinuidade pode ser resolvida através do aumento da energia do pulso e da melhoria do contato entre as lâminas.

Figura 26 - Relação entre energia do pulso e geometria do cordão



Fonte: Próprio autor

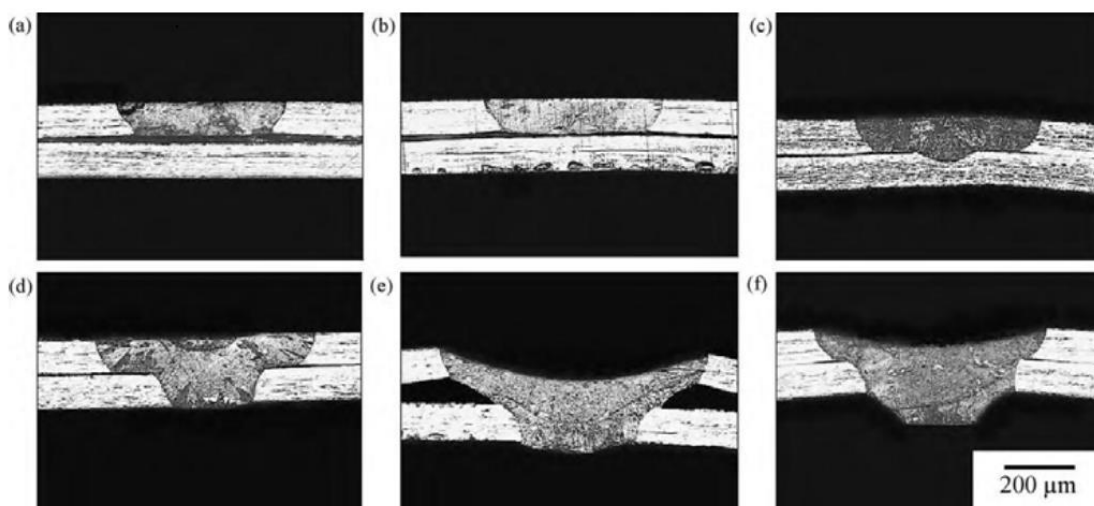
Pode-se observar a influência exercida do pulso de energia na sua geometria, e também devido ao material que o mesmo causa reflexão do feixe laser e influi na mudança da profundidade da solda e na largura do cordão. Quando o pulso de energia é muito baixo, não há penetração aparente. Através do aumento de energia, a soldagem a geometria do cordão de solda se torna mais esbelta. Contudo, quando o pulso de energia é muito alto, maior será o

volume do metal base liquefeito, assim, quanto maior a energia empregada, maior será a largura do cordão.

Liao e Yu (2007) e Manonmani et al. (2007), relataram que, na soldagem por laser pulsado, o ângulo de incidência sobre o aço inoxidável AISI 304 influi em suas características geométricas, sendo que as mesmas aumentaram de acordo com o aumento do pulso de energia do laser.

Segundo Ventrella et. al., 2010, apenas os pulsos de energia de 1,75J geraram uma Zona de Fusão satisfatória na soldagem do aço inoxidável 316L (Figura 27).

Figura 27 - Análise macrografica das seções transversais soldadas com laser pulsado de Nd: YAG com diferentes pulsos de energia. Parâmetros da soldagem laser: angulo de incidência 90°, posição focal = 0 mm, duração do pulso 4ms e energia (a) 1,00J, (b)1,25J, (c)1,50j, (d)1,75J, (e)2,00J, (f)2,25J Todas as figuras possuem a mesma magnitude da (f).



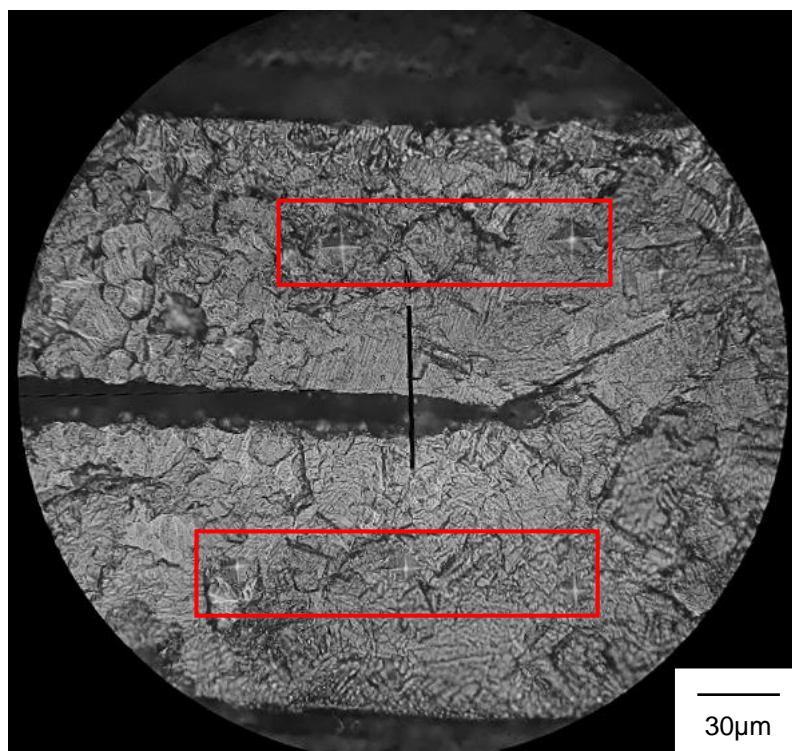
Fonte: Ventrella et al. (2010)

Tal diferença na geometria das amostras soldadas se deve principalmente ao acréscimo de energia (E_p) nas lâminas soldadas. Sendo os parâmetros de soldagem idênticos, a diferença pode ser explicada devido ao material utilizado, pois o aço inoxidável 316L reflete muito mais a energia luminosa do pulso de energia, enquanto o Ti-6Al-4V possui uma melhor receptividade ao feixe laser.

4.2 MICRODUREZA

A Figura 28 representa a seção transversal do ensaio de microdureza Vickers [HV0.01], (*“Hardness Vickers”*) [kgf/mm²] na lâmina de 100 μ m da liga de titânio Ti-6Al-4V, energia de 1.5 J para carga de 0,02kgf, utilizando atmosfera protetora de argônio com um ângulo de incidência de 90°, posição focal =0, duração do pulso de 4ms.

Figura 28 - Identações do ensaio de microdureza na amostra com energia de 1,5J.



Fonte: Próprio autor.

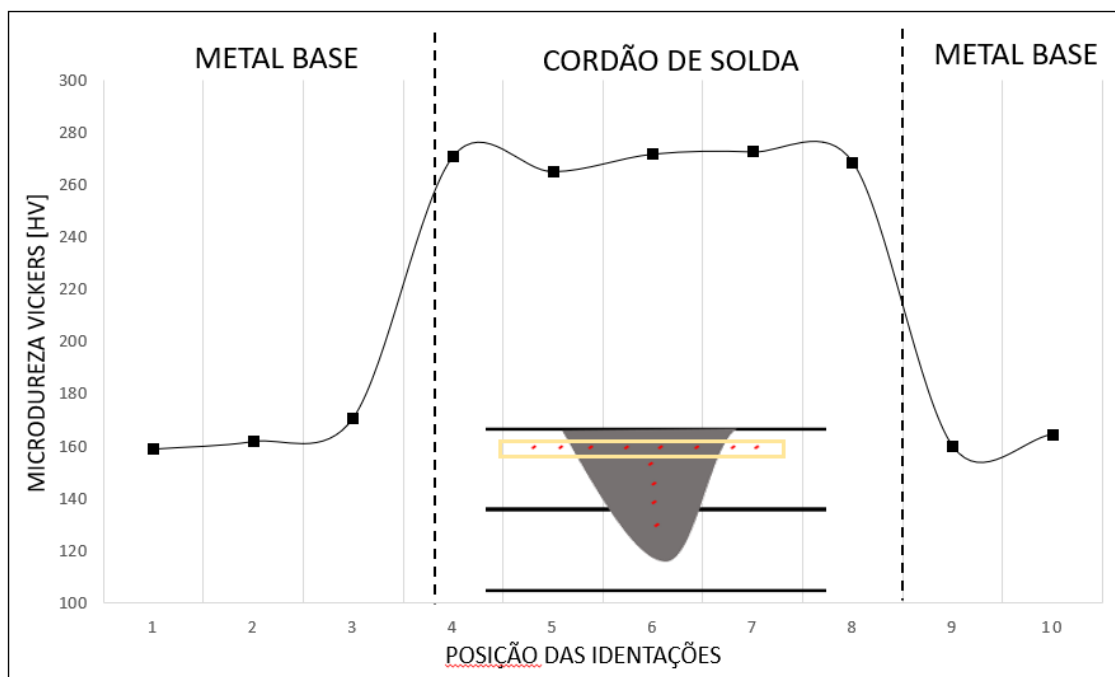
Para realização do ensaio de microdureza, a sequência utilizada está esquematizada na figura 22. Nos ensaios de todas as condições foi analisado que, para o metal base, a dureza manteve constante com valor médio de 160 HV. Na região soldada há um acréscimo nos valores de dureza para as amostras em todas as condições quando comparados com o metal base. Pode-se analisar ainda que houve um acréscimo de dureza conforme aumento do aporte térmico utilizado.

Para cada condição, foram realizadas duas análises de microdureza, uma através de uma linha horizontal, paralela à superfície do corpo de prova e outra seguindo uma linha vertical, perpendicular à superfície do corpo de prova. Na análise da linha vertical, não há variações na média dos valores de microdureza, os resultados acompanham os analisados na linha horizontal.

Para a condição de 1,0J, na qual o aporte térmico não foi o suficiente para alcançar a junção das lâminas, a microdureza se manteve na média de 160 HV, acompanhando o metal base do material.

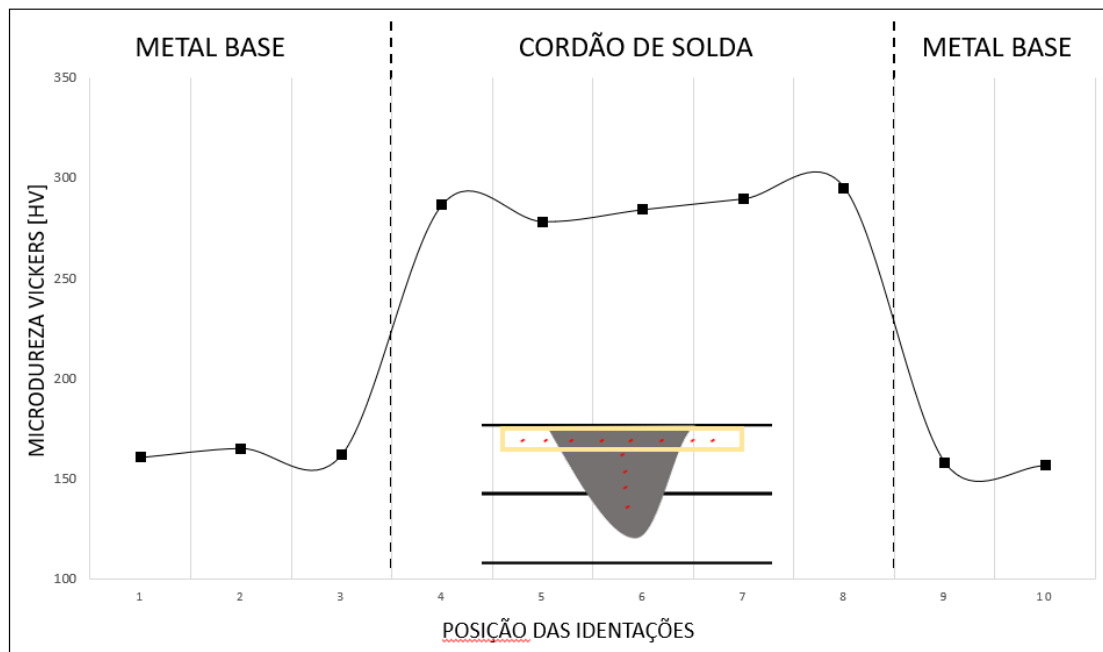
A seguir são demonstradas as análises realizadas para cada corpo de prova.

Figura 29 - Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície – 1,25J



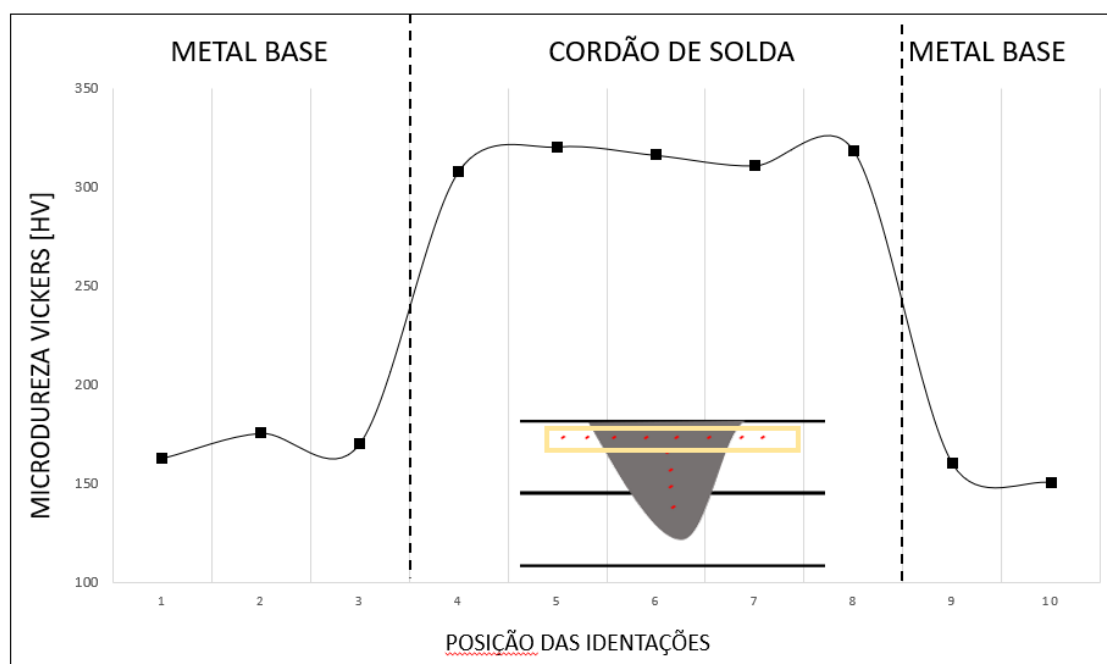
Fonte: Próprio autor.

Figura 30 - Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície –
1,50 J



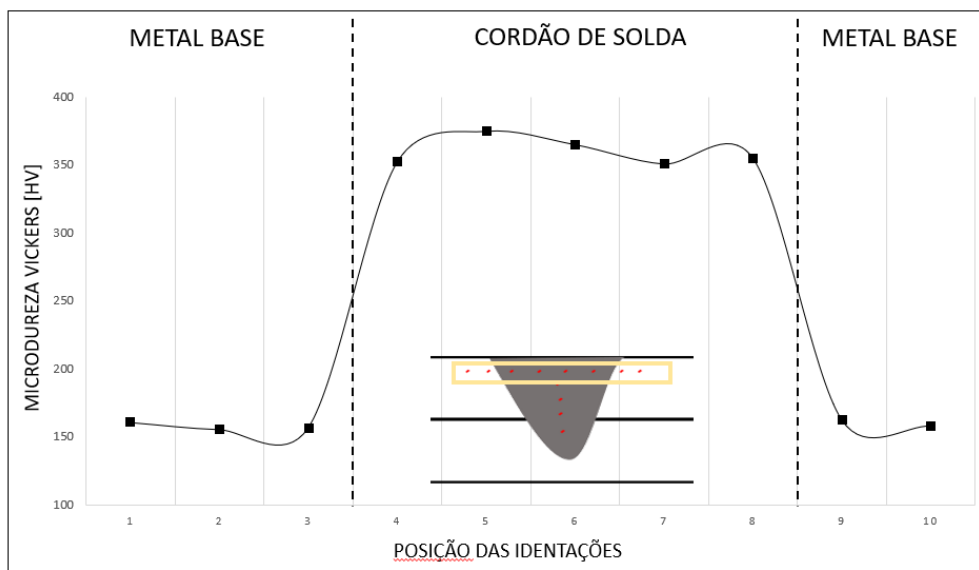
Fonte: Próprio autor.

Figura 31 - Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície –
1,75 J



Fonte: Próprio autor.

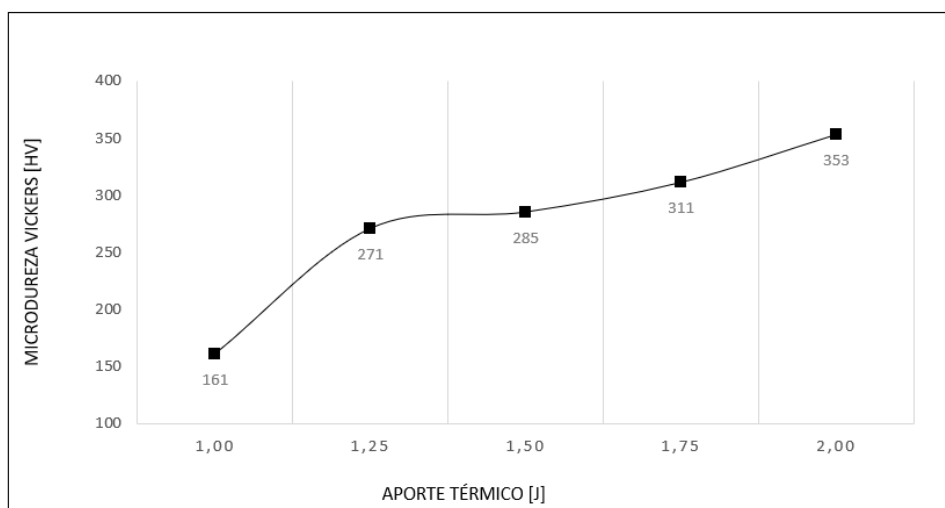
Figura 32 - Perfil de microdureza ao longo da seção paralela à superfície – 2,00 J



Fonte: Próprio autor.

Na figura 33 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 33 - Média de dureza na zona fundida para cada aporte térmico



Fonte: Próprio autor.

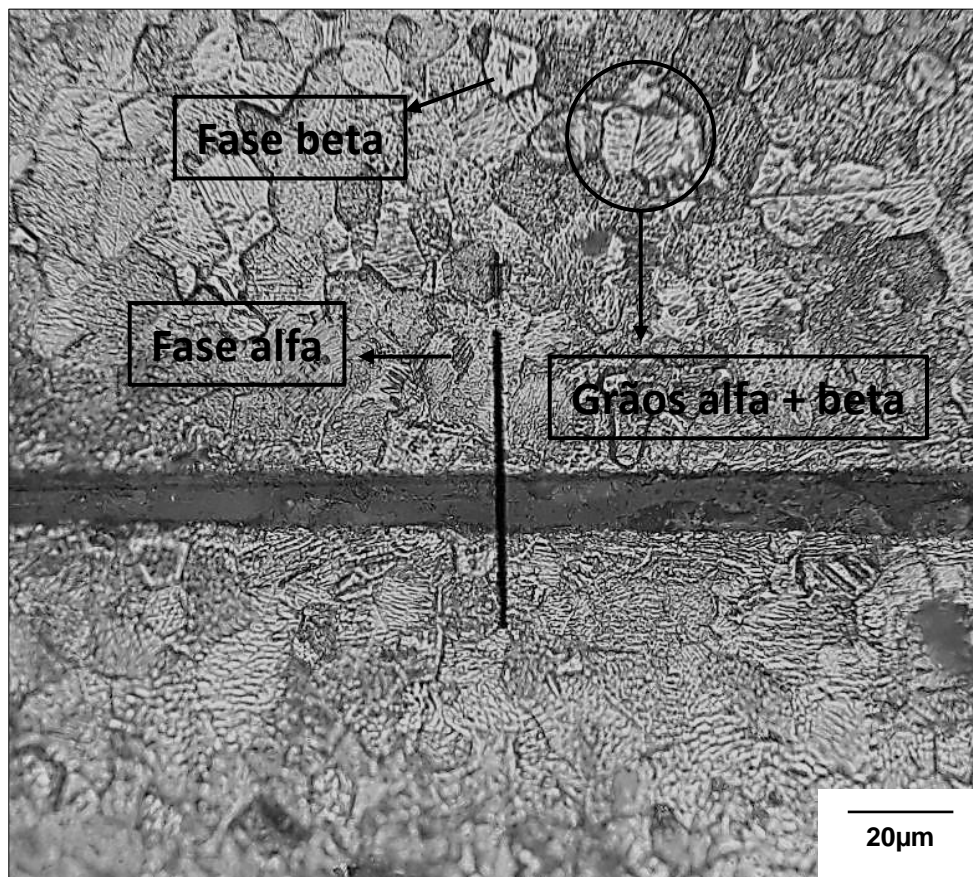
A análise do aumento de microdureza, em função das regiões soldadas, é feita com base na variação do fator de controle em torno da média. Em termos

de valores médios temos que o metal de solda obteve um valor de 298 [HV] e o metal de base 160 [HV]. Zucato, 2018, conduziu um trabalho com material de mesma composição e obteve média igual para o metal base e média maior para o metal de solda; tal diferença pode se dar pelos diferentes aportes térmicos utilizados, além de outras condições diferentes utilizadas na soldagem.

4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Na figura 34 verifica-se a análise da microestrutura do metal base da liga de titânio Ti-6Al-4V, utilizando microscopia óptica (MO).

Figura 34 - Microestrutura do metal base da liga Ti-6Al-4V através do MO

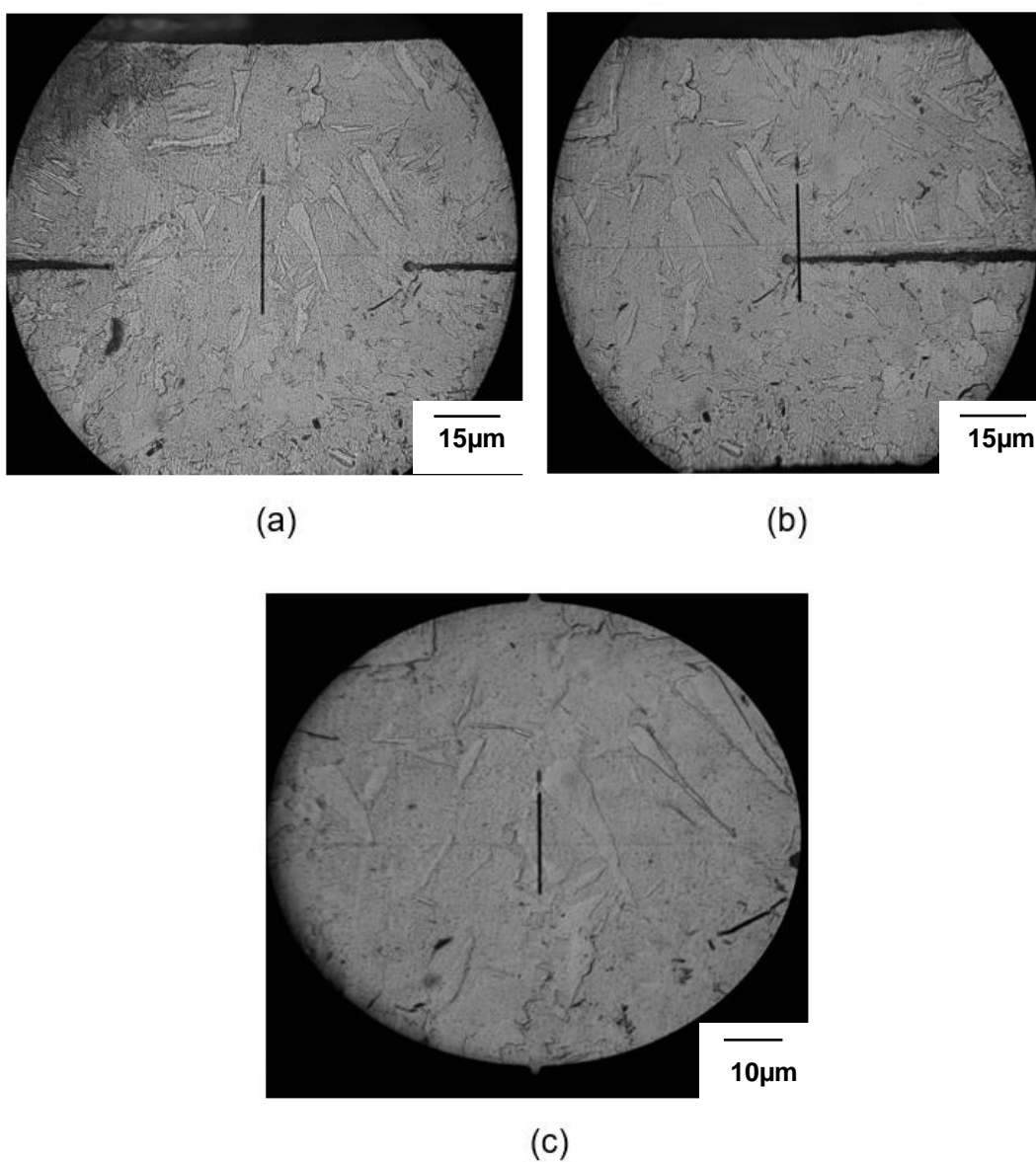


Fonte: Próprio autor.

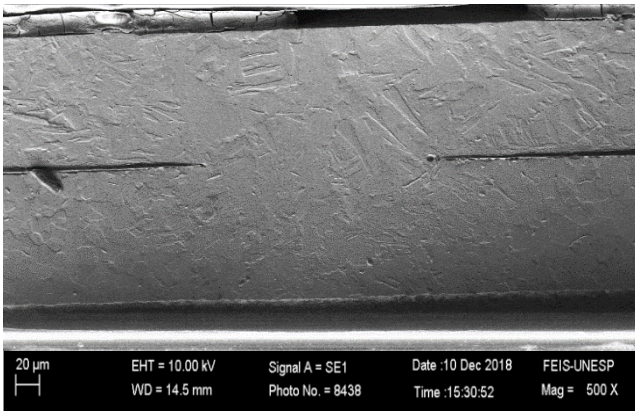
Na figura 34, pode-se comprovar o que é verificado na literatura, nota-se a presença de grãos alfa em uma matriz beta, o que caracteriza a liga Ti-6Al-4V como uma liga duplex ($\alpha+\beta$).

Através da microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, é possível a verificação da alteração da microestrutura da zona fundida para cada corpo de prova com aportes térmicos diferentes. As figuras na sequência mostram imagens obtidas por MO e MEV para cada corpo de prova.

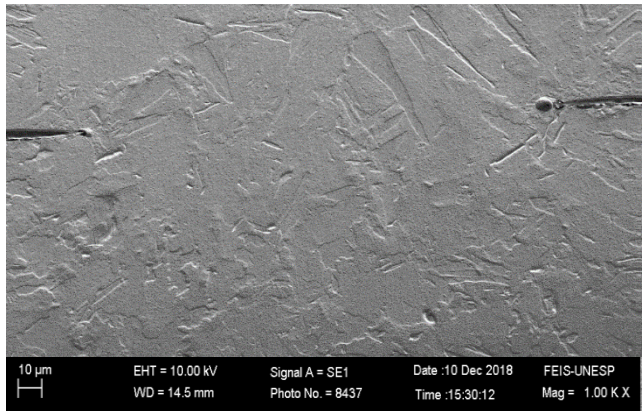
Figura 35 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,25J – MO (a) cordão de solda (b) zona de transição (c) aumento cordão de solda



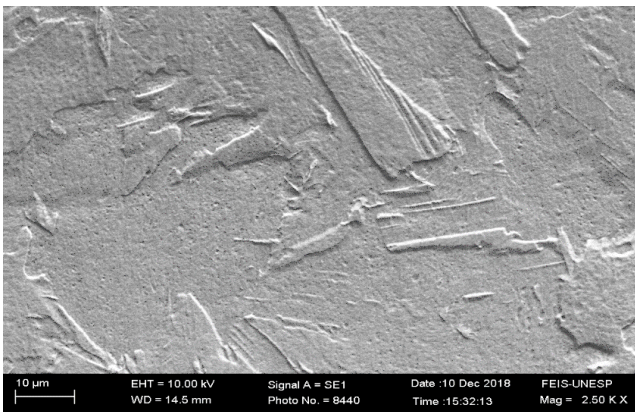
Fonte: Próprio autor.



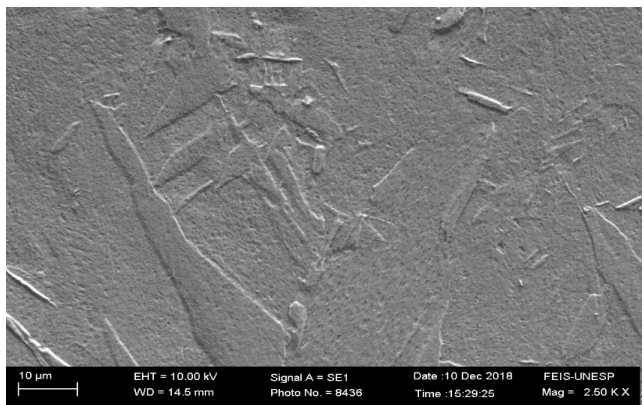
(a)Mag=500x



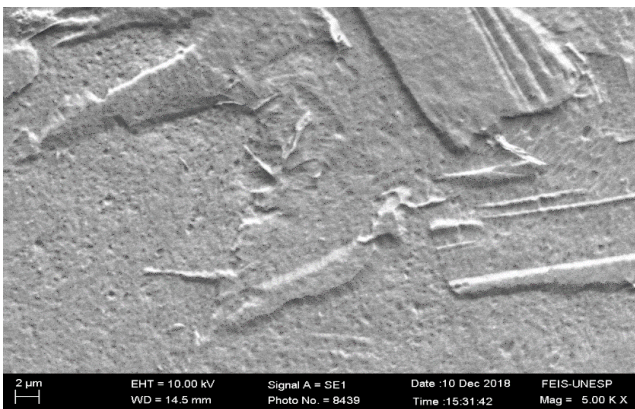
(b)Mag=1000x



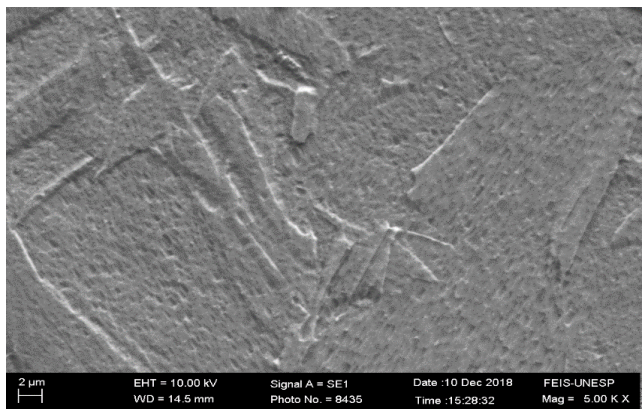
(c)Mag=2500x



(d)Mag=2500x



(e)Mag=5000x

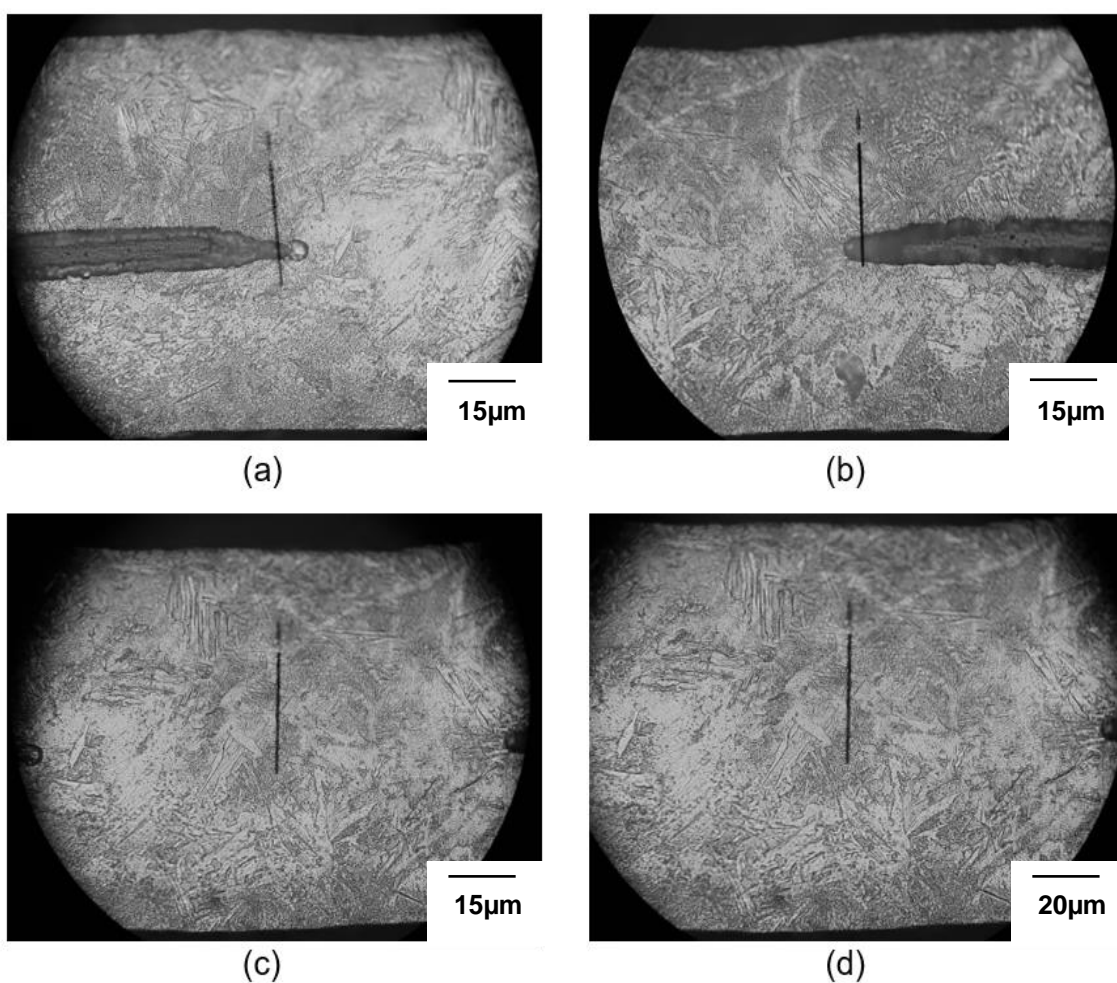


(f)Mag=5000x

Fonte: Próprio autor.

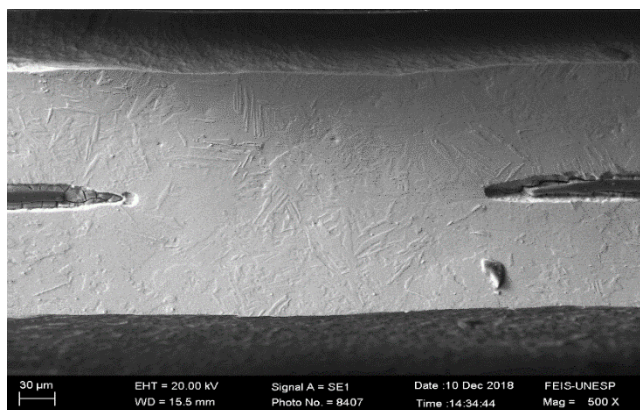
Para o corpo de prova com aporte térmico de 1,25J, é notável o aparecimento das agulhas de martensita e lamelas, porém, de forma mais grosseira. É possível verificar que a profundidade do cordão de solda não alcança a lâmina inferior por completo, visto que a microestrutura continua compatível com o metal base.

Figura 37 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,50J – MO (a) zona de transição (b) zona de transição (c) cordão de solda (d) aumento cordão de solda

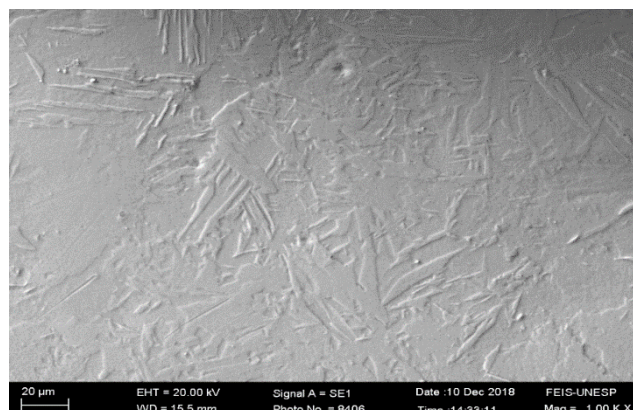


Fonte: Próprio autor.

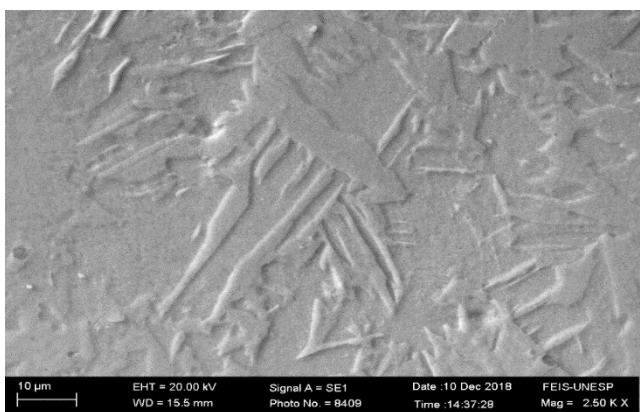
Figura 38 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,50J – MEV com diferentes aumentos



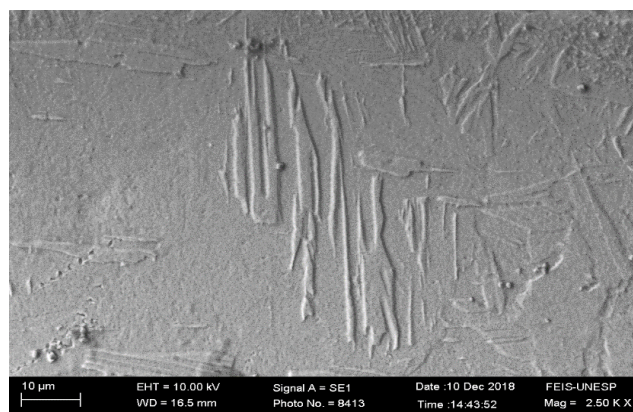
(a) Mag=500x



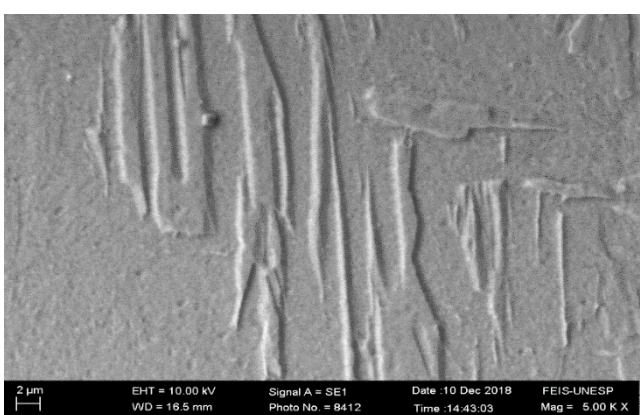
(b) Mag=1000x



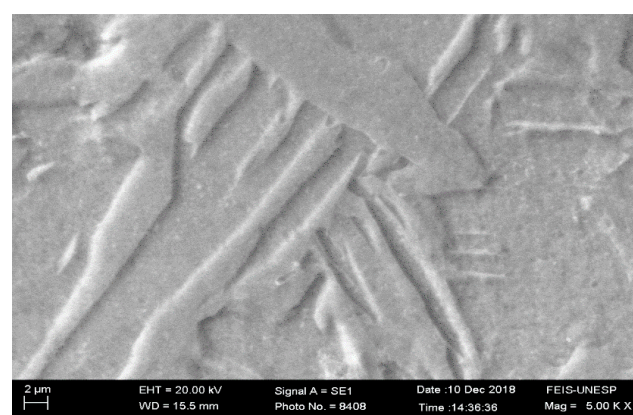
(c) Mag=2500x



(d) Mag=2500x



(e) Mag=5000x

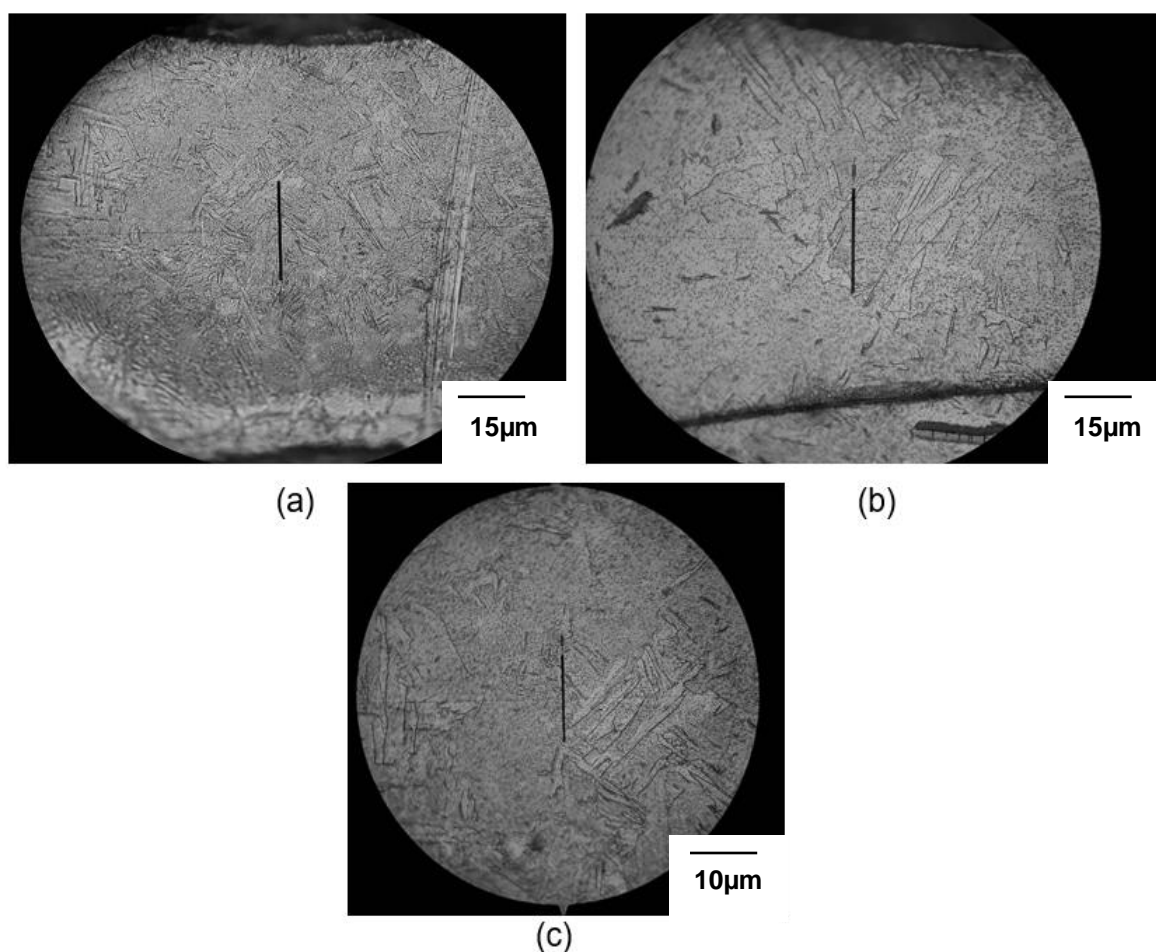


(f) Mag=5000x

Fonte: Próprio autor.

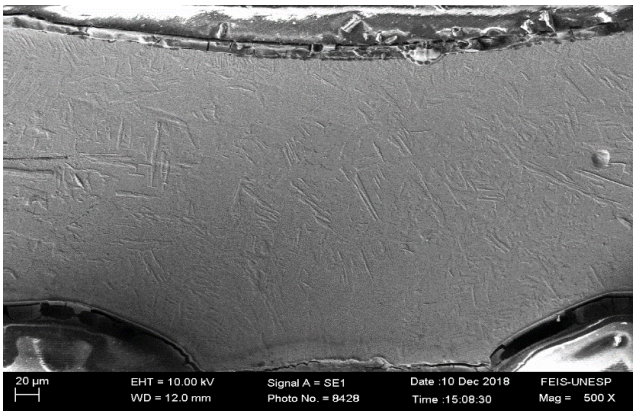
Para o corpo de prova com aporte térmico de 1,50J, é notável o aumento da quantidade das agulhas de martensita e lamelas em comparação com o corpo de prova de 1,25J. É possível constatar, também, que estas microestruturas se encontram mais finas em relação ao corpo de prova anterior. Com este aporte térmico, é possível observar que a microestrutura formada no cordão de solda após rápida taxa de resfriamento é visível por toda a extensão das duas lâminas.

Figura 39 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,75J – MO (a) cordão de solda (b) zona de transição (c) aumento cordão de solda

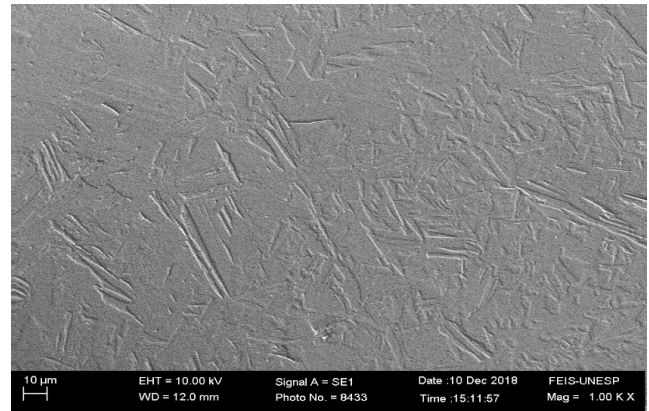


Fonte: Próprio autor.

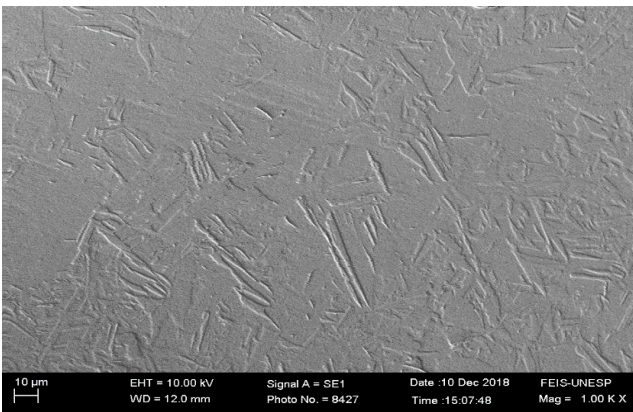
Figura 40 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,75J – MEV com diferentes aumentos.



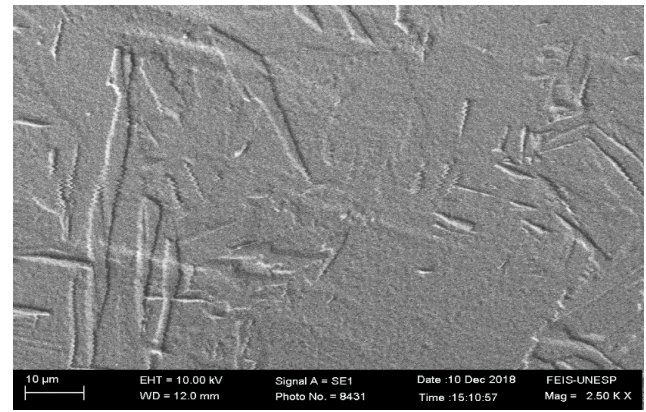
(a)Mag=500x



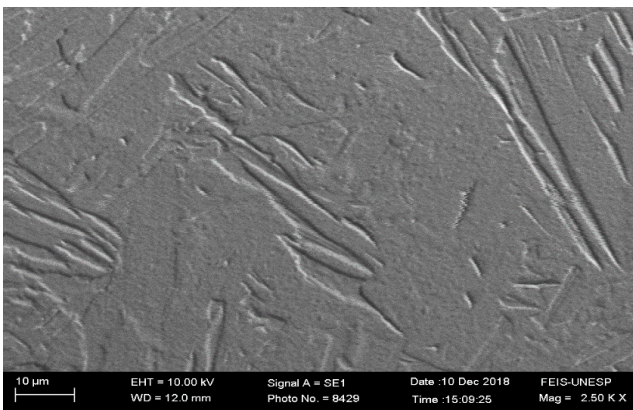
(b)Mag=1000x



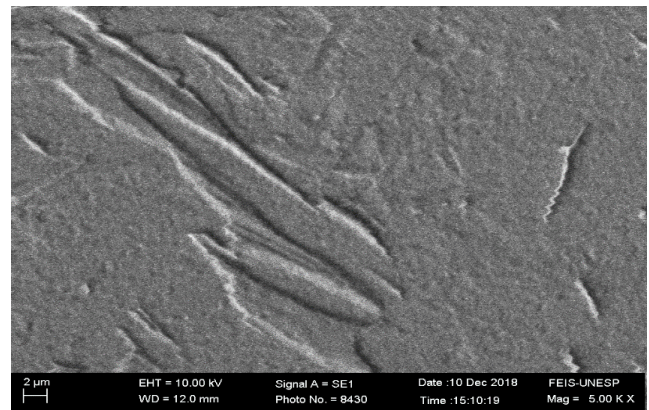
(c)Mag=1000x



(d)Mag=2500x



(e)Mag=2500x

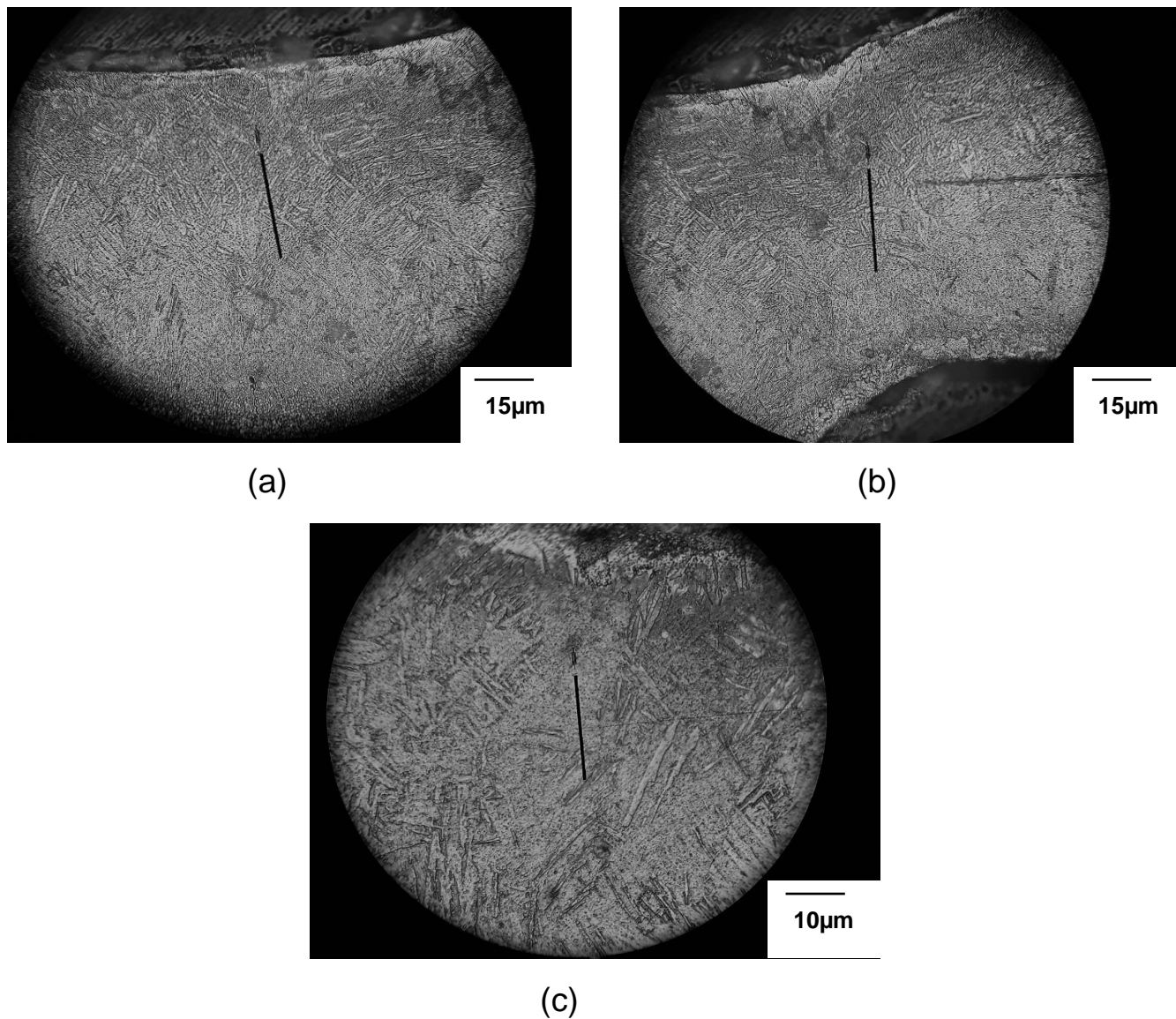


(f)Mag=5000x

Fonte: Próprio autor.

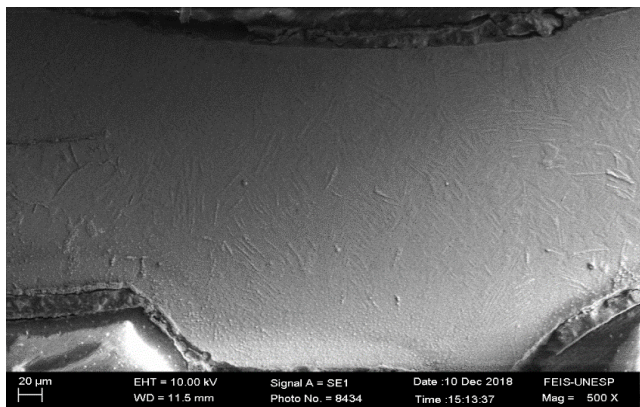
No corpo de prova com aporte térmico de 1,75 J, nota-se um leve aumento do número de agulhas de martensita e lamelas. É possível observar, também, a distorção geométrica do cordão de solda na figura 40a.

Figura 41 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 2,00J – MO (a) cordão de solda (b) zona de transição (c) aumento cordão de solda

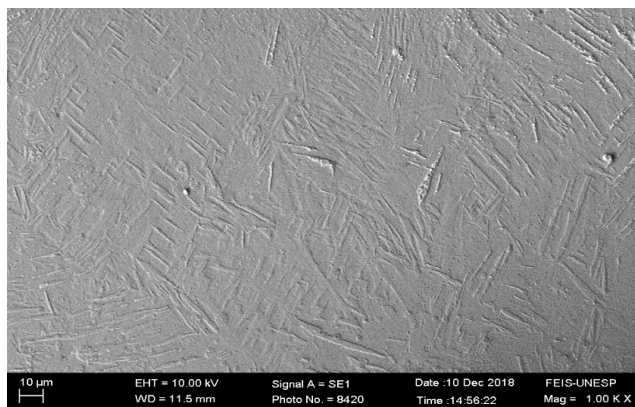


Fonte: Próprio autor.

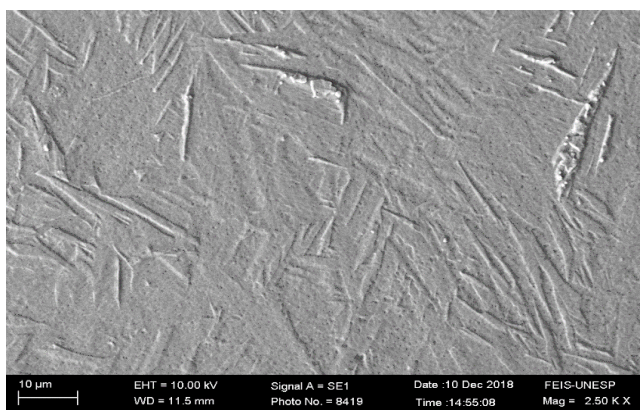
Figura 42 - Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 2,00J – MEV com diferentes aumentos



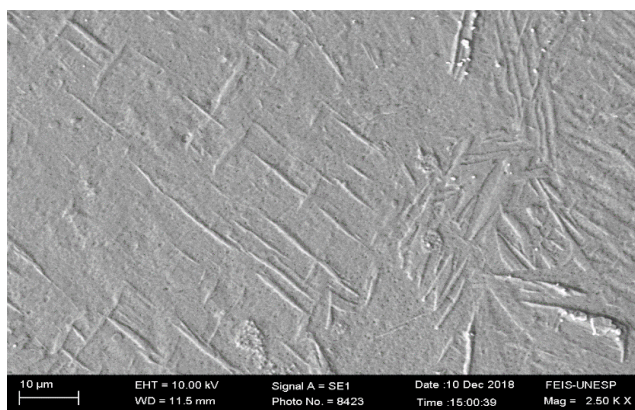
(a)Mag=500x



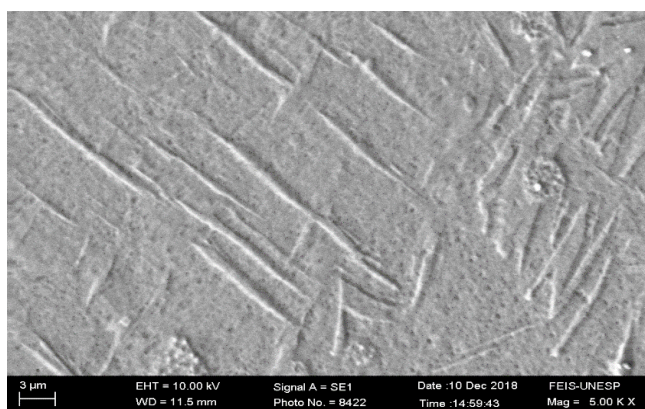
(b)Mag=1000x



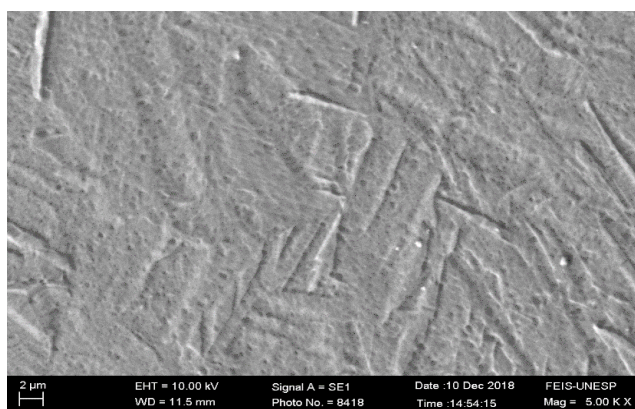
(c)Mag=2500x



(d)Mag=2500x



(e)Mag=5000x



(f)Mag=5000x

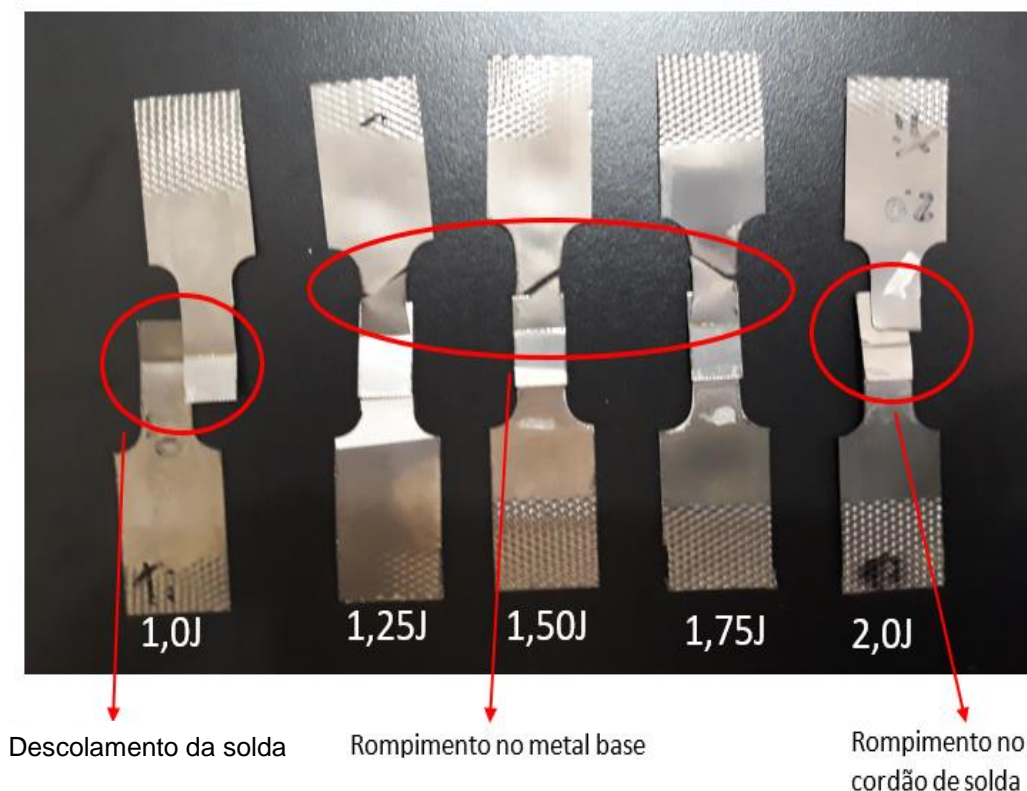
Fonte: Próprio autor.

No corpo de prova com aporte térmico de 2,00, nota-se um aumento maior do número de agulhas de martensita e lamelas. É possível observar que a medida que o aporte térmico aumenta, as agulhas de martensita e as lamelas se tornam mais finas e a quantidade aumenta na região analisada. A análise da microestrutura não revelou trincas, porosidade, ou qualquer outra descontinuidade de soldagem para nenhum corpo de prova, apenas uma mudança significativa da microestrutura, o que fica evidente com o aumento dos valores de microdureza para cada amostra.

4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado conforme descrito anteriormente no tópico MATERIAIS E MÉTODOS, sendo confeccionados os corpos de prova conforme analisadas amostras na microscopia ótica, com amostras de 1,0J até 2,0J com acréscimos de 0,25J. Abaixo segue imagem com os corpos de prova rompidos.

Figura 43 - Corpos de prova rompidos no ensaio de tração



Fonte: Próprio autor.

Em uma análise superficial a amostra de 1,0J aparenta ter fraturado na região do cordão de solda, tal conclusão precoce não poderia ter valia se não realizasse uma análise mais minuciosa ao microscópio óptico, o que pode se observar pelas energias (E_p) utilizadas, a amostra cuja energia (E_p) foi de 1,0J não houve rompimento do mesmo, apenas houve descolamento da solda não ocasionando nenhuma fratura. Munekata, 2011, relata o mesmo ocorrido com lâminas finas de Hastelloy, onde com a energia (E_p) de 1,25J houve descolamento do cordão de solda. Os corpos de prova com 1,25J, 1,50J e 1,75J apresentaram rompimento no metal base, já o corpo de prova com 2,0J apresentou rompimento no cordão de solda, conforme demonstrado na figura 43. Os valores obtidos nas curva tensão x deformação para cada corpo de prova estão descritos na tabela a seguir.

Tabela 10 - Tensões obtidas pelo ensaio de tração em função de cada corpo de prova

Corpos de prova	Tensão de escoamento	Tensão máxima
[J]	[MPa]	[MPa]
1,0	90	136
1,25	117	254
1,50	97	195
1,75	107	234
2,00	98	175

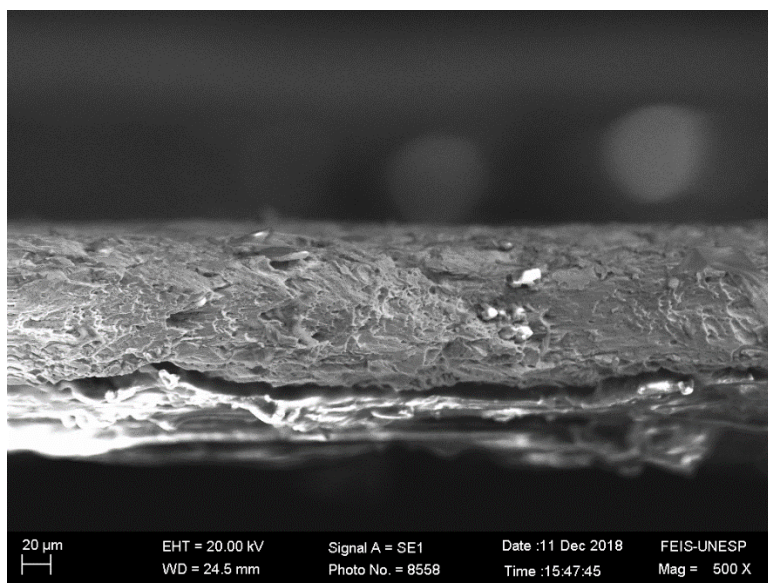
Fonte: Próprio autor.

Uma razão pelo qual o corpo de prova 2,00J se rompeu, é que por se tratar de uma energia alta, o processo de soldagem se deu por keyhole o que resulta em perda de material, uma vez que há vaporização do material.

4.4.1 Fractografia

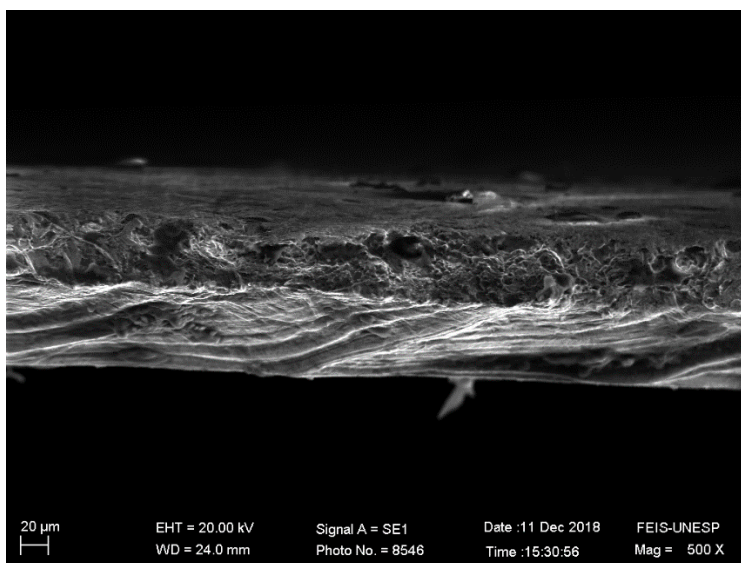
Foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura para analisar a superfície de fratura do corpo de prova com 2,0J e um corpo de prova que rompeu no metal base. As figuras 44 e 45 correspondem aos dois corpos de prova, respectivamente. Através das imagens não foram localizados nenhum indício de porosidade e a fratura ocorreu de forma dúctil em toda a superfície dos corpos de prova.

Figura 44 - Fractografia do metal base



Fonte: Próprio autor.

Figura 45 - Fractografia do corpo de prova 2,00J



Fonte: Próprio autor.

5 CONCLUSÕES

Com relação a geometria dos cordões de solda, conclui-se que, quanto maior o aporte térmico, a zona fundida foi maior. As amostras soldadas com energia (E_p) 1,0J, não obtiveram fusão. GAPs também foram observados nessa condição. Apresentaram melhores formatos do cordão, largura do cordão, profundidade do cordão e largura de união às amostras com energia (E_p) de 1,25J e 1,50J. Energias (E_p) de 1,75J e 2,00J apresentaram diminuição da lâmina superior do material fundido devido ao excesso de energia, apresentaram, também, distorção na geometria dos cordões de solda.

A microdureza do material na zona fundida, para todos os aportes térmicos, há 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 a 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 consequentemente elevou a dureza.

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 para cada energia (E_p) utilizado, isto devido a taxa de resfriamento ser diferente para cada amostra na zona fundida. Conforme há aumento da energia (E_p) a microestrutura é mais fina (1,75J e 2,00J) porque a taxa de resfriamento é mais rápida formando fase α' que é uma fase α supersaturada chamada de martensita. Com energias (E_p) menores (1,25J e 1,50J) a microestrutura é mais grosseira, o que indica que houve mais tempo para o grão da fase α se desenvolver, mas também é encontrado fase α' em menor quantidade.

O ensaio de tração demonstra 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, onde faz com que haja perda de material na região soldada, gerando

diminuição da área de seção transversal, além da soldagem em lâminas apresentar uma distorção geométrica nos cordões de solda, isto pode fazer com que haja concentração de tensões na região da solda.

Portanto, a técnica de soldagem do Ti-6Al-4V em lâminas finas por laser de Nd:YAG é promissora e atende as necessidades para aplicação em sensores para uso em indústrias petroquímicas, químicas, alimentícias e sucroalcooleiras, onde a necessidade de materiais de alta resistência à corrosão é necessária, atribuindo assim qualidade ao produto final e uma melhor resistência mecânica e evitando a fratura do componente durante sua utilização.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar o dimensionamento dos grãos e lamelas e realizando uma análise quantitativa das fases em cada corpo de prova;
- Uso de um dispositivo de fixação da peça soldada diferente para evitar os possíveis GAPs.
- Realização do mesmo procedimento da pesquisa, com titânio comercialmente puro.
- Analisar possível surgimento de fase frágil em processos com energias (E_p) mais elevadas (a partir 1,75J).

REFERÊNCIAS

ABKOWITZ, S.; BURKE, J. J.; HILTZ Jr., R. H. **Titanium in Industry: technology of Structural Titanium**. New York: D. Van Nostrand Company, 1955, 215 p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding handbook - welding processes**. 7. ed. Miami: AWS, 1978. V. 2, 592 p.

ANDRADE, G. G. de. **Soldagem à laser Nd:Yag pulsado no aço superaustenítico AISI 904L**. 2018. 110 f. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2018. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/153509>. Acesso em: 01 abr. 2019.

BAESLACK W. A.; BECKER D. W. Advances in titanium alloy welding metallurgy. **The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society**, Warrendale, v. 36, n. 5, p. 46-58, 1984.

BAGNATO, V. S. Os Fundamentos da luz laser. **Física na Escola**, São Carlos, v. 2, n. 2, p. 4 – 9, 2001.

BALAZIC, M.; KOPAC, J.; JACKSON, M. J; AHMED, W. Review: titanium and titanium alloy applications in medicine. **International Journal Nano and Biomaterials**, Bucks, v. 1, n. 1, p. 3-34, 2007.

BARNES, T.; PASHBY, I. Joining techniques for aluminum space frames used in automobiles: part I – solid and liquid phase welding. **Journal Material Processing Technology**, Olby, v. 99, n. 1-3, p. 62-71, 2000.

BENTER, C.; PETRING, D.; POPRAWA, R. Investigation of the transition from heat conduction to deep penetration welding with high power diode lasers. in manufacturing. In: CONFERENCE ON LASERS IN MANUFACTURING, v.3., 2005, Munich. **Conference [...]** Munich: [s.n.], 2005. p. 67-71.

BERRETTA, J. R. **Solda laser em materiais dissimilares com laser de Nd:YAG pulsado**. 2005. 120 f. Tese (Doutorado em Ciências) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

BERRETTA, J. R.; ROSSI, W.; NEVES, M. D. M.; ALMEIDA, I. A.; JUNIOR, N. D. V. Pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels. **Optics and Lasers in Engineering**, London, v. 45, p. 960-966, 2007.

BERTOLOTI, M. **Masers and lasers an historical approach**. Bristol: Adam Hilger, 1983. 123 p.

BLAIR, B. Scientists who made a difference alijavan. **Azerbaijan International**, Azerbaijan, v. 4, n. 2, p. 71, 1996.

BROMBERG, J. L. **The laser in America: 1950 – 1970**. Massachusetts: MIT Press, 1950. 30 p.

CABESTRÉ, C. C. **Evolução microestrutural da liga Ti-6Al-4V após diferentes tratamentos térmicos**. 2013. 52 f. [Trabalho de Conclusão e Curso]. [Graduação em Engenharia Mecânica] - Escola de Engenharia, Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma Introdução**. 7. Ed. Rio de Janeiro: LTC, 2007.

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

COUTINO, C.; BOTTREL, C. **Materiais para aplicações a altas temperaturas**. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992. p. 235 – 308.

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**, Krakow, v. 56, p. 703-707, 2011.

DAMOULIS, G. L.; BATALHA, G. F. Solda laser aplicada ao processo de fabricação de carrocerias automotivas. In: NATIONAL CONFERENCEON SHEET METAL FORMING, 16., 2004, Porto Alegre. **Conferenceon [...]** Porto Alegre: Lírio Schaeffler, 2004. p. 1 -17.

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

DOWDEN, J.; KAPADIA, P.; POSTACIOGLU, N. An analysis of the laser plasma interaction in laser keyhole welding. **Journal of Physics, D: Applied Physics**, London, v. 22, n. 6, p. 741-749, 1989.

DNPM – **Departamento Nacional de Produção Mineral**. Disponível em: www.dnpm.gov.br: Acesso em: 04 mar. 2017.

DU, J.; LONGOBARDI, J.; LATHAM, W. P.; KAR, A. Weld strength and process controllability for laser welding of thin sheet metals. **Journal Laser Applications**, Melville, v. 12, n. 6, p. 239-243, 2000.

DU, J.; LONGOBARDI, J.; LATHAM, W. P.; KAR, A. Laser marginal lap microwelding for ultra thin sheet metal. **Journal Laser Applications**, Melville, v. 14, n. 1, p. 4-8, 2002.

DULEY, E. E. **Laser welding**. New York: A Wiley-Interscience Publication, 1998.

DULEY, W. W. **CO₂ lasers: effects and applications**. Nova York: Academic Press, 1976. p. 239 – 243.

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**, Amsterdam, v. 133, p. 84-89, 2002.

GRASSI, F. **Industrial applications of power lasers on metal fabrications**. Argentina: Training course on laser sources and industrial applications ICSUNIDO, 1998. 250 p.

HAN, A.; GUBENCU, D.; PILLON, G. A. Generalized structure based on systemic principles of the characteristic variables of material laser processing. **Optics & Laser Technology**, Timisoara ,v. 37, p. 577-581, 2005.

HEL, X.; FUERSCHBACH, P. W.;DEBROY, T. Heat transfer and fluid flow during laser spot welding of 304 stainless steel. **Journal of Physics, D: Applied Physics**, London, v. 36, p. 1388-1398, 2003.

HOFFMANN, P.; GEIGER, M. Recent development in laser system technology for welding applications. **Annals of the CIRP**, Meisenbach, v. 44, p. 151-156, 2005.

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.

KAHRAMAN, N. The influence of welding parameters on the joint strenght of resistance spot-welded titanium sheets. **Materials and Design**, Karabuk, v. 28, n. 2, p. 420-427, 2007.

KATULIN, V. A. Laser technology in industry. **Hiperfine Interactions**, Oxford, v. 37, p. 423–432, 1987.

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, n. ½, p. 223 – 230, 2005.

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

LIDE, D. R. **CRC Handbook of chemistry and physics**. 84. ed. Boca Raton: CRC, 2004.

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) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

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

MAWAKDIYE, A. A. Resposta dos metais. **Revista Metalurgia & Materiais**, São Paulo, v. 546, n. 553, p. 360, 2004.

MAYER, A. **Der Lasermarkt in Europe.** Process of the European Laser Marketplace '94 (1994).

MELO, A. L. V. de. **Análise das propriedades de chapas de Ti ASTM grau 5 (Ti6Al4V) soldadas por laser Nd:YAG.** 2007. 118 f. Tese (Doutorado) - Curso de Ciências dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2007.

MIYAMOTO, B. L. M. Optimization of titanium cutting by factorial analysis of the pulsed Nd:YAG laser parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, São José dos Campos, v.179, p.105 – 110, 2006.

MODEST, M. F. Laser machining of ablating/decomposing materials – through cutting and drilling models. In: **THE INTERNATIONAL CONGRESS ON APPLICATIONS OF LASERS & ELECTRO-OPTICS** CALEO, 1996. **Proceedings** [...]. Detroit: [s.n.], 1996. 711 p.

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) - Institutos de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

OSADCHUK, R.; KOSTER, W. P.; KAHLES, J. F. Metallography structures in commercial titanium. **Metal Progress**, Cleveland, v. 64, n. 2, p. 129 – 131, 1953.

PETERS, M. et al. (ed). **Titanium and titanium alloys.** Weinheim: Wiley-VCH; Chichester: John Wiley & Sons, 2003.

PETERS, M.; HEMPTENMACHER, J.; KUMPFERT, J.; LEYENS, C. **Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications.** Weinheim: Wiley-VCH; Chichester: John Wiley & Sons, 2005.

RAMOSOEU, M. E.; CHIKWANDA, H. K.; BOLOKANG, A. S.; BOOYSEN, G.; NGONDA, T. N. **Additive manufacturing: characterization of Ti6-6Al-4V alloy intended for biomedical application.** The Light Metals Conference. p. 337-344, 2010. Disponível em: https://researchspace.csir.co.za/dspace/bitstream/handle/10204/4617/Ramosoeu1_2010.pdf?sequence=1&isAllowed=y. Acesso em: 01 abr. 2019.

READY, J. F. **Industrial applications of lasers**. 2. ed. New York: Academic Press, 1997.

REALUM. Disponível em: http://www.realum.com.br/titanio_4.php. Acesso em: 19 jan. 2018.

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) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2015. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/136111>. Acesso em: 01 abr. 2019.

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, v. 10, n. 1, p. 35-46, 1999.

SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL DO ESTADO DE SÃO PAULO - SENAI. **Soldagem**. São Paulo: SENAI, 1994. p.271–272 (Coleção tecnologia).

SCHAWLOW, A. L.; TOWNES, C. H. Infrared and optical masers. **Physical Review**, New Jersey, v. 112, n. 1, p. 940-1949, 1958.

VENTRELLA, A. V. Pulsed Nd: YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils. **Journal of Materials Processing Technology**, São Paulo, v. 210, p. 1838–1843, 2010.

XIE, J.; KAR, A. *Laser welding of thin sheet steel with surface oxidation*. **Welding Research**, Miami, v. 343, n. 3, p. 343-348, 1999.

YEOM, J.-T. et al. Characterization of dynamic globularization behavior during hot working of Ti-6Al-4V alloy. **Advances Materials Research**, Hoboken, v. 26/28, p. 1033-1036, 2007.

ZOU, W.; CHEW, K. G. Effect of welding on impact toughness of butt-joints in a titanium alloy. **Materials Science And Engineering**, Kanakkale, v. 347, n. 1/2, p. 180-185, 2003.

ZUCATO, J. T. de G. **Influência do aporte térmico na soldagem da liga de titânio Ti-6Al-4V com laser pulsado ND:YAG**. 2018. 90 f. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2018. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/154870>. Acesso em: 01 abr. 2019.