

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

VICTOR MASSAYUKI NAKASHIMA

**MICROSOLDAGEM EM LÂMINAS FINAS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L
UTILIZANDO LASER PULSADO Nd:YAG**

Ilha Solteira

2022

VICTOR MASSAYUKI NAKASHIMA

**MICROSOLDAGEM EM LÂMINAS FINAS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L
UTILIZANDO LASER PULSADO Nd:YAG**

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia de Ilha Solteira – UNESP para
obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica.

Especialidade: Materiais e Processos de
Fabricação

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Dr. Gillian da Silva Crespo
Coorientador

Ilha Solteira

2022

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

N163m Nakashima, Victor Massayuki.
Microsoldagem em lâminas finas de aço inoxidável AISI 316L utilizando laser pulsado Nd:YAG / Victor Massayuki Nakashima. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2022
77 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2022

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Coorientador: Gillian da Silva Crespo
Inclui bibliografia

1. Soldagem. 2. Laser Nd:Yag. 3. AISI 316L. 4. Microdureza. 5. Ensaio de Tração. 6. Lâminas finas.


Raiane da Silva Santos

Supervisora Técnica de Seção
Setor Técnico de Referência, Atendimento ao usuário e Documentação
Divisão Técnica de Biblioteca e Documentação
CRB3 - 9999

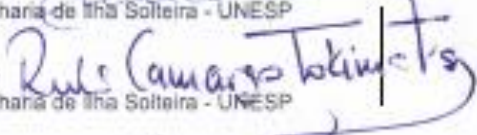
CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: MICROSOLDAGEM EM LÂMINAS FINAS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L
UTILIZANDO LASER PULSADO Nd:YAG

AUTOR: VICTOR MASSAYUKI NAKASHIMA
ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA
COORDENADOR: GILLIAN DA SILVA CRESPO

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 (Participação Virtual) 
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Prof. Dr. RUI CAMARGO TOKIMATSU (Participação Virtual) 
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Prof. Dr. WARLEY AUGUSTO PEREIRA (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade de Rio Verde 

Ilha Solteira, 13 de setembro de 2022

Dedico este trabalho a minha família, que me possibilitou mais essa conquista, para a minha vida pessoal e profissional.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por todas as conquistas e pela força espiritual para elaboração deste trabalho.

Ao professor Dr. Vicente Afonso Ventrella, pela orientação prestada e por me acolher no grupo de pesquisas e sempre me ajudar no que foi preciso, sua orientação e suas aulas foram essenciais para o desenvolvimento da pesquisa.

Ao Dr. Gillian da Silva Crespo como coorientador apoiando o projeto sempre com muita dedicação e paciência.

Aos professores e técnicos do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UNESP de Ilha Solteira pelos ensinamentos das disciplinas estudadas.

Aos colegas e amigos, pela ajuda e amizade durante todo o curso, ao técnico do Departamento de Materiais e Processos de Fabricação, Diego, agradeço por toda contribuição, seus auxílios foram fundamentais na realização deste projeto.

Ao professor Dr. Alberto Delbem do Departamento de Pediatria e Odontologia da UNESP Campus de Araçatuba por ter concedido a realização do ensaio de microdureza Vickers.

Ao professor Dr. Eli Jorge da Cruz Junior do IFSP campus de Itapetininga por ter concedido a realização do ensaio de tração.

“O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES)”.

As pessoas são como bicicletas. Elas só podem manter o equilíbrio enquanto continuarem se movendo.

Albert Einstein

RESUMO

O processo de soldagem laser a cada dia vem sendo mais utilizado nas indústrias manufatureiras. No processo com laser pulsado é possível realizar soldas de costura em lâminas finas, através da sobreposição dos pulsos. A soldagem de sobreposição de lâminas finas apresenta problemas típicos, tais como: distorção excessiva da junta soldada, falta de contato (folga) entre as lâminas a serem soldadas, perfuração da junta e presença de altos níveis de tensões residuais. O presente trabalho estudou a influência da energia de pulso, em um processo de soldagem laser Nd:YAG, na soldagem de lâminas finas (100 μm de espessura) de aço inoxidável austenítico AISI 316L, utilizado no revestimento de sensores que trabalham em ambiente corrosivo nas indústrias sucroalcooleira, química, petroquímica e alimentícia. Variou-se a energia de pulso de 1,0 a 2,25 J, com incremento de 0,25 J. A velocidade de soldagem (v) e a taxa de repetição (R_r) foram fixas em 2 mm/s e 9 Hz, respectivamente. As soldas foram realizadas com proteção gasosa de argônio com vazão de 10 l/min e largura temporal igual a 4 ms. A caracterização microestrutural das juntas soldadas foi efetuada através de suas secções transversais, com revelação dos detalhes no metal de solda por meio de ataque eletroquímico com ácido nítrico 69%, tensão de 4 V e tempo ataque de 20 s. A análise mecânica dos metais de solda foi efetuada através da realização de ensaios de microdureza Vickers e de tração. Os parâmetros geométricos do cordão como (largura, profundidade e união) aumentaram em função do aumento da energia de pulso. A dureza apresentou um aumento nos cordões de solda em relação ao metal base. O limite de resistência da junta soldada aumentou no início, apresentando em seguida um pequeno decréscimo em função do aumento da energia do pulso, sendo que a amostra com energia de pulso 1,50 J foi a que apresentou os melhores resultados. Por fim, o processo mostrou-se muito sensível à presença de folga entre as lâminas, demonstrando que, o controle da energia de pulso em processo de soldagem por laser de lâmina finas, é de fundamental importância para a geração de juntas soldadas com boas propriedades mecânicas e livres de descontinuidades.

Palavras-chave: Soldagem. Laser Nd:YAG. AISI 316L. Microdureza. Ensaio de tração. Lâminas finas.

ABSTRACT

The laser welding process is increasingly being used in manufacturing industries. In the pulsed laser process, it is possible to perform seam welds on thin blades, through the superposition of the pulses. Thin blade overlap welding presents typical problems such as: excessive distortion of the welded joint, lack of contact (gap) between the blades to be welded, perforation of the joint and presence of high levels of residual stresses. The present work studied the influence of pulse energy, Nd: YAG laser welding process, on the welding of thin blades (100 μm thick) of AISI 316L austenitic stainless steel, used in the coating of sensors that work in a corrosive environment in the sugar and ethanol industries, chemical, petrochemical and food. The pulse energy was varied from 1.0 to 2.25 J, with an increment of 0.25 J. The welding speed (v) and repetition rate (R_r) were fixed at 2 mm/s and 9 Hz, respectively. The welds were performed with argon gas shielding with a flow rate of 10 l/min and a temporal width equal to 4 ms. The microstructural characterization of the welded joints was carried out through their cross sections, revealing the details in the weld metal by electrochemical etching with 69% nitric acid, voltage of 4 V and etching time of 20 s. The mechanical analysis of the weld metals was performed by performing Vickers microhardness and tensile tests. The geometric parameters of the bead (width, depth and union) increased as the pulse energy increased. The hardness showed an increase in the weld beads in relation to the base metal. The strength limit of the welded joint increased at the beginning, then showed a small decrease as a function of the increase in pulse energy, and the sample with pulse energy of 1.50 J showed the best results. Finally, the process proved to be very sensitive to the presence of gap between the blades, demonstrating that the pulse energy control in the thin blade laser welding process is of fundamental importance for the generation of welded joints with good properties. mechanical and free of discontinuities.

Keywords: Welding. Nd:YAG Laser. AISI 316L. Microhardness. Traction test. Thin blades.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Esquema de funcionamento na cavidade geradora do laser.....	23
Figura 2	Representação do sistema de laser contínuo e pulsado.....	26
Figura 3	Desenho esquemático da técnica de solda a laser por condução....	26
Figura 4	Técnica de solda laser por “keyhole”	27
Figura 5	Formação do cordão de solda laser.....	29
Figura 6	Formação da camada passiva em um aço inoxidável.....	30
Figura 7	Diagrama de Schaeffler.....	31
Figura 8	Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300.....	34
Figura 9	Equipamento e diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado de Nd:YAG.....	39
Figura 10	Esquema do dispositivo de fixação das amostras de lâmina fina.....	40
Figura 11	Representação dos corpos de prova obtidos a partir do seccionamento transversal das amostras. (a) indicação do seccionamento transversal na amostra e (b) detalhe evidenciando a seção de corte contendo o cordão de solda.....	41
Figura 12	Estereomicroscópio Zeiss modelo Discovery V8 acoplado a câmera Axiocam ERC5S.....	42
Figura 13	Ilustração esquemática da secção transversal da junta.....	43
Figura 14	Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV (ZEISS, mod. EVO LS15)	43
Figura 15	Microdurômetro Buehler MicroMet 5114.....	44
Figura 16	Esquema representativo da medição da microdureza Vickers.....	44
Figura 17	Máquina Universal de Ensaio, EMIC modelo: DL30.000.....	45
Figura 18	Corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.....	46
Figura 19	Secção transversal das juntas soldadas com laser pulsado de Nd:YAG com diferentes energias de pulso (E_p).....	47
Figura 20	Geometria do cordão de solda – 1,0 J.....	48
Figura 21	Geometria do cordão de solda – 1,25 J.....	49
Figura 22	Geometria do cordão de solda – 1,50 J.....	50
Figura 23	Geometria do cordão de solda – 1,75 J.....	51

Figura 24	Geometria do cordão de solda – 2,00 J.....	52
Figura 25	Geometria do cordão de solda – 2,25 J.....	53
Figura 26	Relação entre a energia do pulso [E_p] e a geometria do cordão.....	54
Figura 27	Micrografia com aporte térmico 1,25 J – (a) cordão de solda, (b) zona fundida, (c) e (d) zona de transição.....	56
Figura 28	Micrografia com aporte térmico 1,50 J – (a) cordão de solda, (b) zona fundida, (c) e (d) zona de transição.....	57
Figura 29	Micrografia com aporte térmico 1,75 J – (a) cordão de solda, (b) zona fundida, (c) e (d) zona de transição.....	58
Figura 30	Micrografia com aporte térmico 2,00 J – (a) cordão de solda, (b) zona fundida, (c) e (d) zona de transição.....	59
Figura 31	Micrografia com aporte térmico 2,25 J – (a) cordão de solda, (b) zona fundida, (c) e (d) zona de transição.....	60
Figura 32	Microdureza Vickers a partir do centro da região soldada: energia 1,00 J, 1,25 J, 1,50 J, 1,75 J, 2,00 J, 2,25 J.....	61
Figura 33	Média de dureza na zona fundida para cada aporte térmico.....	64
Figura 34	Corpos de prova rompidos no ensaio de tração.....	65
Figura 35	Relação entre energia de pulso [E_p] e o limite de resistência da junta soldada.....	66
Figura 36	Fractografia da amostra com energia de pulso de 1,50J.....	69
Figura 37	Fractografia das amostras com energia de pulso de: 1,25 J, 1,75 J, 2,00 J e 2,25 J.....	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química do aço inoxidável AISI 316L (% peso)	38
Tabela 2	Propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L.	38
Tabela 3	Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, United.....	39
Tabela 4	Relação entre energia de pulso (E_p) e a geometria do cordão.....	54
Tabela 5	ANOVA para variação de parâmetros de energia de soldagem de LU, PC e LC.....	55
Tabela 6	Microdureza Vickers região de transição entre MB e junta soldada.	62
Tabela 7	ANOVA Microdureza das amostras soldadas.....	63
Tabela 8	Microdureza Vickers região da Zona Fundida.....	63
Tabela 9	ANOVA Microdureza das amostras regiões soldadas: Metal de Solda.....	64
Tabela 10	Resultados do ensaio de tração.....	66

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	<i>Iron and Steel Institute</i>
ANOVA	<i>Analysis of Variance</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
CP	Corpo de Prova
Creq	Cromo equivalente
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
LASER	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
MASER	<i>Microwave Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
MB	Metal Base
MS	Metal de Solda
Nd:YAG	<i>Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet</i>
Nieq	Níquel equivalente
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	Austenita
δ	Ferrita
λ	Comprimento de onda
C	Carbono
CO ₂	Gás Carbônico
°C	Graus celsius
Cr	Cromo
Cr ₂ N	Nitreto de cromo
Cr ₂₃ C ₆	Carboneto de Cromo
Cu	Cobre
Er	Érbio
Fe	Ferro
Hz	Hertz
J	Joule
mm	Milímetro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
P	Fósforo
s	Segundo
S	Enxofre
Si	Silício
TiN	Nitreto de Titânio
W	Watt

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	LASER.....	20
3.1.1	Laser: breve histórico	20
3.1.2	Fundamentos do laser	22
3.1.3	Evolução industrial do laser	23
3.1.4	Processamento de materiais a laser.....	24
3.1.5	Diferença entre laser contínuo e pulsado	25
3.1.6	Solda a laser por condução.....	26
3.1.7	Solda a laser por penetração.....	27
3.1.8	Vantagens e desvantagens da soldagem a laser.....	27
3.1.9	Cordão de solda a laser	29
3.2	AÇOS INOXIDÁVEIS.....	30
3.2.1	Relação entre a composição química e a microestrutura.....	31
3.2.2	Aços inoxidáveis austeníticos.....	32
3.2.3	Aços inoxidáveis ferríticos	35
3.2.4	Aços inoxidáveis martensíticos	35
3.2.5	Aços inoxidáveis duplex.....	36
3.2.6	Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação (PH).....	36
4	MATERIAIS E MÉTODOS	38
4.1	MATERIAL UTILIZADO	38
4.2	SOLDAGEM	38
4.3	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	40
4.4	CARACTERIZAÇÃO MACROGRÁFICA E MICROGRÁFICA	41

4.5	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	44
4.6	ENSAIO DE TRAÇÃO E FRACTOGRAFIA.....	45
4.7	ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS	46
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	47
5.1	ANÁLISE MACROESTRUTURAL	47
5.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	56
5.3	MICRODUREZA VICKERS	61
5.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	65
5.4.1	Fractografia.....	67
6	CONCLUSÕES	70
6.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	71
	REFERÊNCIAS.....	72

1 INTRODUÇÃO

O cenário mundial sofreu significativas transformações nas duas últimas décadas, atingindo os mais diversos setores da sociedade. A presença do aço inoxidável nos mais variados setores da atividade humana é tão extensa e comum que a maioria das pessoas não percebem o quanto interagem com esse centenário material, direta ou indiretamente, durante o dia a dia. Do acordar, ao café da manhã, do almoço ao jantar, entre as atividades de casa e trabalho, até o momento de se deitar, em algum momento, o aço inoxidável está presente proporcionando conforto, saúde e bem-estar.

Durável, resistente e higiênico, o aço inoxidável tornou-se obrigatório em grande variedade de aplicações, que vão desde utensílios e eletrodomésticos, até os meios de transporte e indústrias farmacêutica, de alimentos e bebidas, à construção civil, energia, óleo e gás, papel e celulose, entre muitas outras. Não importa a utilização, o aço inoxidável está presente desde parafusos, até os gigantescos equipamentos das usinas sucroalcooleiras e das indústrias petroquímicas, em tubulações de gás e carrocerias de modais de transporte, como o Metrô. Nesse sentido, o aço inoxidável é referência em versatilidade, estética e um ícone da vida moderna (ABINOX, 2020).

Como consequência, os setores científico e industrial inseridos neste mercado competitivo, o qual é influenciado pelos efeitos da globalização e da preocupação como desenvolvimento sustentável, devem se adequar através da inclusão de novas tendências e tecnologias. 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 deste contexto mercadológico está imerso o universo em que os profissionais, pluralistas em conhecimentos e habilidades, procuram selecionar o processo mais adequado de acordo com as, suas vantagens / desvantagens e as diferentes implicações no resultado final do produto para satisfazer os requisitos do mercado atual.

A tecnologia LASER tornou-se uma alternativa interessante e competitiva em relação aos métodos convencionais de manufatura. Atualmente, sua aplicação é diversificada (WETTER; ROSSI, 2000), principalmente devido aos seus benefícios e a sua versatilidade, abarcando mercados como o da indústria automotiva, aeroespacial e médica.

Esta tecnologia exerce grande interesse, pois consegue agregar inúmeras vantagens. As de maior destaque são: processo sem contato, sem desgaste de ferramenta, uso de atmosfera controlada, alta densidade de energia, controle da energia, flexibilidade do feixe, simplicidade de fixação, facilidade no processo de automação, pequena Zona Termicamente Afetada (ZTA), alta velocidade de processo, excelente qualidade de borda, baixa emissão de poluentes, entre outras (GRASSI, 1998).

Existe uma lacuna de conhecimento entre as investigações teóricas e experimentais que determine a real influência dos parâmetros no processamento laser. Este fato, devido à complexidade do processo, é mais evidente no sistema laser pulsado. O tipo de laser é determinado pelo comprimento de onda de sua emissão e pelo regime de operação. Além disso, é imprescindível escolher e ajustar os vários parâmetros relativos ao processamento a laser que exercem influência na qualidade do resultado final, no custo e na velocidade de processo, entre outros.

Como a soldagem a laser visa a excelência de qualidade, esta deve obedecer a uma combinação precisa dos parâmetros envolvidos. Estes parâmetros são: densidade de potência, modo transversal do feixe laser, polarização da luz, velocidade do processo, comprimento focal da lente utilizada, tipo de gás de assistência, pressão e fluxo de gás de assistência, energia e duração temporal do pulso laser, comprimento de onda, entre outros (HAN, 2005).

Baseado nestes fatos, o escopo do presente trabalho foi determinar os efeitos da energia de pulso no processo de soldagem a laser pulsado Nd:YAG, na condição pulsado, de lâminas finas de aços inoxidável austenítico AISI 316L.

2 OBJETIVOS

O objetivo geral do trabalho contemplou o estudo da influência da variação da energia de pulso (E_p) sobre os aspectos metalúrgicos do cordão de solda, de um processo de soldagem a laser Nd: YAG na condição pulsado, em lâminas finas de aço inoxidável AISI 316L com 100 μm de espessura.

Os objetivos específicos do trabalho englobaram:

- Averiguação qualitativa do metal de solda, da ZTA (Zona Termicamente Afetada), além do metal base localizado no entorno do cordão de solda, analisando-se a ocorrência de defeitos, tais como poros e trincas;
- Avaliação da influência das condições de energia empregadas nos parâmetros geométricos do cordão de solda e ZTA;
- Análise da variação de dureza na junta soldada com relação ao metal base;
- Quantificação da tensão de resistência a tração do metal de solda.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 LASER

A terminologia **LASER**, de origem inglesa, é escrita na forma de um acrograma que tem por significado ***Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation***, que possui como tradução Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação (DULEY, W. W., 1999). O laser é uma ferramenta flexível e poderosa com muitas aplicações relevantes na indústria. Seu uso está se difundindo cada vez mais como consequência do desenvolvimento de sistemas laser modernos, com maior confiabilidade e menor custo. Os lasers de hoje fornecem à indústria soluções técnicas a muitos problemas na área do processamento de materiais e, além de substituírem muitas tecnologias já estabelecidas, ainda apresentam maior produtividade. Sua habilidade vem de suas características únicas de versatilidade, confiabilidade, velocidade e automação, tudo com flexibilidade e alta precisão. As propriedades da coerência espacial e a alta radiância da luz no processo laser são as bases de suas vantagens sobre métodos tradicionais de processamento de materiais. A coerência espacial permite a focalização da luz em uma região muito pequena, fornecendo uma densidade de radiação localizada e extremamente alta. Através do controle da carga térmica fornecida a um dado material, pode-se obter praticamente qualquer regime dependente do tempo na área afetada. Isto dá ao laser uma incrível versatilidade em inúmeras aplicações distintas (VENTRELLA; BERRETTA; ROSSI, 2010).

3.1.1 Laser: breve histórico

Os primeiros trabalhos de pesquisa que conduziram à invenção do feixe de

laser, datados de 1917, foram realizados por Albert Einstein versam sobre os fenômenos físicos de emissão espontânea e estimulada subjacentes ao funcionamento do laser. Contudo, toda essa base teórica só floresceu após a Segunda Guerra Mundial por meio dos 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* (SCHAWLOW, A. L.; TOWNES, C. H, 1958).

O primeiro laser, constituído por um sólido de rubi, excitado por uma lâmpada fluorescente de vapor de mercúrio e filamento helicoidal, foi construído em 1960 por Maimann. Poucos meses depois os Laboratórios da AT&T Bell desenvolveram um laser gasoso de He-Ne, e somente alguns anos depois surgiria um laser de CO₂. O feixe laser se propaga no ar com pouca divergência, orientando-se por lentes óticas sem perder ou alterar suas características físicas, fato este que impulsionou seu desenvolvimento. Existem hoje vários tipos de laser, indo do sólido ao gasoso, com comprimentos de onda na faixa do Infravermelho (IF) até o Ultravioleta (UV).

A evolução histórica do laser pode ser resumida nos fatos relacionados abaixo:

1917 – Einstein publica a teoria da emissão estimulada.

1954 – Townes e Shawlow criam o *Maser*

1958 - Townes e Shawlow publicam suas hipóteses para a construção de um laser. 1960 – Maimann constrói o primeiro laser

1961 – Javan e Herriot desenvolvem laser de He-Ne

1962 – Rediker, Nathan e Hall desenvolvem o laser de diodo

1964 – Patel constrói o laser de CO₂.

1964 – Geusic desenvolve o laser Nd:YAG

Década de 70 e 80 – Utilização industrial do laser de CO₂ e Nd:YAG.

Década de 80 e 90 – Desenvolvimento de novas fontes de laser.

O comprimento de onda e a potência de saída de um determinado laser definirão sua aplicação nos mais diversos campos, tais como:

- Optoeletrônicos -CD players; CD-ROM drivers;
- Medicina – oftalmologia; dermatologia; odontologia;

- Medição e instrumentação; alinhamento de máquinas; medidas superficiais;
- Fabricação – corte; soldagem; tratamento superficial;

Atualmente com a pesquisa e o desenvolvimento tecnológico é possível encontrar diversos tipos de lasers aplicados no setor de processamento de materiais, tais como: laser de gás carbônico CO₂ ($\lambda = 10,6 \mu\text{m}$), laser de neodímio (Nd:YAG) ($\lambda = 1,06 \mu\text{m}$) e laser de fibra (fibra óptica dopada com elementos de terras raras, como o Er por exemplo) bombeados por diodo com alta potência, entre vários outros disseminados nas mais diversificadas áreas e aplicações.

3.1.2 Fundamentos do laser

A emissão estimulada é o princípio físico que permitiu a invenção dos lasers. Albert Einstein, por meio do estudo iniciado por Planck sobre a distribuição espectral da radiação do corpo negro e da concepção do efeito fotoelétrico, afirmou que a quantização da energia dos osciladores harmônicos poderia também ser estabelecida como se a luz consistisse de quantum de energia emitidas mediante a radiação electromagnética. Desta forma, a luz abordada como fenômeno ondulatório passou a ser descrita como constituída de pequenas partículas de energia eletromagnética-fótons. Novamente, Einstein estudou a interação dos átomos com a luz e introduziu o conceito de emissão estimulada, além do já existentes, absorção (estimulada) e decaimento espontâneo.

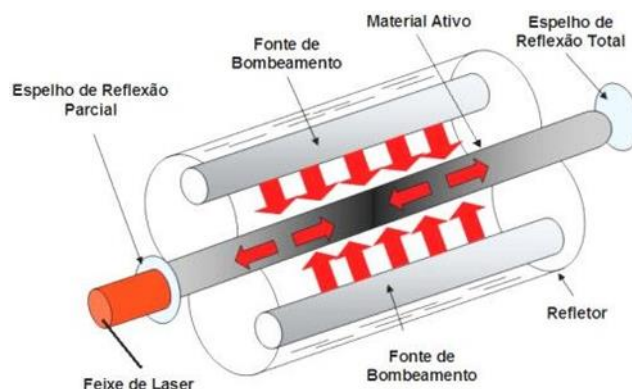
Para obter a ação laser é necessário manter uma taxa de emissão estimulada maior que as taxas de absorção e emissão espontânea, ou seja, o número de fótons deve ser grande, como também, garantir um maior número de átomos no estado excitado ($Z_2 > Z_1$). O elétron no nível 2 (excitado) apresenta uma forte tendência a retornar ao nível 1 (fundamental) e quando exposto a um agente (fóton) externo produzirá outro fóton (luz) idêntico com a mesma energia e em fase.

Portanto, a luz que é propiciada pela emissão, em virtude de os elétrons excitados decaírem dos seus maiores níveis energéticos de forma estimulada, será um feixe laser ao amplificar este fenômeno, por meio do uso de espelhos para realimentar os fótons neste meio provocando a interação com os átomos.

Basicamente, a geração do laser necessita de um meio ativo, um sistema de bombeamento e um ressonador óptico (KAWARITO, Y., KITO, M. and KATAYAMA, S., 2007).

Na Figura 1 tem-se um esquema de funcionamento de uma cavidade geradora de laser.

Figura 1. Esquema de funcionamento de uma cavidade geradora de laser.



Fonte: Ribolla, Damoulis & Batalha (2004).

3.1.3 Evolução industrial do laser

Ao longo de três décadas, após seu descobrimento, a tecnologia laser era restrita a aplicações em laboratórios de pesquisa e pouco apropriada à rotina industrial, devido à baixa confiabilidade e durabilidade do equipamento da época.

A partir dos anos 90, com a evolução da eletrônica e o desenvolvimento da engenharia, direcionada especificamente a construção de lasers, estes equipamentos tornaram-se mais confiáveis e conquistaram espaço em diversos setores de aplicação. A estabilidade alcançada em virtude do avanço tecnológico proporcionou um amadurecimento da indústria ótico-eletrônica e laser, mas ainda é prematuro afirmar que suas bases mercadológicas estão consolidadas, particularmente quando comparada a história comercial automobilística e aeronáutica.

Atualmente, o laser é a causa de uma profunda revolução no setor de manufatura. Sua versatilidade o torna uma alternativa atraente para diversos problemas de difícil solução, apresentando ainda qualidade, custos e produtividade bastante compensadores.

O cenário global da produção e aquisição dos sistemas a laser está concentrado na maior parte entre América do Norte e Europa e, já mais recente, a China começa a conquistar boa projeção mundial.

Os tipos de lasers, na área industrial de processamento de materiais, com maior projeção no momento são: o laser de Nd: YAG, e o laser de CO₂. Os Laser Nd:YAG são utilizados na soldagem de pequenas peças como caixas de bateria, componentes eletrônicos, lâminas de barbear, aços inoxidáveis e em componentes de carros feito de alumínio, ou seja, em peças que precisam de alta precisão ou com baixa espessura (KATAYAMA, 2013).

A partir de 2006, nota-se uma expansão do mercado mundial na comercialização do laser de fibra, aparentemente em razão das suas características, da queda do valor de compra e da economia nos custos operacionais.

3.1.4 Processamento de materiais a laser

O crescimento mais expressivo do laser ocorreu em processamento de materiais, especialmente nas empresas de pequeno e médio porte, por apresentarem maior facilidade de personalização de um novo produto, flexibilidade na adequação de demanda e agilidade no fornecimento. Esse tipo de empresa ficou conhecida pela expressão inglesa: *job shop*, cuja definição pode ser compreendida como uma firma especializada com ambiente de produto.

A gama de vantagens atribuída ao processamento de materiais com o emprego do laser permitiu sua difusão entre diversas aplicações industriais. As principais aplicações executadas pelo laser são: corte, furação, solda, tratamento térmico, marcação e alloying (processo de obtenção de liga por fundição) (MUKHERJEE, J., 1981). Outro fator que contribui para o aumento de sua demanda é a coerência espacial, que caracteriza o feixe laser como uma ferramenta de alta densidade de radiação focalizada em uma área muito pequena. Por meio do controle da intensidade do feixe altera-se a carga térmica fornecida ao material e assim determina-se sua aplicação, conforme a transformação obtida na superfície.

As vantagens do uso de um feixe de luz para o processamento de materiais

são inúmeras, somente o custo de investimento inicial poderia ser a principal desvantagem, contudo tal fato pode ser compensado pela qualidade do produto, pela automação e pela baixa intervenção do operador (FEINBERG, R.; HOLMES, L.1986).

3.1.5 Diferença entre laser contínuo e pulsado

Os lasers de CO₂ e Nd:YAG são os mais utilizados pelas indústrias, podendo operar em modo contínuo ou pulsado, gerando faixas de potência bem diferentes. O laser sólido dopado com YAG gera potências da ordem de 3 kW enquanto que o laser gasoso de CO₂ é capaz de gerar potências muito maiores, da ordem de 40 kW.

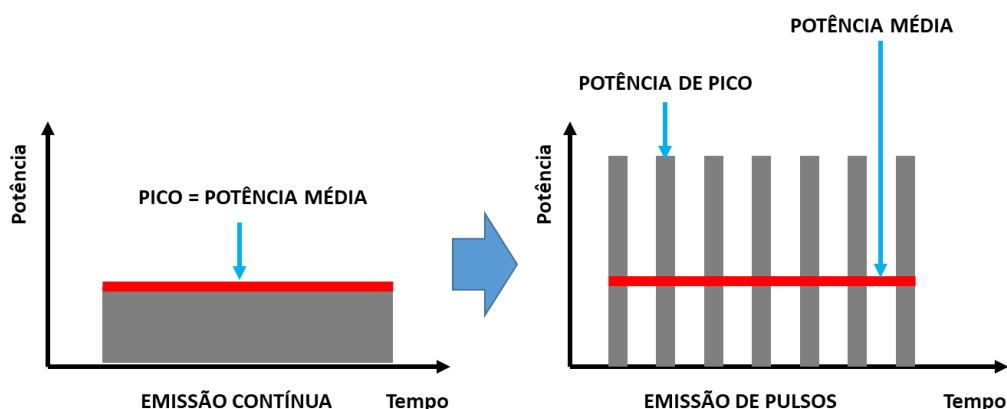
No modo contínuo a potência do laser não varia durante o processo de soldagem, com, o feixe produzindo uma poça de fusão contínua e regular, gerando poucos respingos e baixa incidência de descontinuidade.

No modo pulsado, os dois principais tipos de laser são capazes de produzir desde potências de pico muito altas com curtas durações até valores de potências médias relativamente baixas. Devido a essa diferença na eficiência de transferência de energia, as elevadas potências de pico geradas fazem com que o modo pulsado permita soldar uma variedade maior de materiais do que o modo contínuo em faixas equivalentes.

O modo pulsado é caracterizado por produzir cordões de solda com taxas de resfriamento extremamente altas, zona termicamente afetada (ZTA) reduzida e baixa entrega térmica. Este modo é excelente para uniões de peças com seções finas (MELO, 2007).

Na Figura 2 tem-se uma representação do sistema contínuo e pulsado.

Figura 2. Representação do sistema de laser contínuo e pulsado.

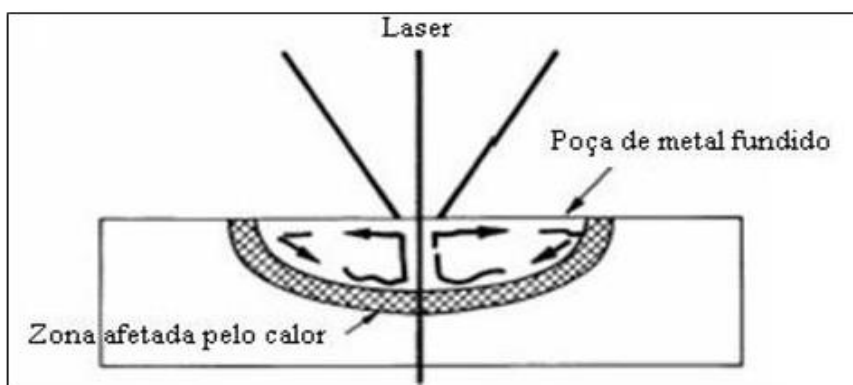


Fonte: Adaptado de GANEEV (2014).

3.1.6 Solda a laser por condução

Segundo Berreta (2005), na soldagem por condução o material é aquecido até a fusão e, a energia do laser não é suficiente para evaporar o material. A energia do pulso é transmitida para o resto do material por condução de calor na poça fundida, de acordo com a Figura 3.

Figura 3. Desenho esquemático da técnica de solda a laser por condução.



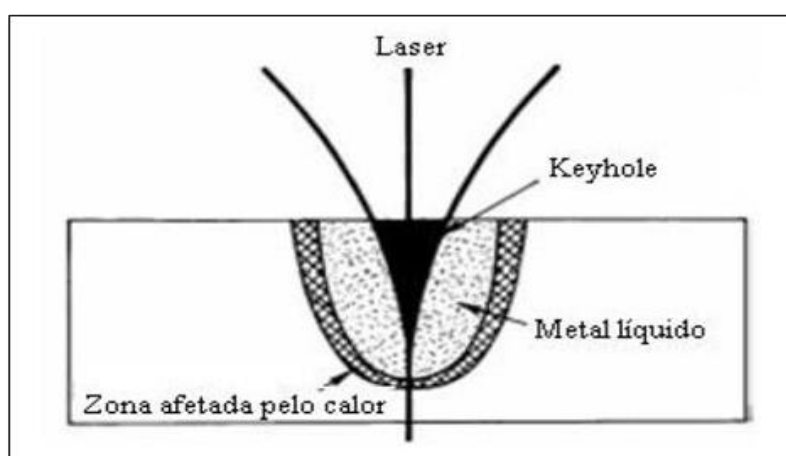
Fonte: Berreta et al. (2005).

A grande desvantagem desse modo é possuir pouca penetração, com as propriedades mecânicas da solda podendo ser prejudicadas.

3.1.7 Solda a laser por penetração

A soldagem por penetração profunda ou “keyhole” é a mais utilizada e permite, se a densidade de energia for suficientemente alta, fundir toda a espessura da junta. Para tanto é necessário que o feixe esteja perpendicular a superfície da peça e que seja bem absorvido, como mostra a Figura 4.

Figura 4. Técnica de solda a laser por “Keyhole”.



Fonte: Berreta et al. (2005).

As temperaturas dentro do furo podem alcançar valores extremamente altos tornando a técnica “keyhole” muito mais eficiente, pois o calor é conduzido de forma radial para fora, formando uma região fundida que cerca o vapor. Quando o feixe de laser se move ao longo da peça, o metal fundido preenche o espaço atrás do furo e se solidifica (MODENESI, 2001).

3.1.8 Vantagens e desvantagens da soldagem a laser

O laser já é usado pela indústria a 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 a respeito das vantagens e desvantagens do laser (BARNES & PASHBY, 2000, citado por KAVAMURA, 2007).

Como vantagens da soldagem laser pode-se mencionar:

- O processo produz distorções pequenas nas peças soldadas, devido a 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 percebida no produto.
- Alta resistência mecânica.
- Flexibilidade e versatilidade para a automação do processo.
- 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 feita a soldagem. Por causa disso a solda laser possibilita construções que antes eram impossíveis com os processos de soldagem convencionais.

Como desvantagens da soldagem laser pode-se mencionar:

- Requer um nível de automação alto (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 soldado.
- 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.

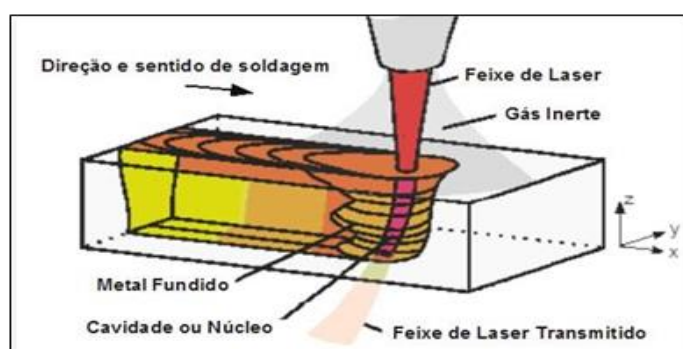
- Devido aos fatores mostrados anteriormente os investimentos necessários são altíssimos se compararmos com outros processos, de soldagem convencional.
- Requer um volume de produção relativamente alto para amortizar o investimento, salvo a exceção de veículos de alto valor agregado, onde o custo final do produto compensa o baixo volume produzido.

3.1.9 Cordão de solda a laser

Quando o feixe de laser toca a superfície de metal, a energia concentrada aquece rapidamente a área atingida, fundindo e vaporizando o metal (KAVAMURA, 2007). Segundo Loredó & Martin & Andrzejewski & Grevey (2002, citado por KAVAMURA, 2007), a pressão resultante acaba perfurando a superfície formando uma cavidade ou núcleo, cheio de vapor superaquecido em seu interior e cercado de material fundido.

As variações de temperaturas em áreas pequenas e concentradas provocam a formação de um cordão estreito e delgado com uma ZTA pequena. A brevidade desse processo associado à 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 (KAVAMURA, 2007, p 11). Para evitar problemas com a qualidade do cordão de solda, como mostra a Figura 5, é recomendado usar um gás inerte para proteger a zona de fusão, podendo ser o gás He, Ar ou N.

Figura 5. Formação do cordão de solda laser.



Fonte: Ribolla, Damoulis e Batalha (2005).

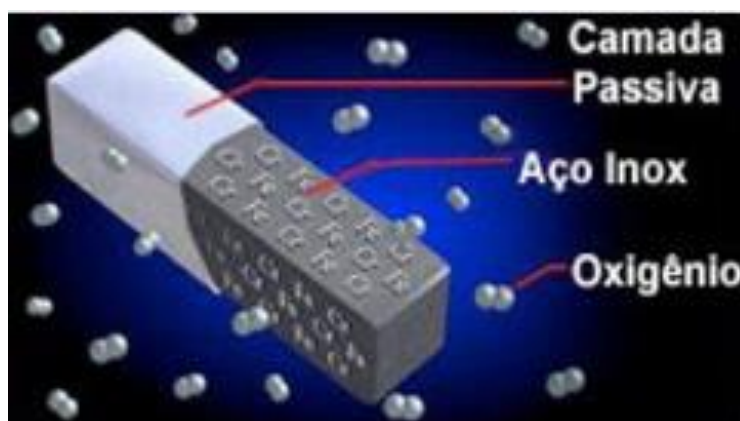
3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

A nomenclatura de aço inoxidável é reservada as ligas Fe-C-Cr (Ferro-Carbono-Cromo) ou Fe-C-Cr-Ni (Ferro- Carbono-Cromo-Níquel) que contêm, no mínimo cerca de 10,5% de cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Nesse nível uma película de óxido de Cr pode ser formada na superfície. Essa película passiva é muito aderente, não porosa, autorregenerativa e tem sua resistência aumentada à medida que se adiciona cromo ao aço.

Na Figura 6 tem-se a camada passiva formada sobre a superfície de um aço inoxidável.

Figura 6. Formação da camada passiva em um aço inoxidável.



Fonte: ABINOX (2020).

Além do Cr outros elementos podem ser adicionados aos aços inoxidáveis. A concentração de diferentes elementos na estrutura dos aços inoxidáveis resulta em diferentes comportamentos de corrosão em cada faixa de meio corrosivo, e podem fazer com que melhore suas propriedades mecânicas (MODENESI, 2001).

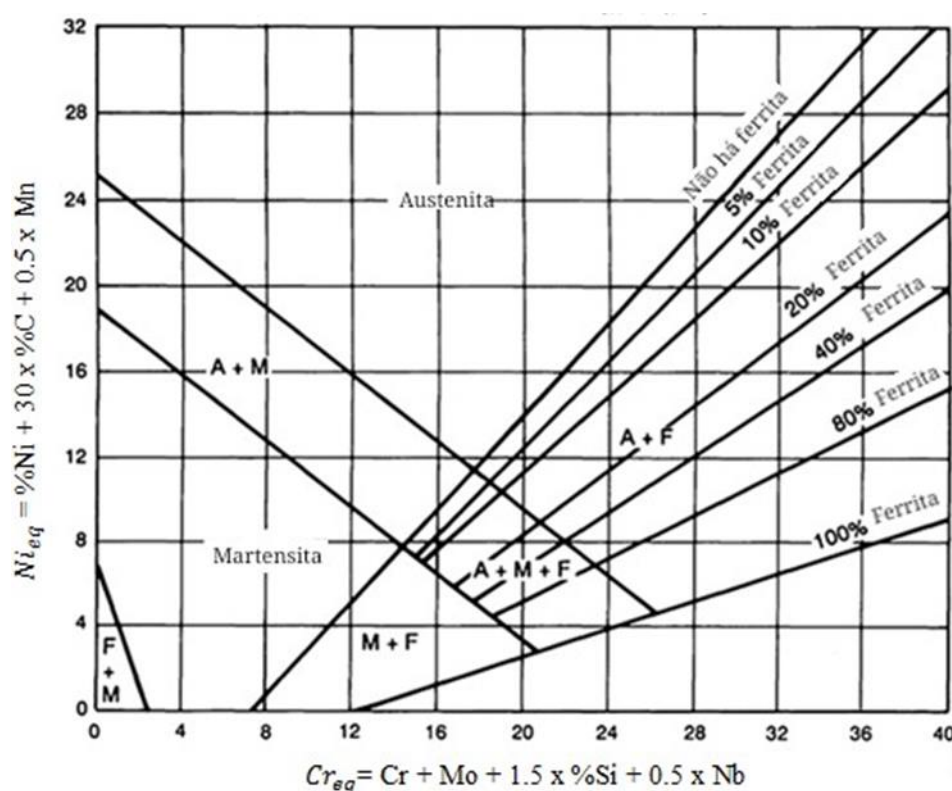
Os aços inoxidáveis podem ser designados pela *American Iron and Steel Institute* (AISI) e pela *Unified Numbering System* (UNS). A nomenclatura AISI é mais antiga e mais utilizada, entretanto, UNS contém um maior número de aços visto que está incorporado, inclusive, os últimos materiais desenvolvidos.

3.2.1 Relação entre a composição química e a microestrutura

A microestrutura dos aços inoxidáveis e sua composição química estão intimamente relacionadas. De modo prático, utilizam-se os diagramas Delong e Schaeffler. Embora ambos tenham sido desenvolvidos para prever o teor de ferrita em metal depositado por solda e aços fundidos, eles apresentam informação útil aos materiais laminados e forjados (KOTECKI; SIEWERT, 1992).

Os elementos estabilizadores de estrutura ferrítica são calculados pelo Cr_{eq} , fórmula na abscissa do gráfico da Figura 7. Os elementos que favorecem a formação da estrutura austenítica são representados pela fórmula do Ni_{eq} , na ordenada do gráfico da Figura 7.

Figura 7. Diagrama de Schaeffler.



Fonte – KOTECKI; SIEWERT, 1992.

Os aços inoxidáveis podem ser utilizados em diversas aplicações sendo divididos em 5 grupos principais, sendo os aços inoxidáveis austeníticos, aços inoxi-

dáveis ferríticos, aços inoxidáveis martensíticos, aços inoxidáveis duplex e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH) (MUKHERJEE, 1981).

3.2.2 Aços inoxidáveis austeníticos

O aço inoxidável austenítico é o maior e mais comum grupo entre os aços inoxidáveis, representando cerca de 65 a 70% do total produzido. São ligas de Fe- Cr- Ni-C, embora existam outras ligas que o níquel é substituído por manganês e nitrogênio, contendo entre 6 e 26% de níquel, 16 e 30% de cromo e menos de 0,30 de carbono (KOTECKI, D.J., SIEWERT, T.A., WRC – 1992). São aços que possuem estrutura predominantemente austenítica (CFC), os tornando-os não magnéticos e não endurecíveis por tratamento térmico de têmpera. Essa classe de aços inoxidáveis possui as seguintes propriedades:

- Tenacidade e ductilidade superiores à da maioria dos aços, o que, também se traduz em boa resistência à cavitação. Para Zeemann (1998), devido à presença de uma estrutura CFC o aço inoxidável austenítico não se fragiliza, sempre apresentando comportamento dúctil, qualquer que seja a temperatura de serviço, estado de tensões ou taxa de carregamento. Estas propriedades são mantidas até temperaturas muito baixas, viabilizando sua utilização em sistemas de criogenia;

- Boa resistência mecânica e à corrosão a temperaturas elevadas, o que permite a sua utilização em temperaturas consideravelmente superiores à temperatura máxima de serviço de aços baixa liga ou de aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos;

- Elevada capacidade de endurecimento por deformação plástica com baixa perda de ductilidade. À medida que o aço inoxidável austenítico sofre deformação ocorre o encruamento da estrutura austenítica e o material vai aumentando sua resistência e dureza.

- Soldabilidade relativamente boa. A ausência de transformação martensítica durante a soldagem e sua boa tenacidade implicam em insensibilidade à fissuração por Hidrogênio;

- Não possuem propriedades magnéticas.

Existem diversos tipos de aços inoxidáveis austeníticos, mas as ligas mais utilizadas são aquelas contendo cerca de 18% Cr e 10% Ni.

Nos aços inoxidáveis austeníticos uma solidificação com austenita primária, isto é, uma solidificação na qual a austenita é a primeira fase a se solidificar, ocorre para uma relação $\text{Cr/Ni} < 1,5$. Para relações $1,5 < \text{Cr/Ni} < 1,95$ nota-se que ocorre uma solidificação apresentando tanto ferrita quanto austenita. Quando a relação $\text{Cr/Ni} > 1,95$ nota-se que o material se solidifica totalmente como ferrita. No entanto, de acordo com Vitek (1983) e Koseki (1997), sob um rápido resfriamento ligas que normalmente solidificam em ferrita primária podem, em substituição, se solidificar em austenita primária.

A solidificação com austenita primária apresenta uma maior tendência à segregação na solidificação devido aos menores coeficientes de difusão dos elementos de liga nesta fase. Dependendo da composição química e da intensidade da segregação a solidificação com austenita primária pode levar à formação de uma estrutura completamente austenítica, ou à formação de ferrita entre as dendritas de austenita.

A primeira versão de um diagrama que permitia a predição do teor de ferrita em componentes soldados de aço inoxidável foi feita por (SCHAEFFLER, A., 1949) Desde sua criação, muitas modificações e melhorias têm sido propostas por diversos autores, tais como, (KOTECKI D., 1992). A mais recente versão de diagrama constitucional para soldas de aço inoxidável é o diagrama WRC ("*Welding Research Council*").

Outro grave problema de soldabilidade característico dos aços inoxidáveis austeníticos são as trincas a quente. De acordo com Shankar et al. (2003) as trincas a quente ocorrem devido à baixa solubilidade das impurezas na estrutura austenítica. Estas impurezas consistem de óxidos formados por elementos como B, S, P e Si, os quais possuem baixo ponto de fusão e, por isso, são arrastados até a última região a se solidificar, geralmente localizada no metal de solda. Desse modo, em virtude de sua baixa resistência mecânica e das tensões desenvolvidas durante o resfriamento da peça ocorre a fissuração do material. Uma variante da trinca a quente é a trinca de liquação, na qual os óxidos de baixo ponto de fusão se alojam nos contornos de grão situados entre o metal de solda e o metal base e, quando são aquecidos, perdem resistência mecânica e permitem a fissuração, mesmo sob um baixo nível de tensão.

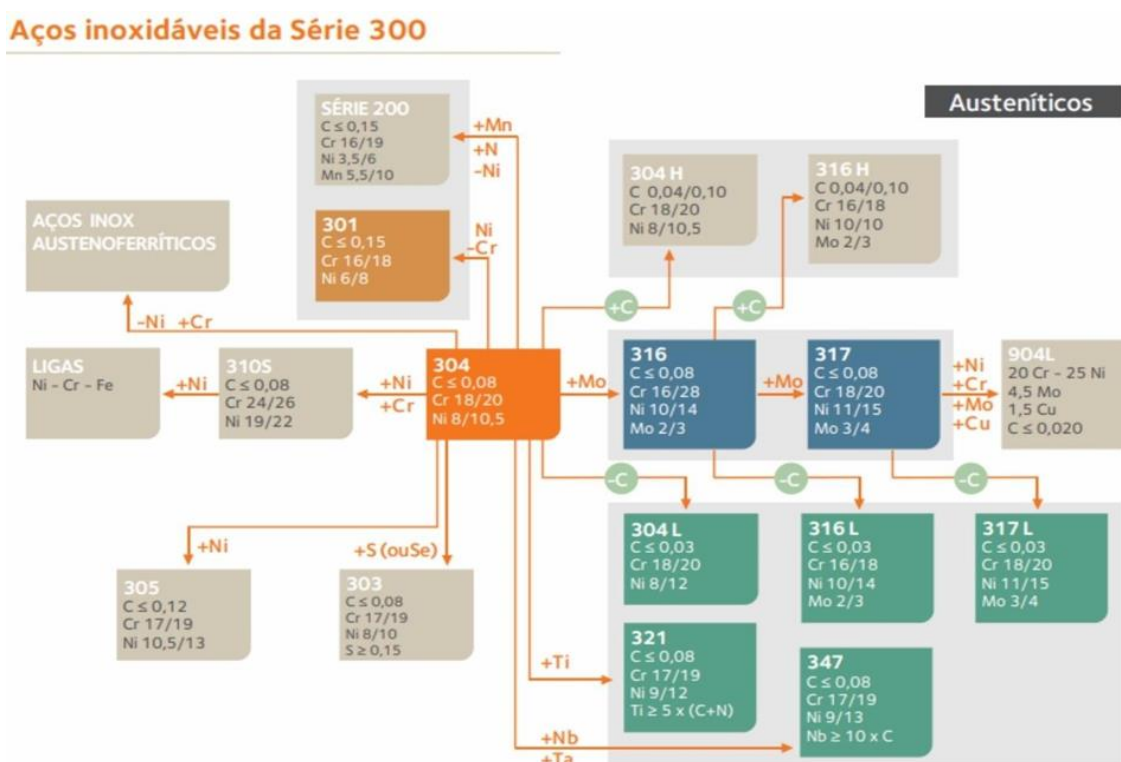
As trincas a quente podem ser minimizadas ou prevenidas tanto através do correto controle do teor de ferrita presente na microestrutura quanto pela minimização do teor de impurezas como B, S, P e Si contidos na liga, embora este último

procedimento não seja muito utilizado por aumentar significativamente os custos para produção do aço.

É recomendado que se tenha um percentual de ferrita na microestrutura tal que promova a prevenção das trincas a quente sem, contudo, causar prejuízo à resistência à corrosão. Sendo assim, proporções de ferrita na microestrutura em torno de 4% são consideradas suficientes para a prevenção das trincas a quente e insuficientes para causar uma redução efetiva na resistência à corrosão. O uso de Ar como gás de proteção é recomendado para a maioria dos casos por ser um gás inerte e desse modo, não influenciando na composição química do metal de solda.

O aço inoxidável austenítico AISI 304 é tão amplamente utilizado que representa cerca de 50% de toda a produção de aço inoxidável (QUAN, et.al. 2008). Na Figura 8 tem-se as principais composições químicas dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300.

Figura 8. Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300.



Fonte: ARCELORMITTAL (2014).

Os aços inoxidáveis 304 (18%Cr-8%Ni), como já mencionado, são os mais populares, possuem boa resistência à corrosão, ductilidade e soldabilidade. Porém,

como os aços 316 e 317 possuem uma quantidade máxima de carbono de 0,08%, tornando esses suscetíveis a formação de carboneto de cromo (Cr_{23}C_6), quando submetidos a temperaturas entre 425 °C e 850 °C.

Uma solução é utilizar os aços inoxidáveis 304L, 316L e 317L em meios que causam corrosão a materiais que sofreram sensitização, visto que esses aços possuem concentrações de carbono mínimas de 0,03% (KAWARITO, Y. et al., 2007). Demonstrado que as diversas composições químicas observadas na Figura 8 proporcionam uma vasta gama de aplicações do aço inoxidável austenítico.

3.2.3 Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas com Cr (10,5 a 30%) e porcentagem inferiores a 0,1% de carbono, sendo ligas magnéticas por apresentarem uma microestrutura ferrítica. Por não poderem ser completamente austenitizados não são endurecidos por têmpera, sendo necessária uma combinação de trabalho mecânico com tratamento térmico de recozimento para a refinação de seus grãos. Como os aços inoxidáveis ferríticos possuem pouco ou nenhum níquel, são uma opção mais econômica que os aços inoxidáveis austeníticos. (SHAWLOW, A.L.; TOWNES, C.H., 1958).

Os aços inoxidáveis ferríticos contêm, em geral, uma quantidade de cromo superior à dos martensíticos. Isso melhora a resistência à corrosão, mas em parte sacrifica outras propriedades, como a resistência ao impacto (KAWARITO, Y. et.al., 2007).

3.2.4 Aços inoxidáveis martensíticos

Ao contrário dos outros aços inoxidáveis, as propriedades dos aços inoxidáveis martensíticos podem ser alteradas pelo tratamento térmico. Assim são utilizados para diversas aplicações, tais como geradores de vapor, vasos de pressão, ferramentas de corte e plataformas marítimas de petróleo (ISFAHANY; SAGHAFIAN; BORHANI, 2011).

Os aços inoxidáveis martensíticos são basicamente ligas ternárias contendo ferro, cromo (na faixa de 10,5-18%) e carbono. Apresentam baixo teor de Ni. A

concentração de carbono nessas ligas permite que a fase ferrítica transforme-se em austenítica em altas temperaturas que, quando resfriado, formem a fase martensítica (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Existem basicamente três tipos de aços inoxidáveis martensíticos: o primeiro compreende aqueles que contêm carbono os quais são reforçados pela precipitação de carbonetos de liga no revenimento a temperaturas elevadas ou por precipitação de carbonetos quando temperados. O segundo são aços com baixa taxa de carbono, mas fortalecido por partículas de Cobre. O terceiro tipo é fortalecido por ambos modelos citados. O mais conhecido entre os aços inoxidáveis martensíticos é o AISI 420.

3.2.5 Aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex são ligas de Fe-Cr-Ni-Mo que contêm austenita e ferrita em proporções semelhantes, nas quais as proporções dos elementos constituintes permitem a otimização do equilíbrio das frações volumétricas de austenita e ferrita. Eles possuem maior resistência mecânica e melhor resistência à corrosão do que os aços inoxidáveis austeníticos padrão. O equilíbrio ideal para o balanço de fases é 50% de austenita e 50% de ferrita, onde a porcentagem pode variar, mas geralmente observa-se uma faixa entre 45% e 60% de austenita. O equilíbrio entre ferrita e austenita é alcançado ajustando as quantidades de Cr (18-26%), Ni (5-6%), Mo (1,5-4%) (MANONMANI, K., MURUGAN, N., BUVANASEKARAN, G., 2007).

3.2.6 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação (PH)

São aços inoxidáveis que devido à porcentagem de cromo, níquel e de outros elementos de liga adicionados, apresentam alta resistência mecânica e alta resistência à corrosão em relação às demais ligas tradicionais de aços inoxidáveis, ao serem submetidos a tratamento de endurecimento por precipitação.

Os aços inoxidáveis PH podem ser tanto “austenítico” quanto “martensítico” no estado recozido. Estes aços caracterizam-se por apresentarem simultaneamente alta resistência à corrosão e elevada resistência mecânica (PECNER e BERNSTEIN, 1997).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL UTILIZADO

O metal base utilizado foi o aço inoxidável austenítico AISI 316L na forma de lâminas finas com 100 µm de espessura. A composição química do metal base é apresentada na Tabela 1. As propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 316L são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 1. Composição química do aço inoxidável austenítico AISI 316L (% peso).

Elementos	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	Mo
AISI 316L	0.03	17.28	13.00	0.80	0.75	0.045	0.003	2.30

Fonte: Fabricante Realum (2020).

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L.

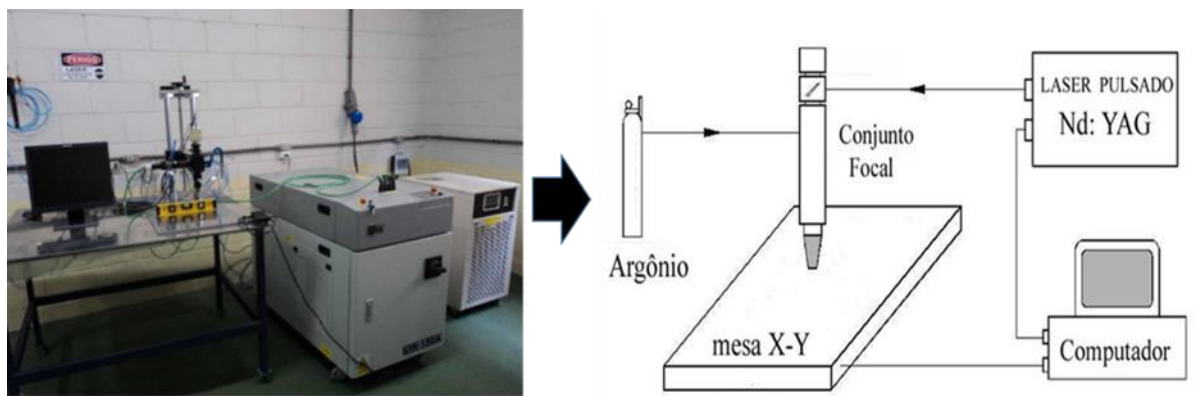
Medida	Mód. Elast.	Tensão Esc.	Tensão Máx.	Along.	Tensão Compr	Mód. Flexão	Tensão Flexão	Dureza	
Unidade	Gpa	MPa	MPa	% strain	MPa	Gpa	MPa	HV	HB
Mín.	195	220	510	30	210	195	210	175	206
Máx.	205	270	650	50	320	205	320	215	228

Fonte: Fabricante Dustre (2020).

4.2 SOLDAGEM

O processo de soldagem utilizou uma fonte de laser Nd: YAG, modelo UW 150 A, da marca *United Winners*, no modo pulsado, cujo esquema de montagem está apresentado na Figura 9. As características do equipamento encontram-se dispostas na Tabela 3.

Figura 9. Equipamento e diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado de Nd:YAG.



Fonte: Próprio Autor.

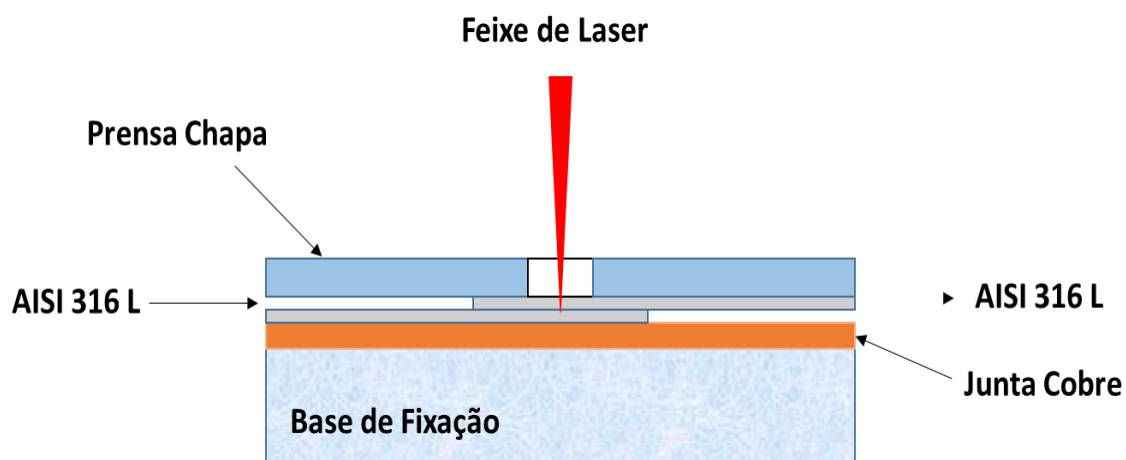
Tabela 3. Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, United.

Modelo	UW 150 A
Tipo de laser	Nd:YAG
Comprimento de onda	1064 nm
Potencia máxima do laser	150W
Potencia de pico	7kW
Energia máxima do pulso	80J
Largura do pulso	0,5 a 30 ms
Frequência	1 a 300 Hz
Sistema de posicionamento	Diodo laser vermelho e câmera CCD

Fonte: Próprio Autor

Para avaliar a influência da energia do pulso, as lâminas finas foram posicionadas na condição de junta sobreposta, conforme esquema na Figura 10.

Figure 10. Esquema do dispositivo de fixação das amostras de lâmina fina.



Fonte: Próprio Autor.

A soldagem foi realizada com feixe de diâmetro de 0,2 mm e ângulo de 90°. A energia de pulso (E_p) foi variada de 1,0 a 2,25 J, com intervalos espaçados por um incremento de 0,25 J. A largura temporal (t_p) e a velocidade de soldagem (V) foram iguais a, respectivamente, 4 ms e 2 mm/s, com uma taxa de repetição (R_r) igual a 9 Hz. As amostras foram soldadas em uma atmosfera de gás argônio utilizando-se um fluxo de 10 l/min, e não se fazendo necessária a proteção da raiz da solda.

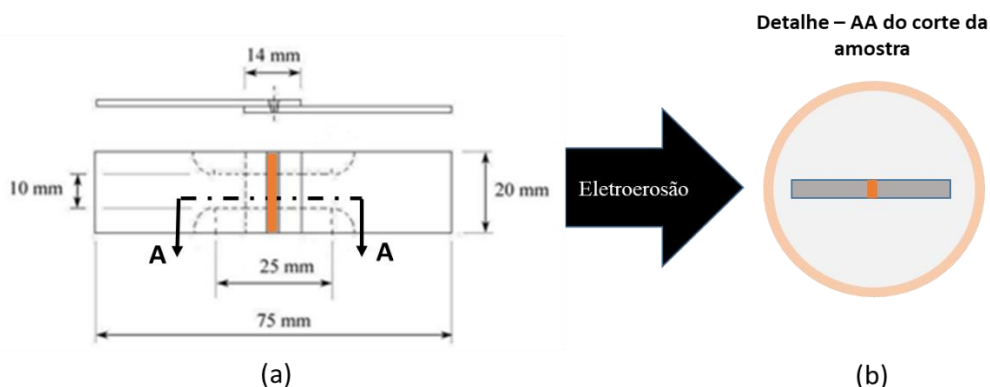
As amostras foram mantidas fixas durante o processo de soldagem, através do emprego de um dispositivo de fixação (prensa chapa), mostrado na Figura 10, o qual proporcionou, além de um bom contato entre as lâminas, uma distorção mínima durante a realização do processo. Previamente ao processo de soldagem as lâminas foram limpas com álcool para retirada de toda impureza que poderia haver em suas superfícies. Também foi utilizada uma junta cobre com o objetivo de evitar que o metal fundido vazasse para a base de fixação durante a execução da soldagem.

As medidas do cordão de solda foram realizadas através de um microscópio ótico, e um software de análise de imagem.

4.3 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após o processo de soldagem, as amostras foram seccionadas, transversalmente ao sentido dos cordões de solda, gerando corpos de prova para cada condição realizada, como ilustrado na Figura 11.

Figura 11. Representação dos corpos de prova obtidos a partir do seccionamento transversal das amostras. (a) indicação do seccionamento transversal na amostra e (b) detalhe evidenciando a seção de corte contendo o cordão de solda.



Fonte: Próprio Autor.

Uma vez seccionados, os corpos de prova foram embutidos em resina epóxi de cura a frio e, submetidos a processo de preparação metalográfica convencional. Inicialmente, as peças foram submetidas a processo de lixamento, com progressão crescente da granulometria das lixas empregadas, começando com a granulometria 80 e, prosseguindo com as granulometrias 120, 240, 360, 400, 600, 800, 1200, 1500 e, por fim, 2000. Posteriormente, os corpos de prova passaram por processo de polimento mecanizado, em máquina politriz da marca Pantec, modelo Polipan 2, com emprego de alumina de granulometrias 1,0 μm e 0,3 μm . Por fim, os corpos de prova foram submetidos a limpeza em banho ultrassônico, para remoção de qualquer eventual resíduo superficial oriundo do processo de preparação metalográfica.

Finalizado o processo de preparação metalográfica, foi realizada a revelação da estrutura dos corpos de prova, por meio de ataque eletroquímico em solução de ácido nítrico 69%, com tensão de 4 V durante um período de 20 s, seguido de lavagem em água corrente e limpeza com álcool etílico, para interrupção do processo de ataque.

4.4 CARACTERIZAÇÃO MACROGRÁFICA E MICROGRÁFICA

As macrografias dos corpos de prova foram obtidas através de um estereomicroscópio da marca Zeiss (Figura 12), modelo Discovery V.8, acoplado à

câmera Axiocam ERC5S, localizado no Laboratório de Microscopia Ótica do Departamento de Engenharia Mecânica da Unesp – Campus de Ilha Solteira.

Figura 12. Estereomicroscópio Zeiss modelo Discovery V8 acoplado a câmera Axiocam ERC5S



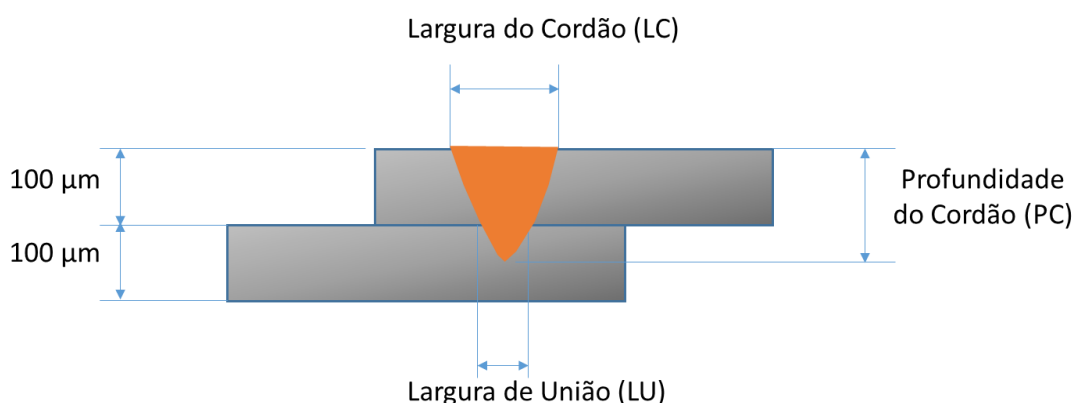
Fonte: Próprio Autor.

As imagens macrográficas foram utilizadas para avaliação da qualidade do cordão de solda, através da busca pela presença de bolhas, trincas ou descontinuidades, além da observação da qualidade do acabamento e, do ataque para revelação da estrutura da secção transversal do corpo de prova, antes de prosseguimento para a caracterização micrográfica.

As imagens macrograficas também foram empregadas na caracterização geométrica dos cordões de solda, determinando-se os valores de largura e profundidade do metal de solda, de acordo com a progressão da energia de pulso utilizada.

A Figura 13 mostra uma ilustração esquemática da secção transversal da junta com os parâmetros geométricos analisados.

Figure 13. Ilustração esquemática da secção transversal da junta.



Fonte: Próprio Autor.

As micrografias dos corpos de prova foram obtidas, posteriormente à obtenção das macrografias, através de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), da marca Zeiss, modelo EVO LS15, equipamento multiusuário localizado no Departamento de Física e Química da Unesp – Campus de Ilha Solteira, apresentado na Figura 14.

Figura 14. Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV (ZEISS, mod. EVO LS15).



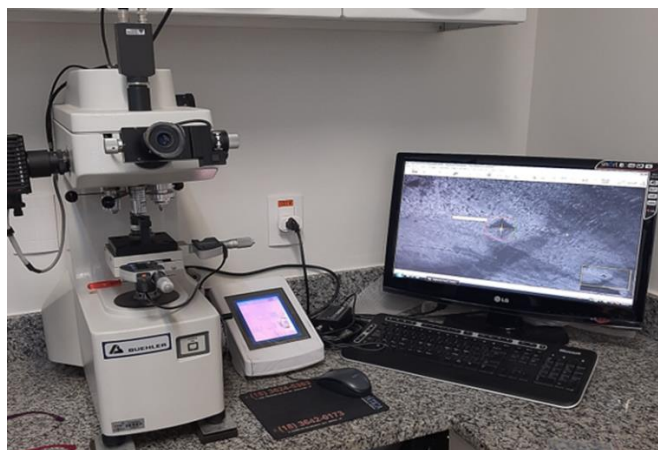
Fonte: Próprio Autor.

As micrografias foram analisadas com base na relação entre a potência empregada em cada amostra, e os efeitos causados nas regiões da ZF, ZTA observando-se o crescimento dos grãos e o MB.

4.5 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em um microdurômetro Buehler (Figura 15), modelo MicroMet 5114, localizado no Laboratório da Área de Pediatria, do Departamento de Odontologia da Unesp – Campus de Araçatuba.

Figura 15. Microdurômetro Buehler MicroMet 5114.

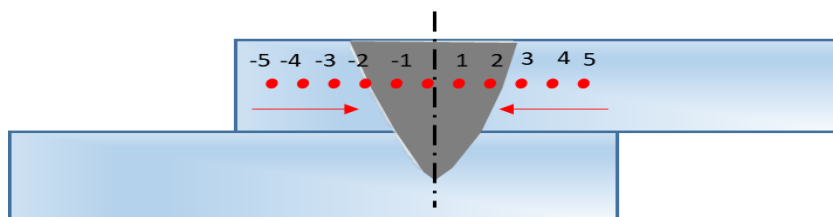


Fonte: Próprio Autor.

O ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM E384, com um indentador Vickers (ponta piramidal de diamante), aplicando-se a carga de ensaio de 1 N (100 gf) tempo de aplicação da carga de 10 s e, uma distância mínima de 2,5 vezes a diagonal da indentação.

As medidas de microdureza foram realizadas na secção transversal da junta soldada, em uma direção paralela e horizontal à superfície da chapa, conforme ilustrado na Figura 16.

Figura 16. Esquema representativo da medição da microdureza Vickers.



Fonte: Próprio Autor.

Para critérios de análise, os valores de dureza encontrados do lado esquerdo ao centro do cordão de solda, foram replicadas ao lado direito do cordão de solda.

4.6 ENSAIO DE TRAÇÃO E FRACTOGRAFIA

Foram realizados ensaios de tração empregando-se uma máquina universal de ensaios, EMIC Modelo: DL30.000, eletromecânica, micro processada, capacidade 30.000 kgf (300 kN), ilustrada na Figura 17. O ensaio foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos do IFSP – campus de Itapetininga – SP, seguindo a norma ASTM A370-09a, com temperatura ambiente de 25 °C.

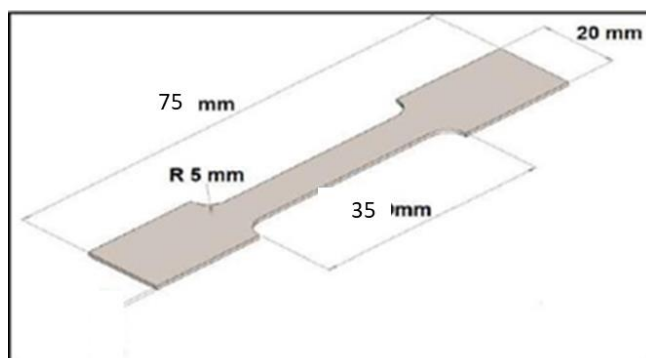
Figura 17. Máquina Universal de Ensaios, EMIC Modelo: DL30.000.



Fonte: Próprio Autor.

As amostras para os ensaios de tração tiveram a sua largura reduzida para 10,0 mm afim de que uma menor carga fosse necessária para rompê-las. Na Figura 18 tem-se a representação do corpo de prova utilizado no ensaio de tração, confeccionado conforme norma ASTM A370-09a.

Figura 18. Corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.



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 microscópio eletrônico de varredura (MEV). Após a realização dos ensaios de tração, foi realizada a análise de fractografia da região de fratura dos corpos de prova rompidos, por meio de imagens obtidas através de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

4.7 ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Por meio do emprego do *software* Excel os resultados foram analisados estatisticamente através do teste *One-Way* ANOVA (análise de variância) para (probabilidade) inferior a 5% ($p < 0,05$) com nível de significância de $\alpha = 5\%$ (ou intervalo de confiança 95%).

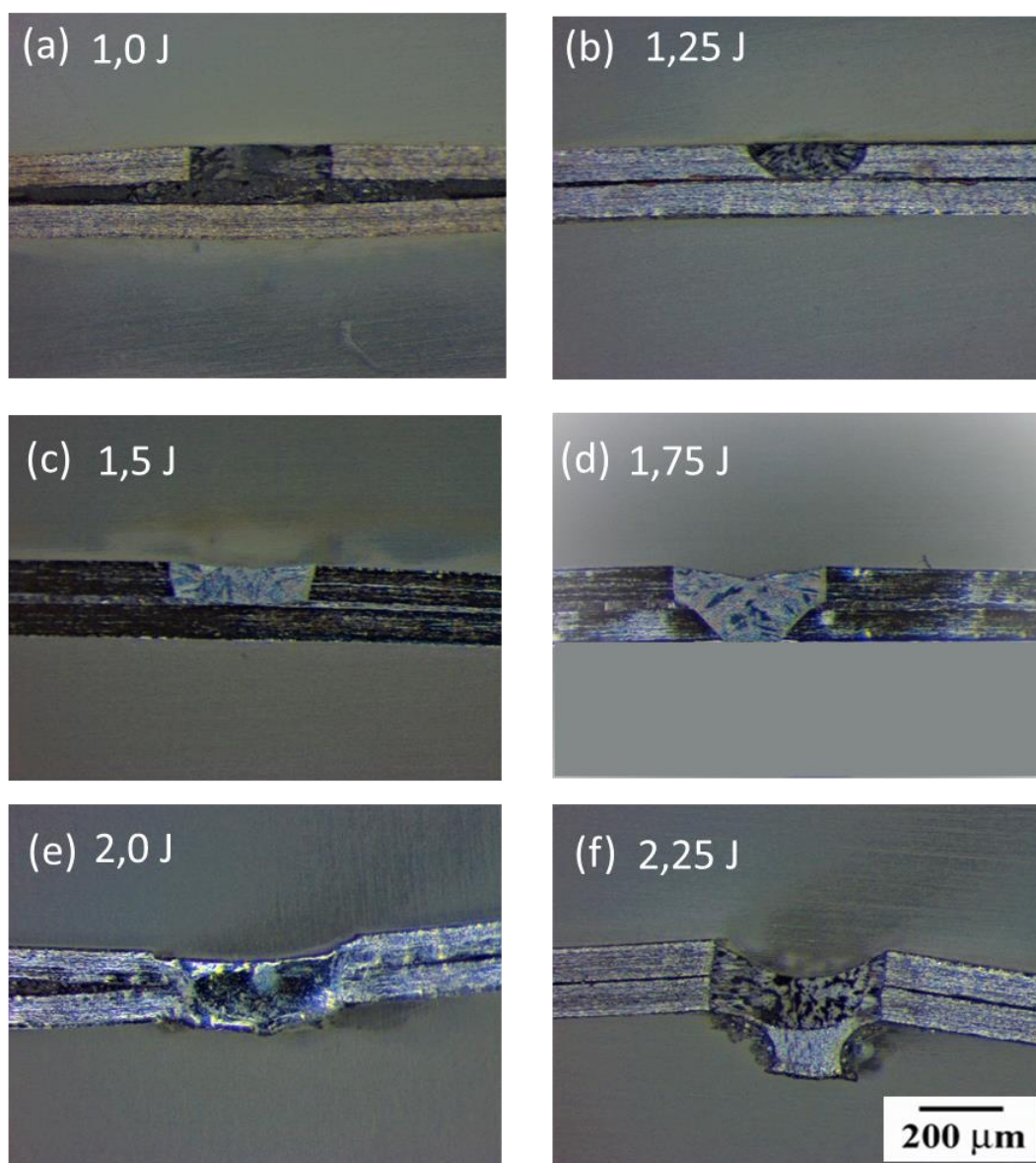
Foram verificadas a significância da variação dos parâmetros de soldagem dos parâmetros geométricos e dos resultados dos ensaios de microdureza.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 ANÁLISE MACROESTRUTURAL

Na Figura 19 estão as macrografias da secção transversal das juntas sobrepostas soldadas com laser pulsado com energias (E_p) de 1,0 a 2,25 J.

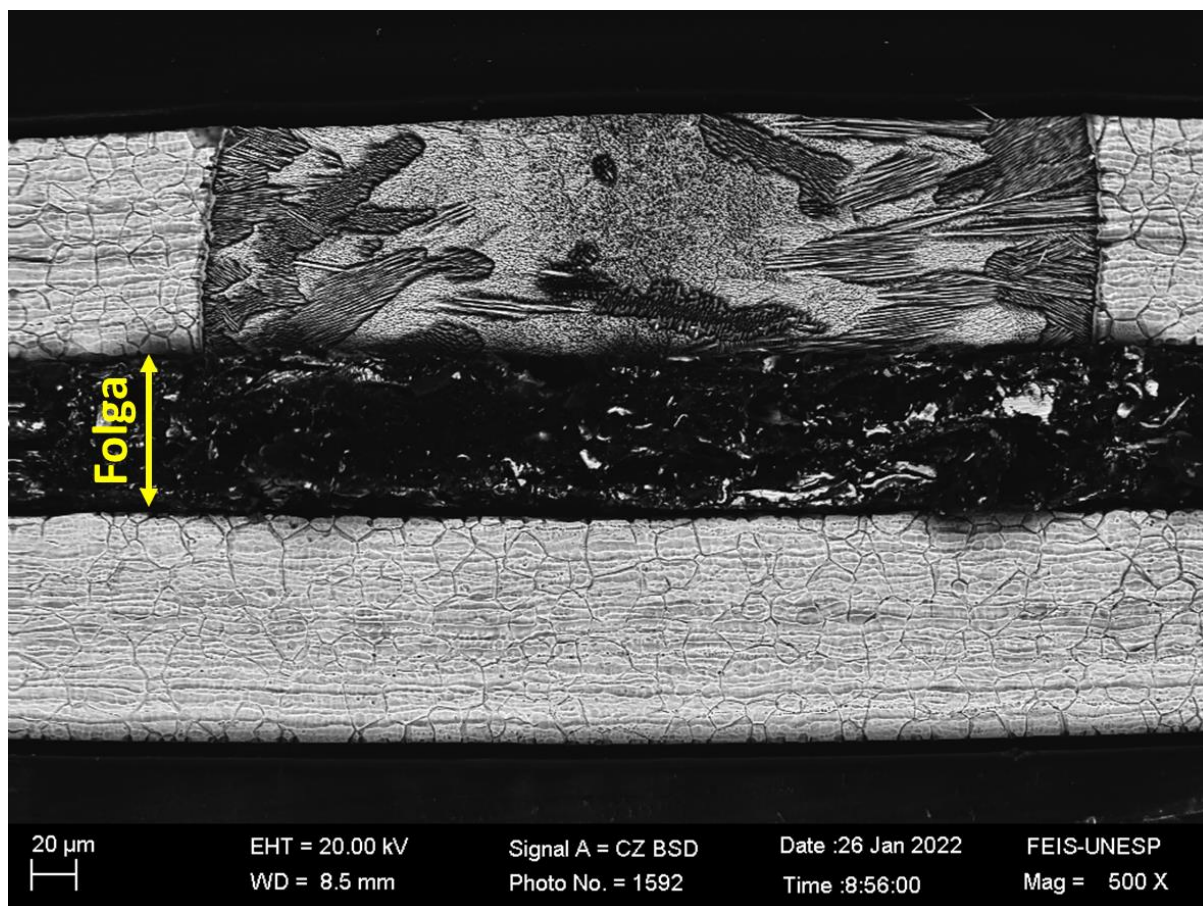
Figura 19. Secção transversal das juntas soldadas com laser pulsado de Nd:YAG com diferentes energias de pulso (E_p).



Fonte: próprio Autor.

As Figuras 20, 21, 22, 23, 24, e 25 apresentam as macrografias ampliadas para cada energia de pulso empregada.

Figura 20. Geometria do cordão de solda – 1,0 J.



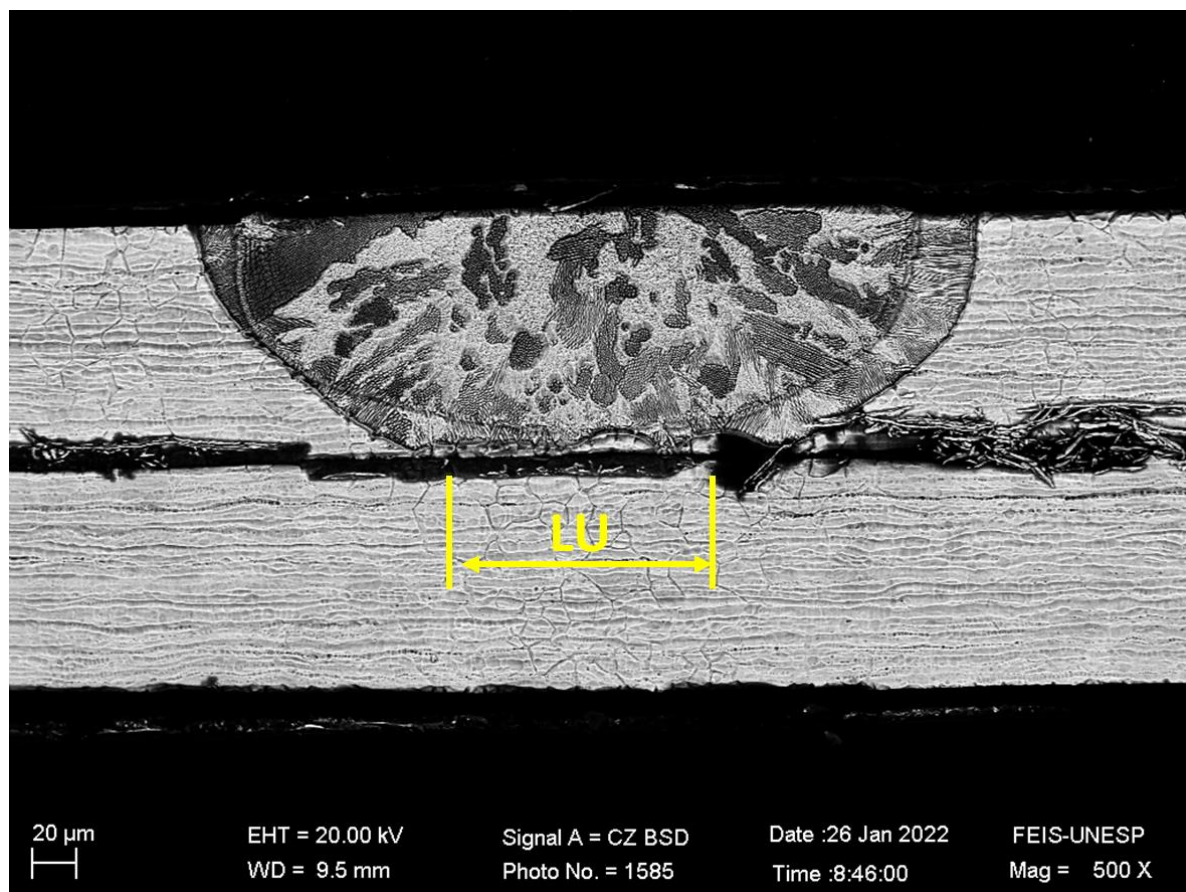
Fonte: Próprio Autor.

Observa-se na Figura 20 (amostra soldada com energia de 1,0 J), que não houve uma união entre as chapas superior e inferior. e também não apresentou concavidade superficial, típica de processos autógenos. Este fato ocorreu devido à baixa energia de soldagem, o pulso de solda laser não possuiu energia suficiente para chegar até a lâmina inferior.

Contudo nessa macrografia ocorre a presença de um espaçamento 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 a folga entre os elementos a serem soldados, maior será a concavidade na superfície do

cordão de solda, desde que o metal líquido tenha tempo suficiente para preencher a região da folga, fato que não ocorreu com essa amostra.

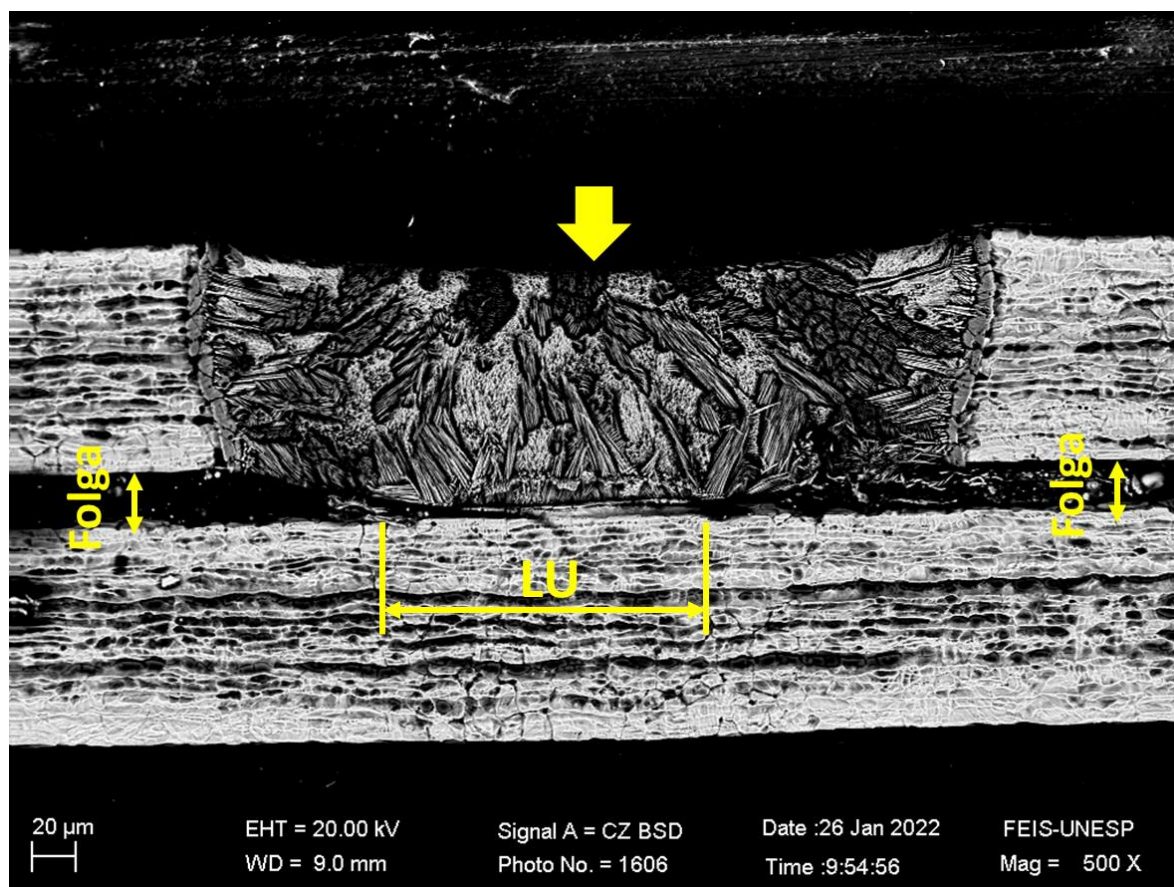
Figura 21. Geometria do cordão de solda – 1,25 J.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 21 (amostra soldada com energia de 1,25 J), observa-se que essa amostra não apresentou concavidade superficial, típica de processos autógenos e não houve presença de porosidade ou vazios. Entretanto, houve a ocorrência de uma denominada “largura de união”, isto é, uma região com metal fundido localizada entre as lâminas superior e a lâmina inferior.

Figura 22. Geometria do cordão de solda – 1,50 J.

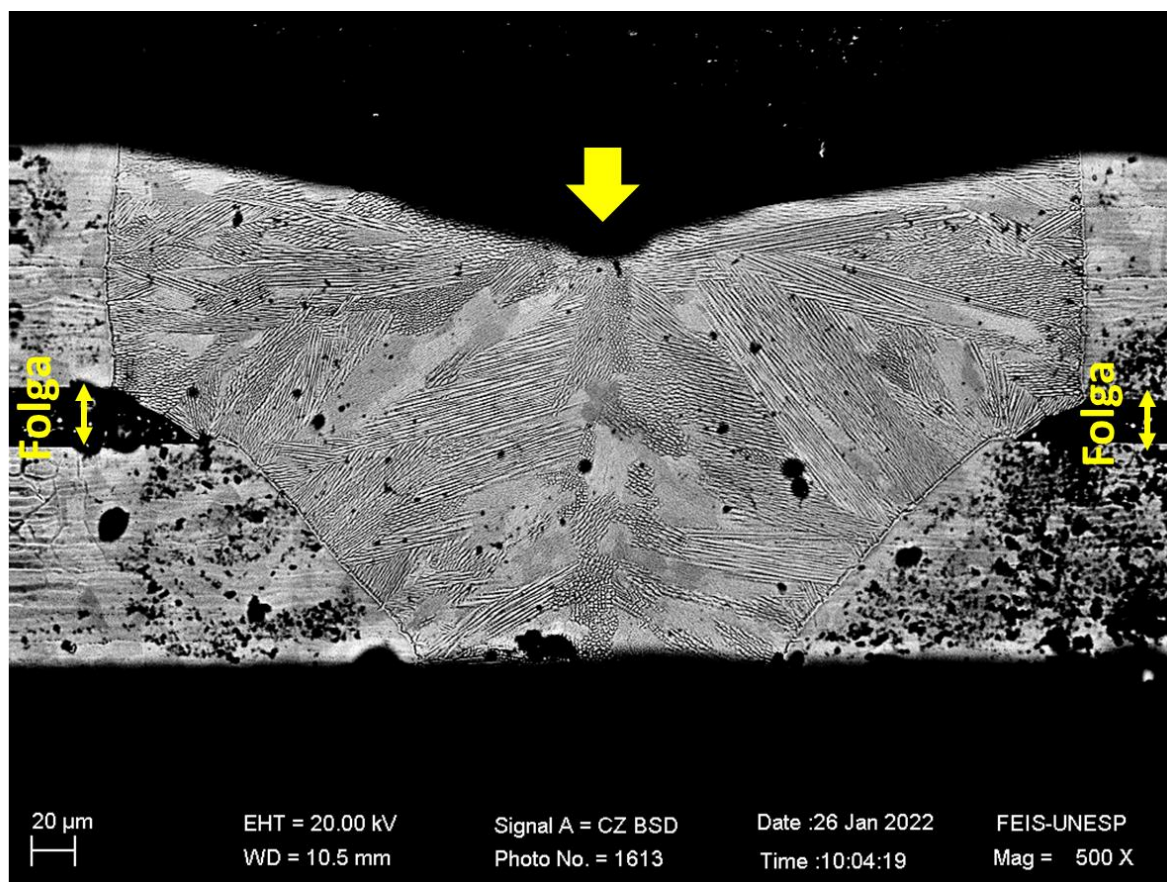


Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 22 (amostra soldada com energia de 1,50 J), observa-se que essa amostra apresentou uma pequena concavidade na superfície do cordão de solda e não houve presença de porosidades ou vazios.

Também evidenciou-se a presença de um espaçamento entre as lâminas superior e inferior, porém, com o valor da energia de pulso empregada foi possível formar uma largura de união, isto é, uma região com metal fundido entre as lâminas superior e a lâmina inferior, caracterizando-se, portanto a união entre as mesmas.

Figura 23. Geometria do cordão de solda – 1,75 J.

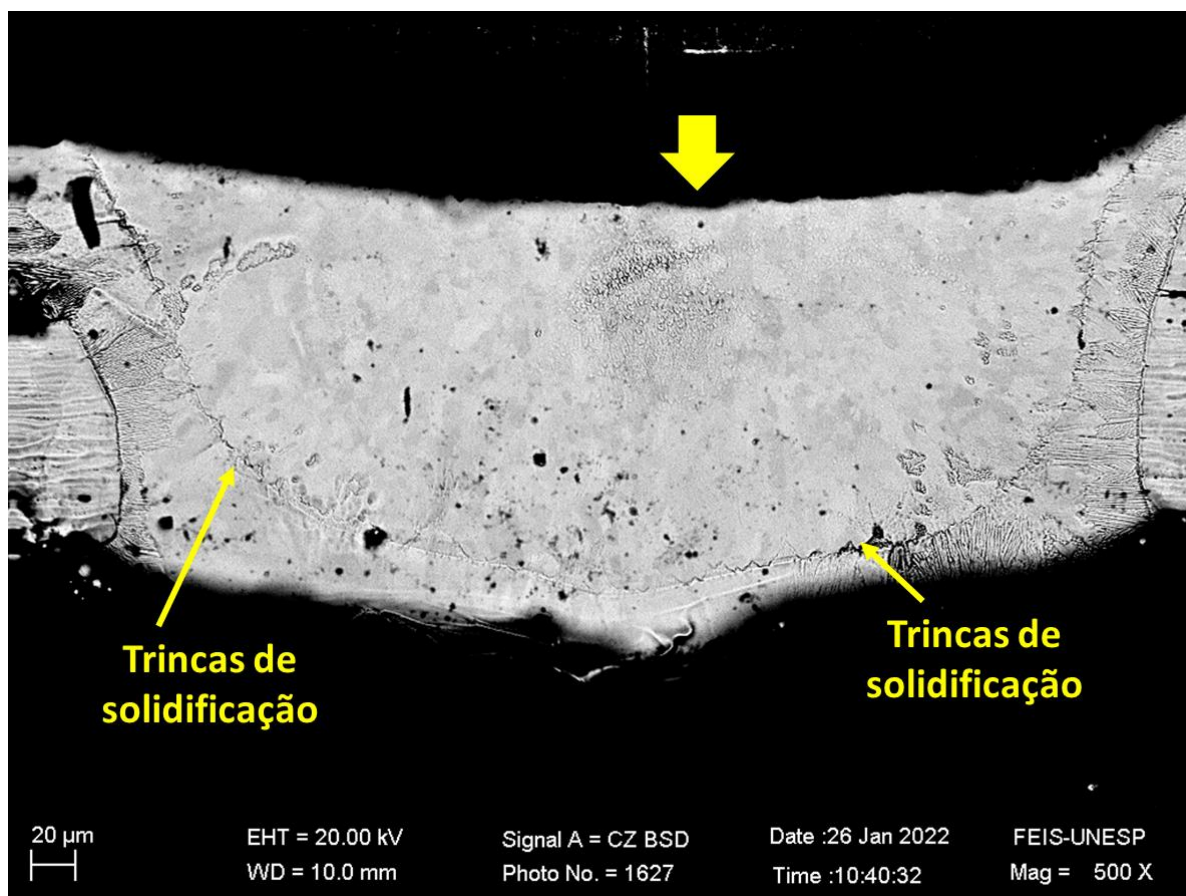


Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 23 (amostra soldada com energia de 1,75J), observa-se que a amostra apresentou uma concavidade na superfície do cordão de solda e, que houve presença de porosidades ou vazios, além da presença de um espaçamento entre as lâminas superior e inferior.

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 a amostra foi soldada na condição *key hole*.

Figura 24. Geometria do cordão de solda – 2,00 J.



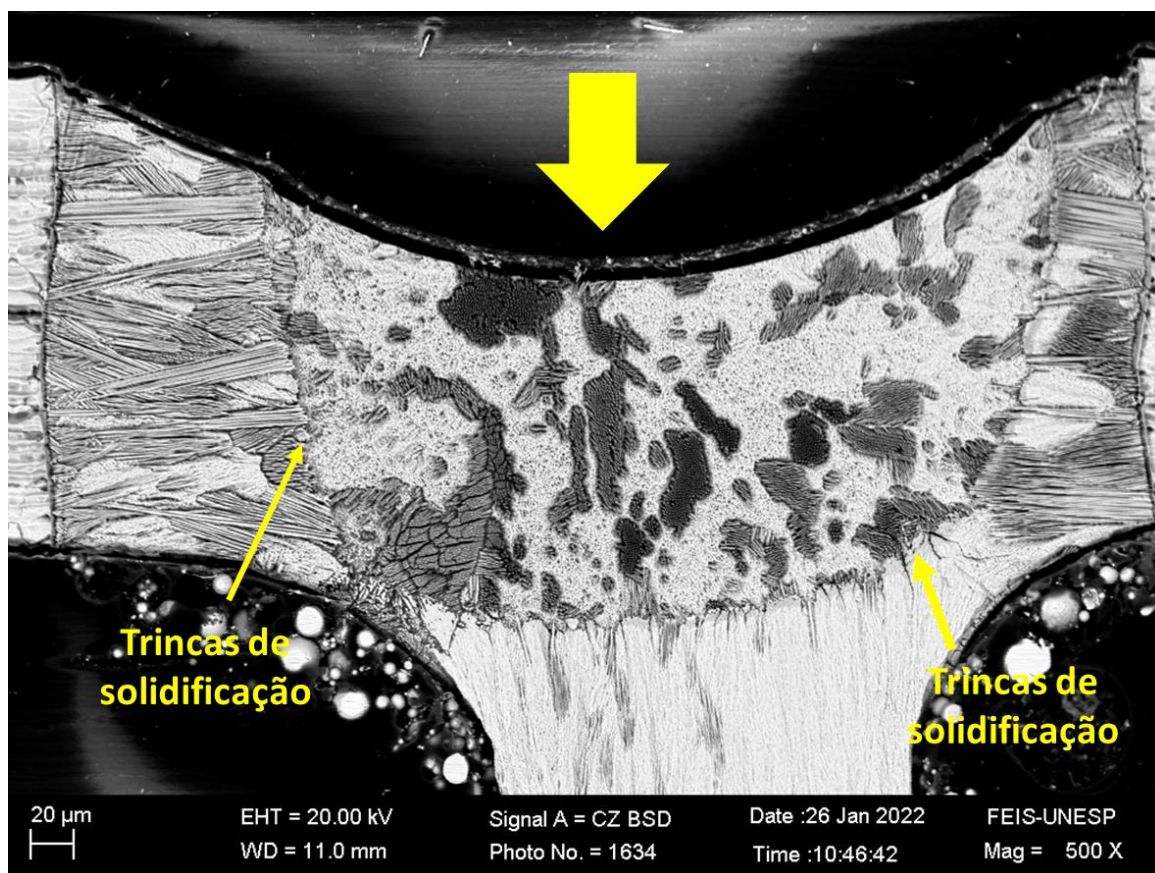
Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 24 (amostra soldada com energia de 2,00 J), a amostra apresentou uma concavidade na superfície do cordão de solda e, houve presença de trincas e porosidades.

Embora haja ocorrido um aumento de penetração proporcional ao aumento da energia de pulso, observou-se uma distorção das lâminas superior e inferior devido ao maior aporte de calor na junta, chegando a ocorrer a perfuração da chapa inferior, fato também atrelado à fina espessura da chapa.

No estudo realizado por Benyounis, Olabi e Hashmi (2005) também é observado um aumento da penetração e largura com o aumento da potência do laser, fato esse justificado pelo maior aporte térmico utilizado, devido um aumento na potência do laser, que possibilita maior quantidade de material de base fundido e, conseqüentemente, maior penetração e largura.

Figura 25. Geometria do cordão de solda – 2,25 J.

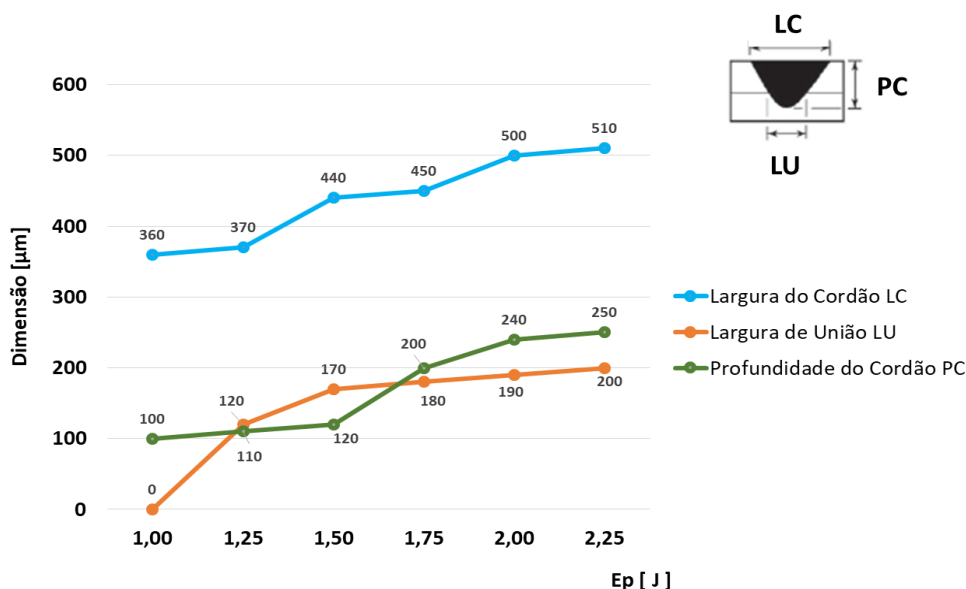


Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 25 (amostra soldada com energia de 2,25 J), observa-se que a amostra apresentou uma acentuada concavidade na superfície do cordão de solda e, houve presença de trincas, além de uma grande penetração do cordão de solda, isto é, uma alta relação penetração e largura do metal de solda, chegando a perfurar a chapa inferior.

A relação entre a energia do pulso de soldagem e a geometria do cordão de solda está representada na Figura 26.

Figura 26. Relação entre a energia do pulso (E_p) e a geometria do cordão.



Fonte: Próprio Autor.

Na Tabela 4 tem-se os valores da relação entre energia de pulso (E_p) e a geometria do cordão de solda, juntamente com os valores de média e desvio padrão para cada energia de pulso analisada.

Tabela 4. Relação entre energia de pulso [E_p] e a geometria do cordão.

	1,00 J	1,25 J	1,50 J	1,75 J	2,00 J	2,25 J	Média	D Pad.
LC [μm]	360	370	440	450	500	510	438	58
LU [μm]	0	120	170	180	190	200	143	69
PC [μm]	100	110	120	200	240	250	170	62

Fonte: Próprio Autor

A largura do cordão aumentou de 450 para 510 μm quando a energia do pulso aumentou de 1,75 para 2,25 Joules. 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 metal base da lâmina 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*. 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 de pulso e, da melhoria do contato entre as lâminas, melhorando a planicidade das mesmas. Entretanto, as amostras soldadas com energia superior a 1,75 Joules sofreram perfuração do cordão de solda e apresentaram vazios.

A Tabela 5 apresenta o quadro ANOVA para as variações de energia, de acordo com as condições mensuradas de LU, PC e LC.

Tabela 5. ANOVA variação de parâmetros de energia de soldagem de LU, PC e LC.

ANOVA Largura de União						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	131100	5	26220,00	1573,00	1,83E-16	3,10
Dentro dos grupos	200	12	16,66			
Total	131300	17				
ANOVA Profundidade do Cordão						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	73666	5	14733,33	757,71	1,45E-14	3,10
Dentro dos grupos	233	12	19,44			
Total	73900	17				
ANOVA Largura do Cordão						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	58156	5	11631,39	465,25	2,66E-13	3,10
Dentro dos grupos	300	12	25,00			
Total	58456	17				

Fonte: Próprio Autor.

De acordo com a análise de variância, as variações de energia (E_p) utilizadas na soldagem, foram significativas uma vez que sua probabilidade P foi menor que o nível de significância adotado $\alpha = 5\%$ (intervalo de confiança 95%).

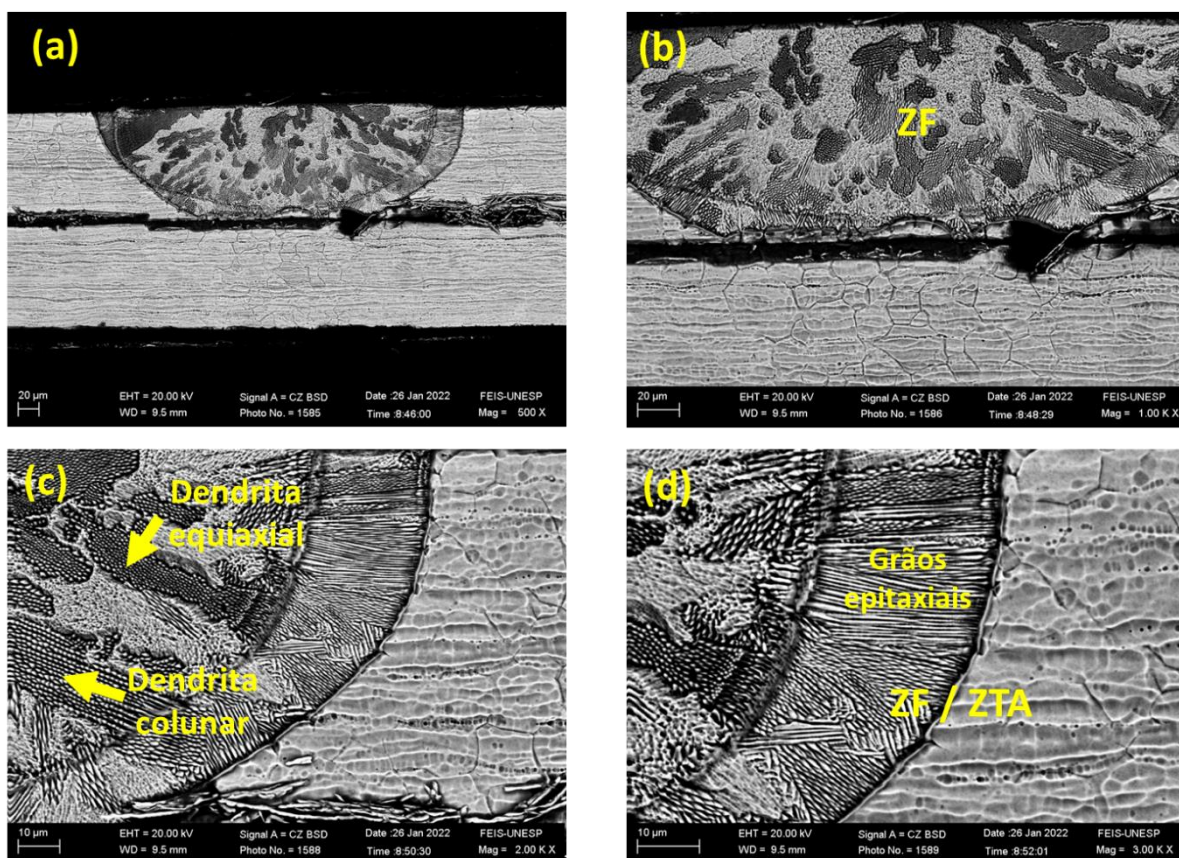
Pode se observar a influência exercida pelo pulso de energia na geometria do metal de solda através de que quando o pulso de energia é muito baixo, não há penetração aparente, enquanto que, com um aumento de energia, de soldagem, a geometria do cordão de solda se torna mais fina e profunda.

Contudo, quando o pulso de energia é muito alto, ocorre um aumento do volume do metal base liquefeito. Assim quanto maior a energia empregada maior será a temperatura na zona de soldagem e, maior será a largura do cordão, incorrendo na criação de um abaulamento devido à vaporização dos elementos que tenham um menor ponto de ebulição. Liao e Yu (2007) e Manonmani, K. 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.

5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Na Figura 27 tem-se a micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,25J.

Figura 27. Micrografia com aporte térmico 1,25 J – (a) cordão de solda, (b) zona fundida, (c) e (d) zona de transição.



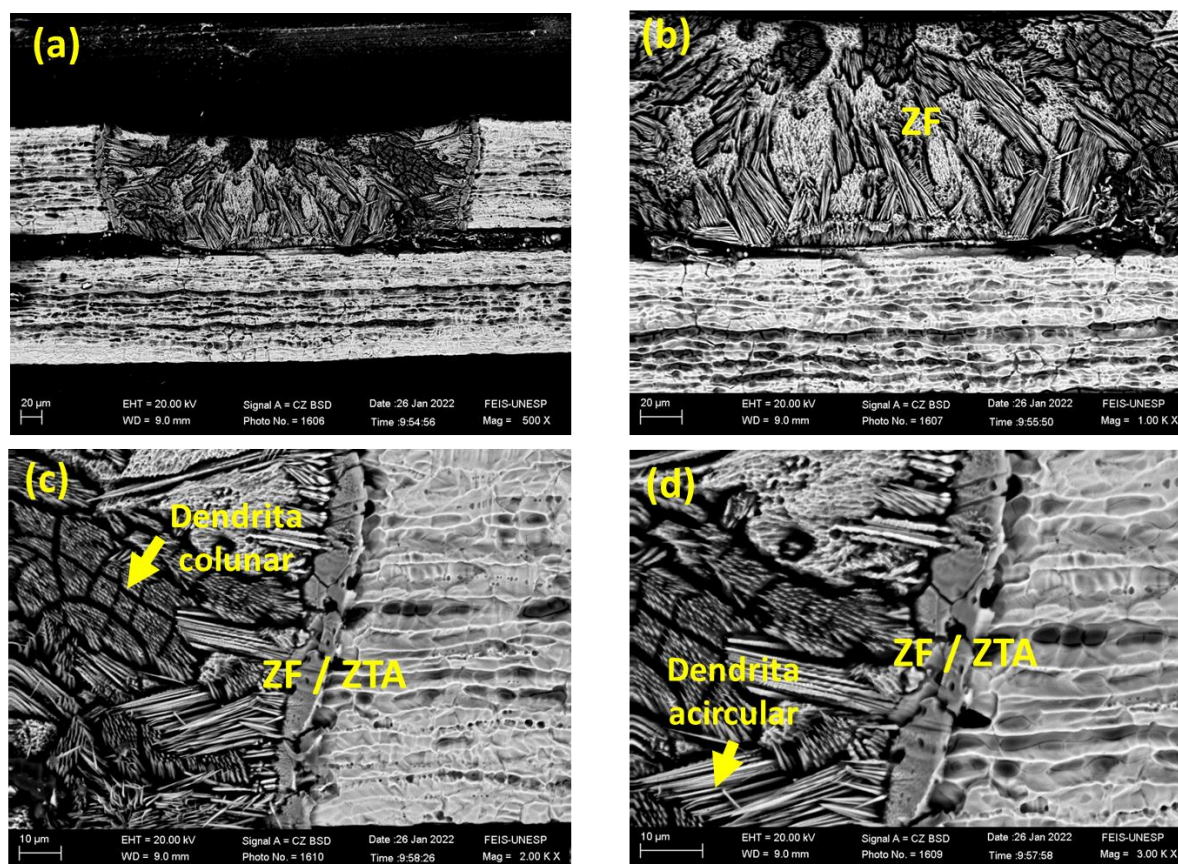
Fonte: Próprio Autor.

A Figura 27 traz uma microestrutura com grãos finos e basicamente celular-dendrítica. Este tipo de microestrutura é resultado de altas taxas de resfriamento, típicas de processos de soldagem laser. A formação de uma dada morfologia solidificação é determinada pela razão G/R (G = gradiente de temperatura, R = Taxa de crescimento) durante a solidificação.

As estruturas com crescimento celular formam-se preferencialmente às estruturas dendríticas se G/R for alto (MOLIAN, P.A. 1985). Observa-se que, a solidificação da poça de fusão começa com o crescimento de grão epitaxial dos grãos da zona parcialmente fundida, ao longo da interface sólido-líquido. Após o crescimento epitaxial, a velocidade de avanço da interface Sólido – Líquido mantém um valor praticamente constante (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Na Figura 28 tem-se a micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,50J.

Figura 28. Micrografia com aporte térmico 1,50 J – (a) cordão de solda (b) zona de fundida (c) e (d) zona de transição.

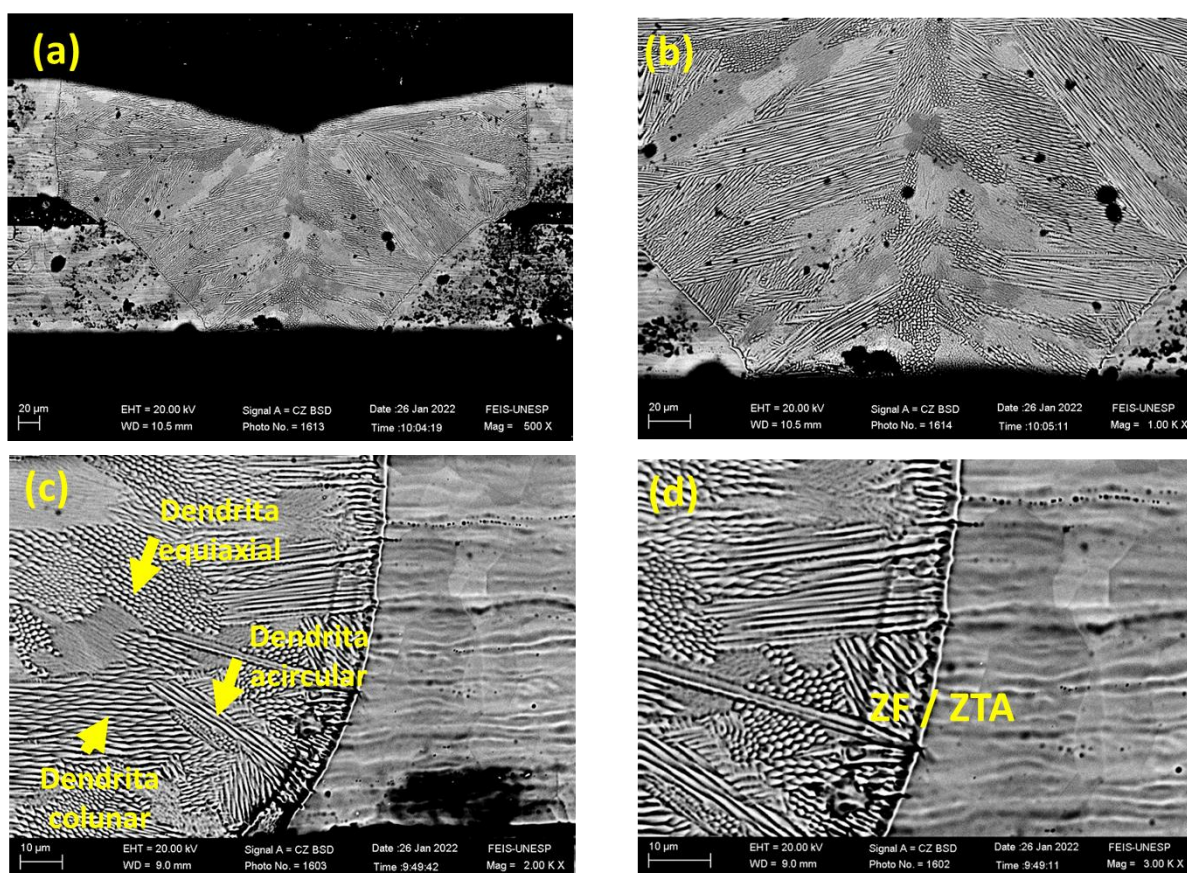


Fonte: Próprio Autor.

Para o corpo de prova com aporte térmico de 1,50 J, pode-se notar a formação de dendrita colunar e dendrita acircular, em uma microestrutura com grãos finos e basicamente celular-dendrítica. Este tipo de microestrutura é resultado de altas taxas de resfriamento, típicas de processos de soldagem.

Na Figura 29 tem-se a micrografia do corpo de prova com aporte térmico 1,75J.

Figura 29. Micrografia com aporte térmico 1,75 J – (a) cordão de solda (b) zona de fundida (c) e (d) zona de transição.



Fonte: Próprio Autor.

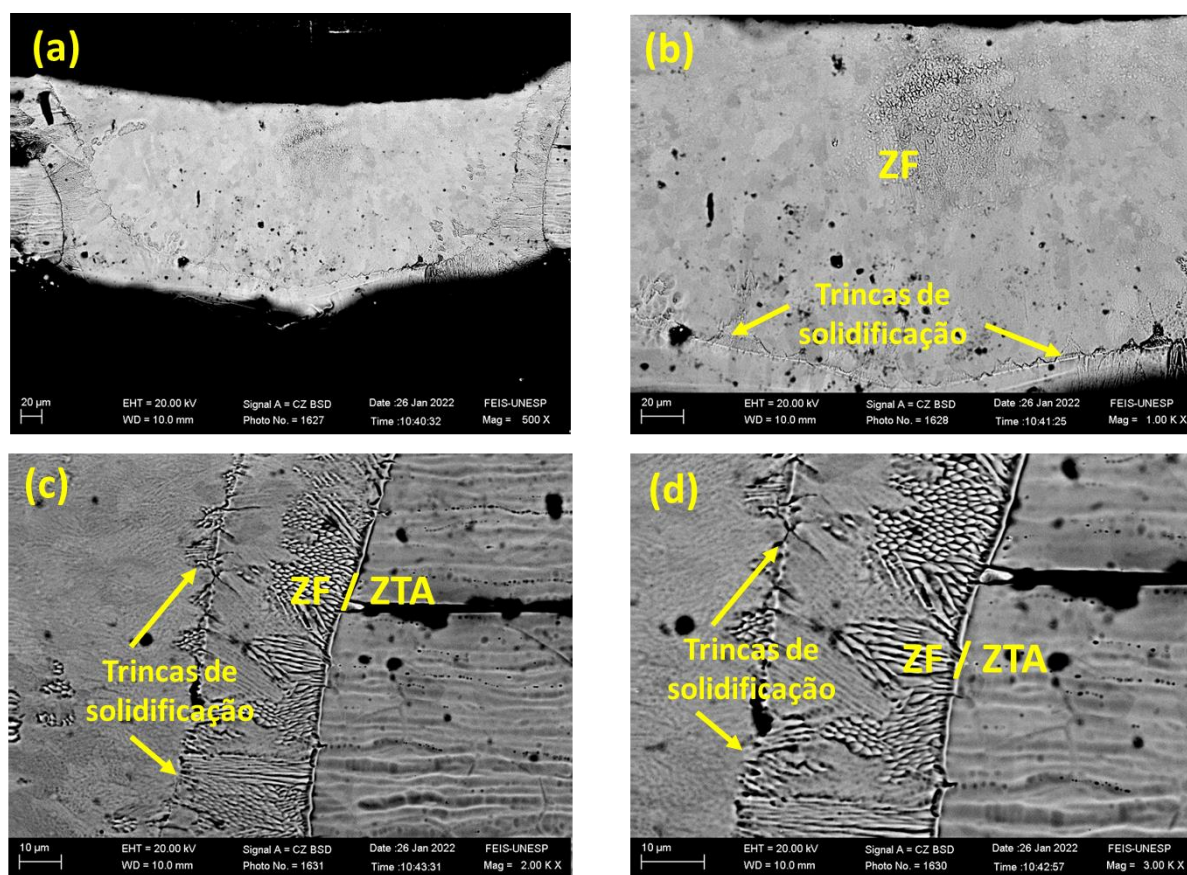
No corpo de prova com aporte térmico de 1,75 J, pode-se observar que a morfologia de solidificação da zona de fusão é basicamente dendrítica, com presença de dendritas equiaxial, acircular e colunar.

Esta característica de solidificação como austenita primária é devido tanto à segregação de elementos de ligas e impurezas que ocorrem durante a solidificação,

Quanto à relativa baixa difusibilidade desses elementos em elevada temperatura, o qual preserva o perfil de segregação durante a solidificação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Na Figura 30 tem-se a micrografia do corpo de prova com aporte térmico 2,00J.

Figura 30. Micrografia com aporte térmico 2,00 J – (a) cordão de solda, (b) zona fundida, (c) e (d) zona de transição.

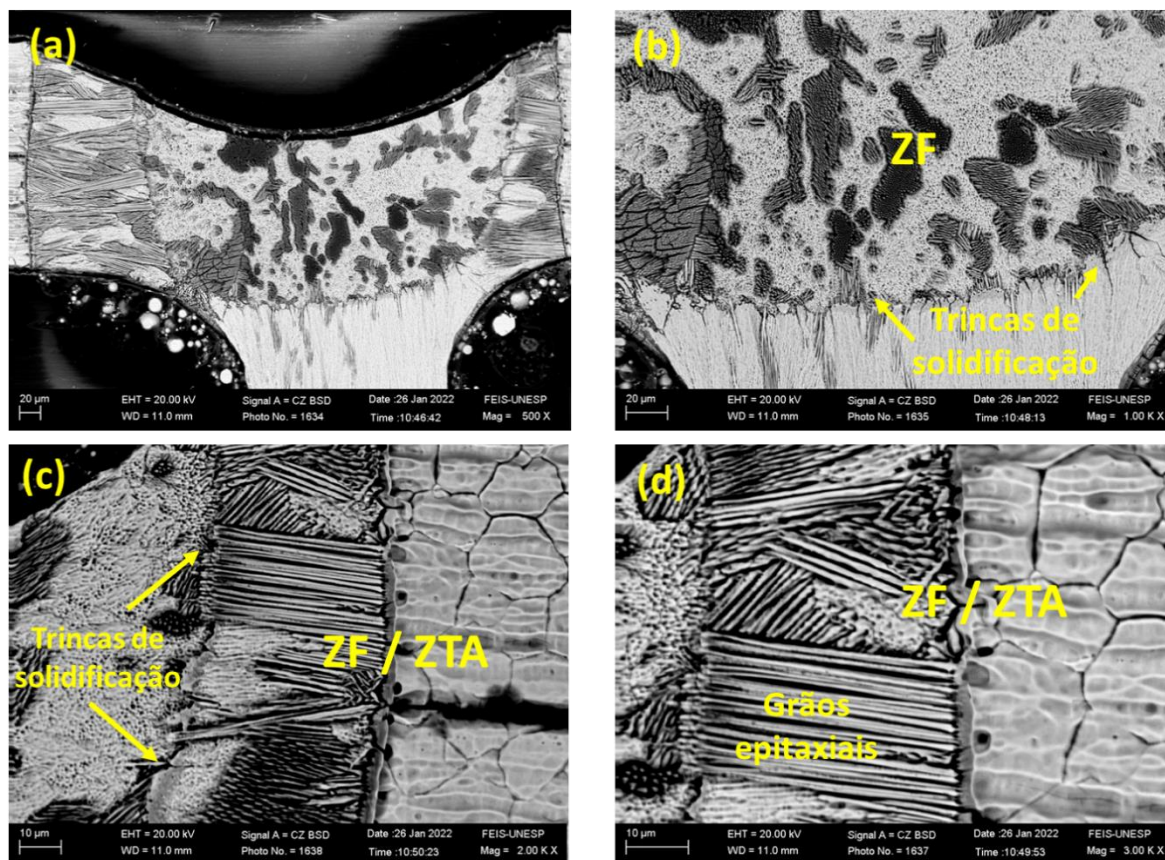


Fonte: Próprio Autor.

No corpo de prova com aporte térmico de 2,00 J, pode-se observar o surgimento de trincas de solidificação o que causou uma descontinuidade no metal de solda. Também –é possível observar que ocorreu deformação da lâmina fina superior e inferior devido ao maior aporte de calor na junta, chegando à perfuração.

Na Figura 31 tem-se a Micrografia do corpo de prova com aporte térmico 2,25J.

Figura 31. Micrografia com aporte térmico 2,25 J – (a) cordão de solda, (b) zona fundida, (c) e (d) zona de transição.



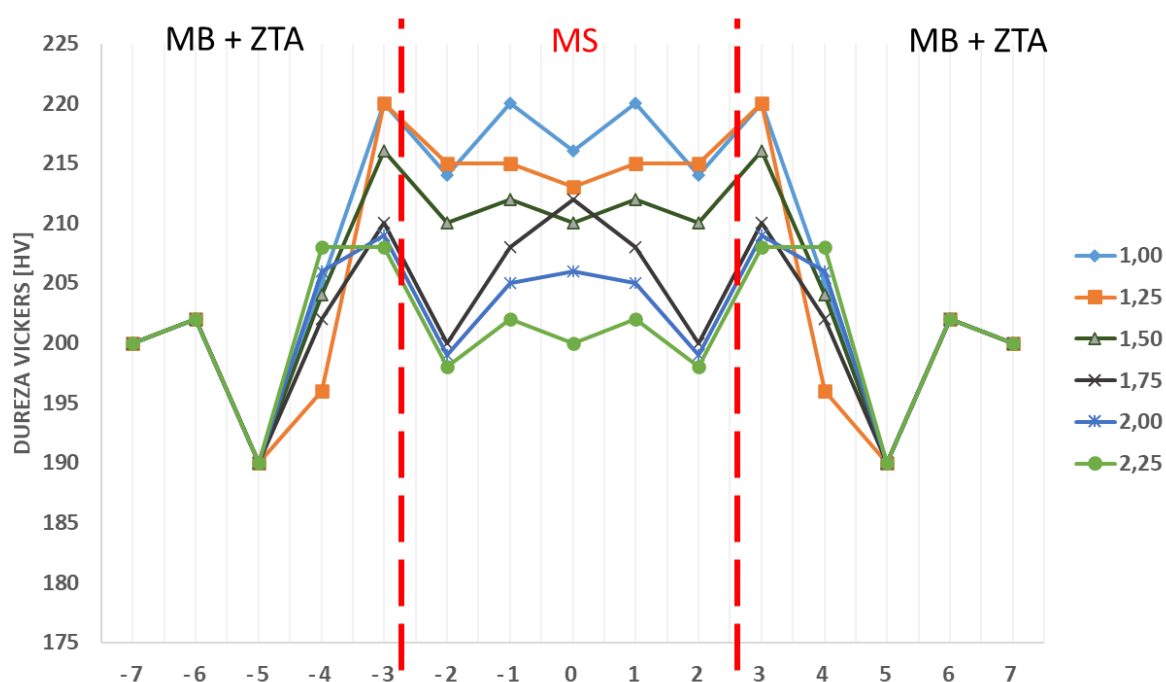
Fonte: Próprio Autor.

No corpo de prova com aporte térmico de 2,25 J que foi o maior aporte de energia aplicado, pode-se observar o surgimento de trincas de solidificação o que causou uma descontinuidade no metal de solda. Também ocorreu deformação da lâmina fina superior e inferior devido ao maior aporte de calor na junta, chegando à perfuração, a presença de folga entre as lâminas atua como uma barreira dificultando a transferência de calor entre as mesmas, se a folga for excessiva todo calor pode ser absorvido pela lâmina superior resultando em uma perfuração da mesma.

5.3 MICRODUREZA VICKERS

Na figura 32 tem-se a análise de dureza de cada corpo de prova.

Figura 32. Microdureza Vickers a partir do centro da região soldada: energia 1,00 J, 1,25 J, 1,50 J, 1,75 J, 2,00 J, 2,25 J.



Fonte: Próprio Autor.

A Tabela 6 apresenta os valores de dureza Vickers encontrados em cada uma das 15 impressões realizada em cada amostra, distribuídas ao longo da espessura do metal de solda, englobando as regiões do metal de solda, de transição e do MB, juntamente com os valores de média e desvio padrão para cada energia de pulso analisada.

Tabela 6. Microdureza Vickers região de transição entre MB e junta soldada.

MICRODUREZA VICKERS (Hv)						
Medições Indentação	Ep 1,00 J	Ep 1,25 j	Ep 1,50 j	Ep 1,75 J	Ep 2,00 J	Ep 2,25 J
-7	200	190	186	194	190	186
-6	206	194	184	196	193	186
-5	190	200	192	194	192	194
-4	205	196	204	202	206	208
-3	220	220	216	210	209	208
-2	214	215	210	200	199	198
-1	220	215	212	208	205	202
0	216	213	210	212	206	200
1	220	215	212	208	205	202
2	214	215	210	200	199	198
3	220	220	216	210	209	208
4	205	196	204	202	206	208
5	190	200	192	194	192	194
6	206	194	184	196	193	186
7	200	190	186	194	190	186
Média	208,40	204,87	201,20	201,33	199,60	197,60
Desvio Padrão	10,04	11,01	11,95	6,48	7,05	8,33

Fonte: Próprio Autor.

Pela análise gráfica da Figura 32 pode-se observar que houve uma variação de dureza. Conforme houve o aumento da energia de pulso, houve a diminuição do valor da dureza, de modo que a amostra que apresentou maior dureza foi a que utilizou energia de 1,00 J.

Para ter maior clareza e validade estatística da influência isolada dos parâmetros de soldagem, apresenta-se a seguir o quadro ANOVA, na Tabela 7.

Tabela 7. ANOVA Microdureza das amostras soldadas.

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	537,39	5	107,47	1,60	0,17	2,32
Dentro dos grupos	5635,33	84	67,08			
Total	6172,72	89				

Fonte: próprio Autor.

De acordo com a análise de variância, o acréscimo de energia não foi significativo na variação da microdureza das amostras de aço austenítico AISI 316L, pois todas as probabilidades P foram maiores que o nível de significância $\alpha = 5\%$ (ou intervalo de confiança de 95%).

Sendo assim, para uma maior clareza dos resultados obtidos, analisou-se a microdureza em regiões separadas.

A Tabela 8 mostra os valores de dureza Vickers encontrados na região da Zona Fundida.

Tabela 8. Microdureza Vickers região da Zona Fundida.

MICRODUREZA VICKERS (Hv)						
Medições	Ep	Ep	Ep	Ep	Ep	Ep
Indentação	1,00 J	1,25 j	1,50 j	1,75 J	2,00 J	2,25 J
-2	214	215	210	200	199	198
-1	220	215	212	208	205	202
0	216	213	210	212	206	200
1	220	215	212	208	205	202
2	214	215	210	200	199	198
Média	216,80	214,60	210,80	205,60	202,80	200,00
Desvio Padrão	2,71	0,80	0,98	4,80	3,12	1,79

Fonte: Próprio Autor.

Ao analisarmos o gráfico da Figura 32, quando se separou a região soldada (Zona Fundida), nota-se uma variação nas durezas das amostras, ou seja, conforme houve aumento da energia de pulso, houve a diminuição do valor de dureza. Para ter

maior clareza e validade estatística da influência isolada dos parâmetros de soldagem aplicados, apresenta-se o quadro ANOVA, da Tabela 9.

Tabela 9. ANOVA Microdureza das amostras regiões soldadas: Metal de Solda.

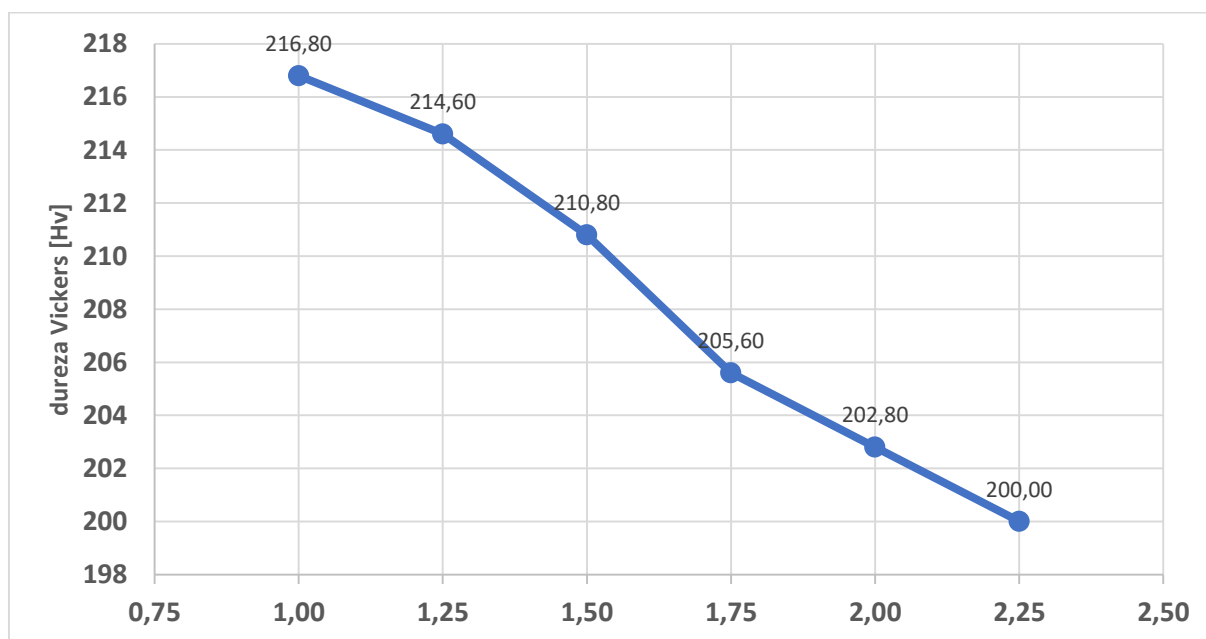
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	Valor-P	F crítico
Entre grupos	1122,56	5	224,51	23,97	1,31E-08	2,62
Dentro dos grupos	224,80	24	9,36			
Total	1347,36	29				

Fonte: Próprio Autor.

Nota-se pela aplicação da técnica da análise de variância que, de fato, na região soldada foi significativo a diminuição da dureza em função do aumento da potência, uma vez que sua probabilidade P foi menor que o nível de significância adotado $\alpha = 5\%$ (ou intervalo de confiança de 95%).

A análise da diminuição de dureza, em função das regiões soldadas, é feita com base na variação do fator de controle em torno da média. Na Figura 33 é apresentado um gráfico da média de microdureza encontrada na zona fundida para cada corpo de prova e, para valores crescentes de aporte térmico.

Figura 33. Média de dureza na zona fundida para cada aporte térmico.



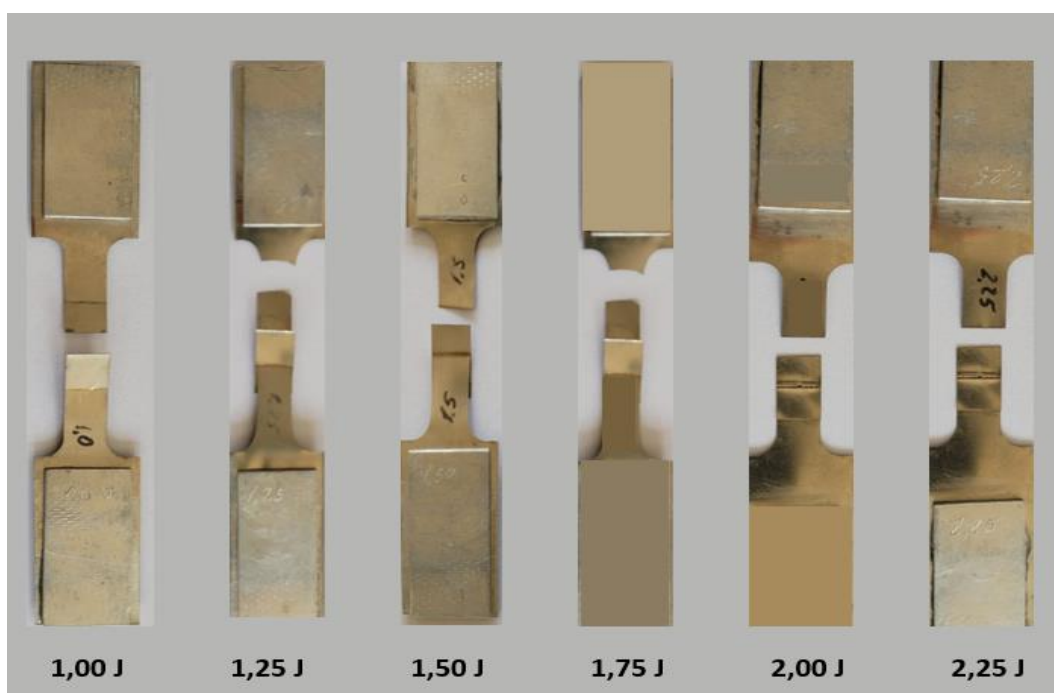
Fonte: Próprio autor.

Durante a solidificação da zona de fusão, o material geralmente perde a sua resistência original. Os perfis de dureza das juntas soldadas com baixa energia mostraram um aumento da dureza na zona de fusão devido a uma microestrutura fina induzida pelo resfriamento rápido. Isso era esperado pois as propriedades mecânicas dos aços em geral são baseadas em suas microestruturas (ABDEL, 1997).

5.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Figura 34 apresenta os corpos de prova das juntas soldadas das lâminas finas de aço inoxidável AISI 316 L, após o rompimento pelo teste de tração.

Figura 34. Corpos de prova rompido no ensaio de tração.



Fonte: Próprio Autor.

Em uma análise superficial a amostra de 1,0 J aparenta ter fraturado na região do cordão de solda. Entretanto, após análise em microscópio óptico, evidenciou-se que a amostra cuja energia (E_p) foi de 1,0 J não apresentou rompimento do metal de solda, ocorrendo apenas descolamento da solda, as amostras ficaram ligadas por algum tipo de escória e, culminando na ausência de fratura.

Munekata (2011), relata o mesmo ocorrido com lâminas finas de Hastelloy, onde com a energia (E_p) de 1,25 J houve descolamento do cordão de solda. Todas as demais amostras romperam em uma região próxima ao metal de solda da lâmina superior no metal base. Isso era esperado pois as propriedades de dureza e resistência à tração estão relacionadas. Os valores obtidos nas curva tensão x deformação para cada corpo de prova estão descritos na Tabela 10 a seguir.

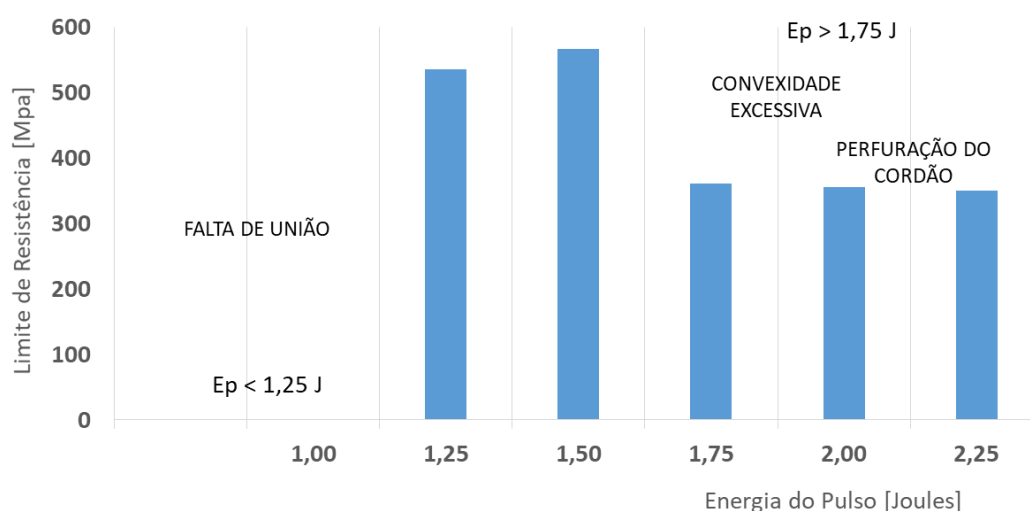
Tabela 10. Resultados do ensaio de tração.

Potência (J)	Limite de Resistência [MPa]	Limite de Escoamento [MPa]	Alongamento (%)
1,00	0,00	0,00	0,00
1,25	535,41	205,93	32,18
1,50	566,30	247,11	29,06
1,75	360,37	216,22	8,93
2,00	355,00	210,00	8,09
2,25	350,08	205,93	7,25

Fonte: Próprio Autor.

A relação entre limite de resistência à tração e energia do pulso é mostrada na Figura 35.

Figura 35. Relação entre a energia de pulso [E_p] e o limite de resistência da junta soldada.



Fonte: Próprio Autor.

O limite de resistência à tração seguiu uma tendência crescente, com o aumento da energia do pulso, e decrescente no final.

A amostra submetida a energia do pulso menor do que 1,25 Joules não apresentou união, pois, devido a energia do pulso extremamente baixa, a poça líquida não teve tempo suficiente para fundir a lâmina inferior. Por outro lado, quando a energia do pulso foi superior a 1,75 Joules ocorreu uma concavidade excessiva da superfície do cordão e um excesso de material fundido na raiz da junta soldada e resultou em perfurações do cordão de solda. O valor máximo para o ensaio de tração foi obtido na condição de 1,50 Joules, resultando no limite de resistência de 566,30 MPa.

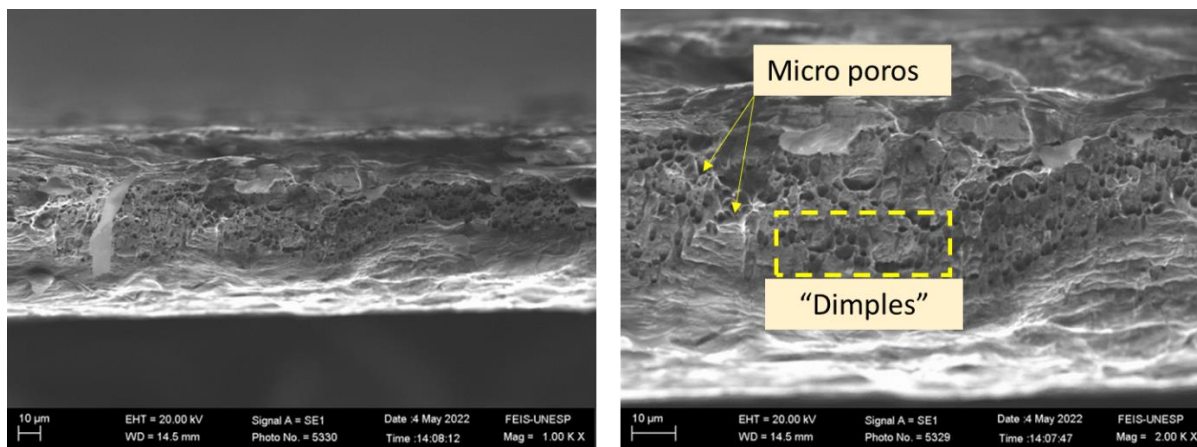
Os resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas em função da energia do pulso podem ser explicados através de análise macro e microestrutural. Aumentando-se a energia do pulso, os grãos no metal de solda e na ZTA mais grosseiros devido ao maior tempo de crescimento derivado da maior temperatura oriunda da utilização de maiores energias de pulso.

A extensão da ZTA também aumenta, além de as discontinuidades tornarem-se mais severas. Também existe a possibilidade de que alguns precipitados possam estar presentes intergranularmente e ao longo do próprio contorno de grão. Essas mudanças microestruturais contribuem para um enfraquecimento da junta soldada, reduzindo suas propriedades mecânicas, conforme observado na literatura (QUAN, et.al. 2008).

5.4.1 Fractografia

Na figura 36 temos a fractografia do corpo de prova com energia de pulso de 1,50 J, que foi a amostra que apresentou a maior resistência à tração (566,30 MPa). Na análise das imagens não foram localizados nenhum indício de porosidade, com a fratura ocorrendo de forma dúctil em toda a superfície dos corpos de prova.

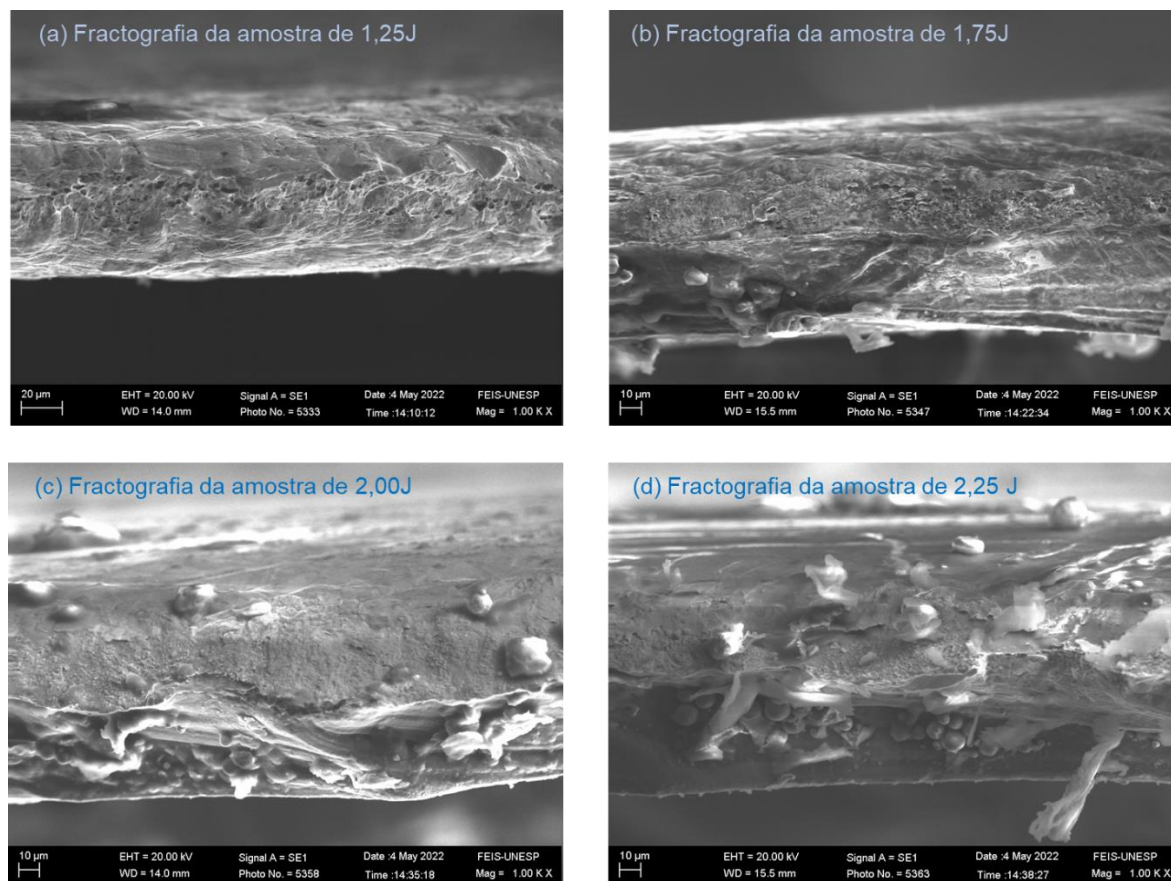
Figura 36. Fractografia da amostra com energia de pulso de 1,50 J.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 37 temos as fractografias das amostras com energia de pulso de 1,25 J, 1,75 J, 2,00 J e 2,25 J.

Figura 37. Fractografia das amostras com energia de pulso de: 1,25 J, 1,75 J, 2,00 J e 2,25 J.



Fonte: Próprio Autor.

Através das imagens não foram localizados nenhum indício de porosidade, com as fraturas ocorrendo de forma dúctil em toda a superfície dos corpos de prova.

6 CONCLUSÕES

- Os resultados obtidos no presente trabalho demonstraram que é possível soldar lâminas finas 100 μm de espessura, de aço inoxidável austenítico AISI 316L, usando um sistema de laser pulsado de Nd:YAG. A melhor junta soldada foi a amostra soldada com uma energia de pulso de 1,50 Joules, escolhida em função de apresentar uma penetração total livre de descontinuidades e com boas propriedades mecânicas. O trabalho também mostrou que o processo é muito sensível à presença de folga entre as lâminas da junta, uma vez que a folga dificulta a transferência de calor entre as mesmas.
- A geometria do cordão de solda observada no presente trabalho mostrou que ela depende não somente da energia do pulso mas também da presença de folga entre as lâminas. A largura do cordão de solda, a largura de união e a profundidade do cordão aumentaram à medida que a energia do pulso aumentou e, no final tiveram uma tendência de diminuir devido a um excesso de material fundido na raiz da solda.
- O limite de resistência da junta soldada aumentou no início, decaindo em seguida à medida que a energia do pulso aumentava. A amostra soldada com 1,50 Joules apresentou o maior valor de limite de resistência 566,30 MPa.
- O perfil de dureza mostrou-se praticamente uniforme entre o metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base. Foi observado um ligeiro acréscimo da dureza do metal de solda e da zona termicamente afetada em relação ao metal base, decorrente do refino da microestrutura da zona de fusão, induzida pelo resfriamento rápido e, pela presença de inclusões na zona afetada pelo calor.

6.1 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 as possíveis folgas.
- 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 1,75 J).

REFERÊNCIAS

ABDEL, M.B. Effect of laser parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels, **Materials Letters**. Amsterdam, v. 32, n. 2-3, p. 155-163, 1997. 32 (1997) 155-163.

ABINOX. Aplicações Inox 100 Anos. São Paulo: Associação Brasileira do Aço Inoxidável – ABINOX, 2009. Disponível em: <http://www.abinox.org.br/site/aco-inoxaplicacoes-inox-100-anos.php>. Acesso em: 02 ago. 2020.

ALVES, B. C. **Soldagem de lâminas finas de titânio Ti6Al4v com laser Nd: YAG pulsado**, 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2019.

ARCELORMITTAL Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300. Disponível em Catálogo Arcelormittal, 2014.

BAGNATO, V. S. **Laser e suas aplicações em Ciência e Tecnologia**. São Carlos: Editora Livraria da Física, 2008.

BAUERLE, D.; “Laser processing and chemistry”, **Applied Surface Science**. Berlin, n. 1-6, p. 186, 2002.

BENYOUNIS, K.y.; OLABI, A.g.; HASHMI, M.s.j. Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile. **Journal Of Materials Processing Technology**. Dublin, v. 164-165, p.978-985, maio 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.060>.

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.

BERTOLOTI, M. **Masers and Lasers an historical approuch**, Bristol, Adam Hilger, Ltda, 1983.

BLAIR, B. “**Scientists who made a difference Ali Javan. The Gas laser and Beyond**”, Azerbaijan, v.4, p. 2, 1996.

BROMBERG, J.L. **The laser in America, 1950-1970**, The MIT Press, 1st edition 1991.

CARBÓ, H. M. **Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações**. 2001 48p. Apostila Acesita S/A, 2008.

CASTANHEIRA, M. et al. Influência dos elementos de liga e do tratamento térmico na estrutura e propriedades mecânicas de um aço maraging sem cobalto resistente a corrosão. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. Anais... Foz do Iguaçu: UFscar, 2006. p. 13.

COBB, H. M. **The history of stainless steel**. Russel: ASM International, 2010.

COLPAERT, H. et al. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

CRESPO, G. S. **Influência da potência laser Nd: YAG na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S32205**. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2014.

DAVIM, J. P. **Laser in manufacturing**. London, UK: John Wiley & Sons, 2013.

DULEY, W. W. **Laser Welding**. John Wiley & Sons, Inc, New York, ISBN 0-471-24679-4. 1999.

DUSTRE empresa especialista em fornecer produtos de alta performance, aços ligas, ligas de níquel, aços inoxidáveis e ligas especiais. Disponível em: <https://dustre.com.br/produtos-ligas-especiais/inox-317l/> Acessado em: 05/08/2020.

FAN, T. Y.; BYER, R. L. Diode laser-pumped solid-state lasers. **IEEE journal of Quantum Electronics**, Nova York, v. 24, n. 6, p. 895–912, 1988.

FEINBERG, R.; HOLMES, L. **Scientific and Engineering Applications of Commercial Laser Devices**; Morris Levitt (Ed.) Proc. SPIE, v. 610, 1986.

FRANZINI, O. D. **Aplicação de laser pulsado nd: Yag na soldagem do aço super duplex uns s32750**. 2016.72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2016.

GANEEV, R. A. **Laser: surface interactions**. Springer, 2014. p. 271.

GILNER, A., HOLTKAMP, J., HARTMANN, C., OLOWINSKY, A., GEDICKE, J., KLAGES, K., BOSSE, L., BAYER, A., Laser applications in microtechnology, **Journal of Materials Processing Technology**. v. 167, pp.494-498, 2005.

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

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.

HANNA, D. C. **Principles of Lasers**. New York: Plenum, 1989.

HITZ, C. B.; EWING, J.; HECHT, J. **Introduction to laser technology**. 4. ed. Hoboken: John Willey & Sons, 2012. p. 297.

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

HULL, F.C., "Delta ferrite and martensite formation in stainless steels", **Welding Journal**. New York, v. 52, n. 5, pp. 193s – 203s, 1973.

ISFAHANY, A. N.; SAGHAFIAN, H.; BORHANI, G. The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of aisi420 martensitic stainless steel. **Journal of alloys and compounds**, Amsterdam, v. 509, n. 9, p. 3931–3936, 2011.

ISHIDA, M. A. **Avaliação comparativa de barras laminadas do aço AISI 316L com e sem tratamento térmico de solubilização**. 2009. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009. Disponível em: <<https://lume.ufrgs.br/handle/10183/18591>>. Acesso em: 24 set. 2020.

KARL, F. **Basic of Laser Physics**. [S.I.]: Springer, 2017.

KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies**. Cambridge: Elsevier, 2013.

KAVAMURA, H. A. **Aplicação de solda laser em carrocerias automotivas: estudo comparativo entre a solda laser e a solda ponto por resistência**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Automotiva, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2007.

KAWARITO, Y., Kito, M. and Katayama, S., 2007, "In-process monitoring and adaptive control for gap in micro butt welding with pulsed YAG laser", **Journal of Physics D: Applied Physics**, Osaka, v.40, pp. 183-190, 2007.

KOTECKI, D.; SIEWERT, T. Wrc-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the wrc-1988 diagram. **Welding Journal**, Miami, v. 71, n. 5, p. 171–178, 1992.

LEITE, C. G. S. et al. Nd: Yag pulsed laser dissimilar welding of uns s32750 duplex with 316laustenitic stainless steel. **Materials**, Basel, v. 12, n. 18,p. 2906, 2019.

LIAO, Y. and Yu, M. Effects of laser beam energy and incident angle on the pulse laser welding of stainless steel thin sheet, **Journal of Materials Processing Technology**, Taiwan, v. 190, p. 102-108, 2007.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey: Wiley and Sons, 2005.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, Amsterdam, v. 65, n. 4-6, p. 39–104, 2009.

MAGNABOSCO, I. et al. An investigation of fusion zone microstructures in electron beam welding of copper–stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, New York, v. 424, n. 1-2, p. 163–173, 2006.

MAHAMOOD, R. M. et al. Characterizing the effect of laser power density on microstructure, microhardness, and surface finish of laser deposited titanium alloy. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, New York, v. 135, n. 6, 2013

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

MANONMANI, K., MURUGAN, N. and BUVANASEKARAN, G. Effects of process parameters on the bead geometry of laser beam butt welded stainless steel sheets, **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Tamilnadu, v. 32, pp. 1125-1133, 2007.

MARQUES, A. V. M. et al. Evaluation of the effect of plastic deformation on the microstructure, hardness and magnetic properties of AISI type 316L stainless steel. **Revista Materia**, v. 25, n. 2, p. 1–10, 2020. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=Acesso em: 1 set. 2020>

MELO, A. L. V. **Análise das propriedades de chapas de Ti astm grau 5(Ti6Al4V) soldadas por laser ND:YAG**. 2007. 118p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2007.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. Osasco: SENAI, 2001. p. 100.

MOHAMMED, A.M.; SHRIKRISHNA, K.A.; SATHIYA, P.; GOEL, S. The impact of heat input on the strength, toughness, microhardness, microstructure and corrosion aspects of friction welded duplex stainless steel joints, **Journal of Manufacturing Process**, Champaign, v. 18, p. 92–106, 2015.

MOLIAN, P.A. Solidification behaviour of laser welded stainless steel, **Journal of Materials Science Letters**, Iowa, v. 4, pp. 281-283, 1985.

MUKHERJEE, J. **Lasers In Metallurgy**, Proc. of the Metallurgical Society of AIME, Illinois, K. (Ed), p. 263-278, 1981.

MUNEKATA, R. M. **Soldagem em laminas finas de hastelloy c-276 por laser pulsado Nd:YAG**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2011.

OLSSON, C.-O.; LANDOLT, D. Passive films on stainless steels—chemistry, structure and growth. **Electrochimica acta**, Oxford, v. 48, n. 9, p. 1093–1104, 2003.

PADILHA A F, G. L. C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos**. São Paulo: Editora Hemus Ltda, 1994.

PECNER, D.; BERNSTEIN, I.N. **Hand Book of Stainless Steel**. Nova York: Mc-Graw Hill, 1997.

QUAN, Y.J., CHEN, Z.H., GONG, X.S., YU, Z.H., Effects of heat input on microstructure and tensile properties of laser welded magnesium alloy AZ31, **Materials Characterization**. Amsterdam, v. 59, p.1491-1497, 2008.

QUINTINO, L., COSTA, A, MIRANDA, R., YAPP, D. KUMAR, V., KONG, C. J. Welding with high power fiber lasers—a preliminary study. **Materials & Design**, London, v. 28, n. 4, p. 1231-1237, 2007.

REALUM Soluções em ligas de titânio e altas ligas. Disponível em: [//www.realum.com.br/realum/empresa.php](http://www.realum.com.br/realum/empresa.php). Acessado em 05/08/2020.

RENK, K. F. **Basics of laser physics**: for students of science and engineering. 2. ed. New York: Springer, 2012.

RIBOLLA, A.; DAMOULIS, G. L.; BATALHA, G. F. The use of nd: Yag laser weld for large scale volume assembly of automotive body in white. **Journal of materials processing technology**, Amsterdam, v. 164, p. 1120–1127, 2005

RIZVI, N.H.; Apte, P.; “Developments in laser micro-machining techniques”, **J. Materials Processing Technology**, Oxford, v.127, pp. 206-210, 2002.

SCHAEFFLER, A., “**Constitution diagram for stainless steel weld metal**”, Metal Progress, pp. 680 – 680B, 1949.

SHANKAR, V., Gill, T.P.S., MANNAN, S.L., SUNDARESAN, S., “**Solidification cracking in austenitic stainless steel welds**”, Sadhana, Índia, v. 28, parts – 3 and 4, pp. 359 – 382, June/August, 2003

SCHAWLOW, A.L.; TOWNES, C.H. Infrared and Optical Masers, **Physical Review**, v.112, p.6, 1958.

SILVA, A. L. C. e; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

SILVA, C. de O. **CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE SOLDA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L COM LASER PULSADO Nd:YAG**. 2017. Universidade Estadual Paulista (UNESP), 2017. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/150312>>. Acesso em: 1 set. 2020.

STAINLESS, A. O. **Handbook of stainless steel**. Avesta Resarch Centre, 2013.

SVENUNGSSON, J.; CHOQUET, I.; KAPLAN, A. F. Laser welding process—a review of keyhole welding modelling. **Physics procedia**, Amsterdam, v. 78, p. 182–191, 2015.

VENTRELLA, V. A.; BERRETTA, J. R.; W. ROSSI, Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils, **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne: Elsevier B.V. Sa, v. 210, n. 14, p. 1838-1843, 2010.

VITEK, J.M., DasGupta, A., David, S.A., “**Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification**”, Metallurgical Transactions A, pp. 1833 – 1841, 14A, 1983.

WEBER, M. J. **Handbook of lasers**. Florida: CRC press, 2019.

WU, S. K., ZHENG, K., ZO, J.L., JIANG,F., HAN, X.H. A study of the behavior and effects of nitrogen take-up from protective gas shielding in laser welding of stainless steel. **Journal of Manufacturing Processes**, Londres, v. 34, p. 477-485, 2018.

ZEEMANN, A. **Energia de soldagem**. Soldagem & Inspeção, São Paulo, p. 14-15, 1998.

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.

YAZAWA, Y. et al. Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by f1 1 1g recrystallization texture control. **JSAE review**, Tokyo, v. 24, n. 4, p. 483–488, 2003.