

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

PAULINO YOSHIKI NAKASHIMA

**APLICAÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L COMO METAL DE ADIÇÃO NA
SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205 COM LASER
PULSADO ND: YAG**

Ilha Solteira

2022

PAULINO YOSHIKI NAKASHIMA

**APLICAÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 316L COMO METAL DE ADIÇÃO NA
SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32205 COM 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

N163a Nakashima, Paulino Yoshiaki.
Aplicação de aço inoxidável AISI 316L como metal de adição na soldagem do
aço inoxidável duplex UNS S32205 com laser pulsado Nd: YAG / Paulino
Yoshiaki Nakashima . – Ilha Solteira: [s.n.], 2022
94 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 laser. 2. Nd:YAG. 3. Duplex. 4. UNS S32205. 5. AISI 316L.

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: Aplicação de aço inoxidável AISI 316L como metal de adição na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S32205 com laser pulsado Nd: YAG

AUTOR: PAULINO YOSHIKI NAKASHIMA

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

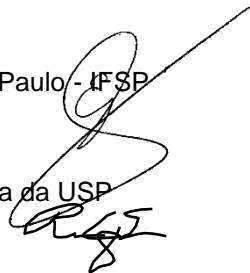
COORIENTADOR: GILLIAN DA SILVA CRESPO

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. ELI JORGE DA CRUZ JUNIOR (Participação Virtual)
Campus de Votuporanga / Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo - IFSP



Prof. Dr. RICARDO CURY IBRAHIM (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos / Escola Politécnica da USP



Ilha Solteira, 09 de junho de 2022

Dedico este trabalho a minha família, que me possibilitou mais essa conquista, exemplo de vida fundamental 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.

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 meu amigo da pós-graduação, Vitor Rolim pela colaboração dos ensaios de corrosão realizados no Laboratório Eletroquímico e de Corrosão da UNESP de Ilha Solteira.

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

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

“Há uma força mais Poderosa que o Vapor, a Eletricidade e a Energia Atômica, a VONTADE”

Albert Einstein

RESUMO

A indústria de óleo e gás enfrenta ambientes extremamente agressivos, o que exige a utilização de materiais com elevadas resistências à corrosão e tenacidade, propriedades essas normalmente encontradas em ligas especiais, como os aços inoxidáveis duplex e superduplex. Esses aços apresentam microestrutura balanceada, com frações volumétricas de aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita. Porém, ao serem soldados, devido à alta velocidade de resfriamento, associado a um elevado aporte térmico, a zona fundida resultante é predominantemente ferrítica. O processo a laser Nd: YAG representa uma boa alternativa para esses materiais, visto que oferece energia relativamente baixa, concentrada no cordão de solda, conseqüentemente em uma ZTA (Zona Termicamente Afetada) estreita. Embora esse processo apresente uma boa qualidade na soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex, ainda enfrentamos desbalanceamento das fases ferrita e austenita na zona fundida. O presente trabalho investigou a variação no balanceamento dessas fases na região de solda, por meio da adição de uma lâmina fina de aço inoxidável AISI 316L, na união de chapas finas de aço inoxidável duplex UNS S32205. Foram confeccionadas 4 amostras com diferentes espessuras para o metal de adição (0,050mm, 0,100mm, 0,200mm e 0,300mm). As amostras foram soldadas em juntas de topo, sem abertura de raiz, com laser Nd:YAG na condição pulsado. A análise de EDS na junta soldada apontou uma maior presença de Ni à medida em que houve aumento da espessura do metal de adição, com o Ni contribuindo em um aumento na formação de austenita. A amostra com 0,300mm de metal de adição foi a amostra que apresentou os melhores resultados, com uma boa formação do cordão, sem porosidades e trincas, fração volumétrica similar à encontrada no metal base com 51,9% de austenita e 48,1% de ferrita, menor variação de dureza, em relação ao metal base, maior resistência à corrosão no ensaio de corrosão por pites.

Palavras-chave: Soldagem laser. Nd:YAG. duplex. UNS S32205. AISI 316L.

ABSTRACT

The oil and gas industry faces extremely aggressive environments, which require the use of materials with high corrosion resistance and toughness, properties normally found in special alloys, such as duplex and superduplex stainless steels. These steels have a balanced microstructure, with volume fractions of approximately 50% ferrite and 50% austenite. However, when they are welded, due to the high cooling speed, associated with a high heat input, the resulting fused zone is predominantly ferritic. The Nd:YAG laser process represents a good alternative for these materials, as it offers relatively low energy, concentrated in the weld bead, consequently in a narrow HAZ (Thermally Affected Zone). Although this process presents a good quality in the welding of duplex and superduplex stainless steels, we still face unbalance of the ferrite and austenite phases in the fused zone. The present work investigated the variation in the balance of these phases in the weld region, through the addition of a thin blade of AISI 316L stainless steel, in the union of thin blades of duplex stainless steel UNS S32205. Four samples were made with different thicknesses for the filler metal (0.050mm, 0.100mm, 0.200mm and 0.300mm). The samples were welded in butt joints, without root opening, with Nd:YAG laser in pulsed condition. The EDS analysis in the welded joint showed a greater presence of Ni as the filler metal thickness increased, with Ni contributing to an increase in austenite formation. The sample with 0.300 mm of filler metal was the sample that presented the best results, with good bead formation, without porosities and cracks, volumetric fraction similar to that found in the base metal with 51.9% austenite and 48.1% of ferrite, less hardness variation, in relation to the base metal, greater corrosion resistance in the pitting corrosion test.

Keywords: Laser welding. Nd:YAG. duplex. UNS S32205. AISI 316L.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1	Representação do aço inoxidável e seu filme passivador.....	21
Figura 2	Produção Mundial de Aço Inoxidável (Milhões de toneladas)	24
Figura 3	Diagrama de Schaeffler – Delong.....	25
Figura 4	Morfologias da ferrita na Zona Fundida (ZF) para aços inoxidáveis austeníticos.....	29
Figura 5	Microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S32205.....	35
Figura 6	Precipitação de fases típicas que podem ocorrer em AID e AISD.....	37
Figura 7	Princípio de funcionamento na cavidade geradora do laser.....	41
Figura 8	Esquema de funcionamento de uma máquina de soldagem a laser Nd:YAG.....	42
Figura 9	Representação do processo de soldagem laser, ao longo do tempo, nos modos contínuo e pulsado.....	43
Figura 10	Representação das possíveis sobreposições do cordão de solda no modo pulsado.....	43
Figura 11	Esquema representativo da sobreposição de pulsos na soldagem a laser no modo pulsado.....	44
Figura 12	Representação esquemática da soldagem laser por condução.....	47
Figura 13	Esboço do feixe de laser, <i>keyhole</i> e solidificação.....	48
Figura 14	Representação esquemática do fenômeno de corrosão por pite....	50
Figura 15	Resistência a corrosão por pites de algumas ligas inoxidáveis.....	52
Figura 16	Ep intersecção das retas antes e após o aumento da densidade de corrente.....	53
Figura 17	Representação esquemática do arranjo experimental entre o MB e o metal de adição para o processo de soldagem laser realizado.	54
Figura 18	Máquina de soldagem a laser.....	55
Figura 19	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.....	57

Figura 20	Estereomicroscópio Zeiss modelo Discovery V8 acoplado a câmara Axiocam ERC5S.....	58
Figura 21	Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV (ZEISS, mod. EVO LS15)	59
Figura 22	Representação esquemática para o procedimento de análise de EDS no cordão de solda.....	60
Figura 23	Micrografia binarizada pelo Software livre ImageJ para a amostra L 300 (Esquerda) Microscopia e (direita) Análise de fase imageJ...	61
Figura 24	Microdurômetro Buehler MicroMet 5114.....	61
Figura 25	Esquema representativo das medições de microdureza Vickers realizadas nas juntas soldadas (metais de solda e ZTA)	62
Figura 26	Potenciostato marca Voltalab PGZ 402.....	62
Figura 27	Interior da gaiola de Faraday.....	63
Figura 28	Geometria dos cordões de solda, zoom de 100x. Amostras: (a) L 0 amostras autógena de referência; (b) L 50; (c) L 100; (d) L 200 (e) L 300.....	65
Figura 29	Comparação das regiões de transição entre MB e metal de solda para as amostras com metal de adição: (a) L 50; (b) L 100; (c) L 200 e (d) L 300 Ampliação de 500x.....	66
Figura 30	Comparação das regiões de transição entre MB e metal de solda para as amostras com metal de adição: (a) L 50; (b) L 100; (c) L 200 e (d) L 300. Ampliação de 1500x.....	67
Figura 31	Microscopia para a amostra L 50. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 1500x.....	68
Figura 32	Microscopia para a amostra L 100. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 1500x.....	69
Figura 33	Microscopia para a amostra L 200. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 1500x.....	69
Figura 34	Microscopia para a amostra L 300. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação	

	de 1500x.....	70
Figura 35	Comparação das regiões de transição entre MB e metal de solda para as amostras com metal de adição: (a) L 50; (b) L 100; (c) L 200 e (d) L 300. Ampliação de 3000x.....	71
Figura 36	Microscopia para a amostra L 300. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 3000x.....	72
Figura 37	Análise de EDS da amostra L 50.....	73
Figura 38	Análise de EDS da amostra L 100.....	74
Figura 39	Análise de EDS da amostra L 200.....	75
Figura 40	Análise de EDS da amostra L 300.....	76
Figura 41	Representação gráfica entre espessura das amostras e a composição química dos elementos (Ni, Cr, Mo e Fe)	77
Figura 42	Micrografias binarizadas no cálculo do balanço volumétrico de fases austenita e ferrita, para cada espessura de lâmina de metal de adição empregada.....	79
Figura 43	Gráfico da fração volumétrica de austenita e ferrita para cada uma das amostras.....	81
Figura 44	Gráfico de perfil de microdureza Vickers na zona fundida a (Esquerda) Plano Horizontal (PH) e a (Direita) plano Vertical (PV).	82
Figura 45	Curva de Potencial de Circuito Aberto (PCA).....	86
Figura 46	Curva de Polarização Linear.....	87
Figura 47	Curva de Polarização Potenciodinâmica.....	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição Química do Aço austenítico AISI 316.....	26
Tabela 2	Propriedades Mecânicas do Aço AISI 316L.....	28
Tabela 3	Propriedades mecânicas do aço duplex UNS S32205.....	38
Tabela 4	Tipos e características de processos de soldagem a laser.....	45
Tabela 5	Tabela de corrosão por pites de algumas ligas.....	51
Tabela 6	Composição química do AID UNS S32205 (% peso)	54
Tabela 7	Composição química do aço inoxidável AISI 316L (% peso)	55
Tabela 8	Características da fonte laser pulsada Nd: YAG UW 150.....	56
Tabela 9	Parâmetros utilizados no processo de soldagem.....	56
Tabela 10	Descrição das amostras.....	57
Tabela 11	Composição química dos aços (% em peso)	72
Tabela 12	EDS valores médios da amostra L 50.....	73
Tabela 13	EDS valores médios da amostra L 100.....	74
Tabela 14	EDS valores médios da amostra L 200.....	75
Tabela 15	EDS valores médios da amostra L 300.....	76
Tabela 16	Fração volumétrica de austenita – ferrita.....	80
Tabela 17	Análise ANOVA para a variação volumétrica de fases, austenita e ferrita, para cada uma das amostras.....	80
Tabela 18	Resultados do ensaio de Microdureza Vickers.....	83
Tabela 19	ANOVA microdureza das amostras no metal de solda (PH).....	84
Tabela 20	ANOVA microdureza das amostras no metal de solda (PV).....	84
Tabela 21	Resultados das médias Teste de TUKEY.....	84
Tabela 22	Parâmetros eletroquímico das amostras.....	88

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABINOX	Associação Brasileira do Aço Inoxidável
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AID	Aço Inoxidável Duplex
AISD	Aço Inoxidável Superduplex
AISI	<i>Iron and Steel Institute</i>
AOD	<i>Argon-Oxygen Decarburization</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
Creq	Cromo equivalente
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
ISSF	<i>International Stainless Steel Forum</i>
MB	Metal Base
Nd:YAG	<i>Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet</i>
Nieq	Níquel equivalente
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	Austenita
δ	Ferrita
ϵ	Fase épsilon
μ	Mi
σ	Fase sigma
χ	Fase chi
B	Boro
B-	Ânion Brometo
C	Carbono
°C	Graus celsius
Cl-	Ânion cloreto
Co	Cobalto
CO ₂	Gás Carbônico
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
Hz	Hertz
I-	Ânion Iodeto
J	Joule
mm	Milímetro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
P	Fósforo
s	Segundo
S	Enxofre
Si	Silício
Ti	Titânio
W	Watt

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	OBJETIVOS	18
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS.....	19
3.1.1	Histórico dos aços inoxidáveis	20
3.1.2	Relação entre a composição química e a microestrutura.....	22
3.1.3	Famílias de aços inoxidáveis	23
3.1.4	Aços inoxidáveis austeníticos.....	24
3.1.4.1	Aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	25
3.1.4.2	Microestrutura da zona fundida e corrosão	26
3.1.5	Aços inoxidáveis ferríticos, martensíticos e PH.....	31
3.1.6	Aços inoxidáveis duplex.....	32
3.1.6.1	Composição química	33
3.1.6.2	Características mecânicas.....	35
3.1.6.3	Metalurgia dos aços inoxidáveis duplex	36
3.2	LASER.....	37
3.2.1	Breve histórico do laser	37
3.2.2	Funcionamento do laser	38
3.3	FUNDAMENTOS DA SOLDAGEM LASER	39
3.3.1	Diferença entre laser contínuo e pulsado	40
3.3.2	Soldagem a laser Nd: YAG	43
3.3.3	Condições de soldagem a laser	44
3.4	CORROSÃO.....	46
3.4.1	Corrosão nos aços inoxidáveis.....	46
3.4.2	Corrosão por Pites	47
3.4.3	Potencial de circuito aberto.....	50

3.4.4	Polarização potenciodinâmica	50
3.4.5	Potencial de pite	51
4	MATERIAIS E MÉTODOS	52
4.1	MATERIAIS UTILIZADOS	52
4.2	SOLDAGEM	53
4.3	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	55
4.4	CARACTERIZAÇÃO MACROGRÁFICA E MICROGRÁFICA	56
4.5	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS	59
4.6	ENSAIO DE CORROSÃO	60
4.7	ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS	62
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	63
5.1	ANÁLISE MACROGRÁFICA	63
5.2	ANÁLISE MICROGRÁFICA	64
5.2.1	Análise química - EDS	70
5.3	BALANÇO VOLUMÉTRICO DE FASES	76
5.4	MICRODUREZA VICKERS	80
5.5	CORROSÃO	83
6	CONCLUSÕES	88
6.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	89
	REFERÊNCIAS	90

1 INTRODUÇÃO

No Brasil, o uso de aço inoxidável na indústria de óleo e gás vem crescendo nos últimos anos com a descoberta de novos campos com maiores concentrações de contaminantes, que estão dentro de uma nova fronteira tecnológica de produção, conhecida como Pré-sal. Alguns campos de petróleo no Brasil apresentam elevada acidez naftênica, o que resulta na consequência de que, devido ao refino em alta temperatura, as frações de petróleo apresentem acidez que, associada à velocidade, acaba por provocar corrosão acelerada de fornos e outros equipamentos (ABINOX, 2020).

A utilização de aços inoxidáveis pode mitigar este tipo de problema, pois, são materiais que combinam excelente resistência mecânica, levando em conta os esforços aos quais serão submetidos, juntamente a uma alta resistência à corrosão. Assim, foram introduzidos os aços inoxidáveis duplex (AID), que aliam altos níveis de tenacidade com um elevado nível de resistência à corrosão.

A família dos AID se mostrou amplamente adequada para o trabalho *offshore* (trabalho em alto mar) e, consegue garantir suas propriedades, por possuírem uma microestrutura bifásica composta por uma matriz ferrítica populada por ilhas de austenita, com aproximadamente 50% de cada fase, em fração volumétrica. Assim, essa família de aços consegue unir características de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, apresentando propriedades superiores aos aços inoxidáveis convencionais.

Os processos convencionais de soldagem semiautomáticos, ou totalmente automatizados, como GTAW (sigla em inglês para *Gas Tungsten Arc Welding*), GMAW (sigla em inglês para *Gas Metal Arc Welding*), são os processos mais utilizados na manufatura e soldagem de aços inoxidáveis, embora, possuam muitas deficiências, como baixa eficiência de soldagem e alta deformação térmica (WU et. al., 2018).

Com o surgimento de novas tecnologias, como o desenvolvimento do processo de soldagem a laser, amplamente utilizado por fornecer uma área de soldagem consideravelmente estreita e, conseqüentemente, uma ZTA também muito restrita, conservando boa parte do MB (metal base), o uso do laser na indústria moderna vem crescendo rapidamente, tendo como destaque suas propriedades de coerência espacial e de alta radiança da luz, propriedades tidas como as bases de

suas vantagens sobre métodos tradicionais de soldagem, quando do processamento de materiais (GILNER, A. et al., 2005). Entre as vantagens da soldagem a laser estão a alta velocidade de soldagem, facilidade de automatização, baixo calor de entrada e pequena ZTA. (BOLUT et al., 2016)

A estreita área de focalização do feixe do laser produz baixo aquecimento de entrada no cordão de solda que, por conseguinte, cria uma ZTA diminuta, inclusive menor que no processo TIG. (QUINTINO et al., 2007). Devido a isso, a soldagem a laser é viável para AID e aços inoxidáveis superduplex (AISD), pois os precipitados - fases sigma (σ), chi (χ), e épsilon (ϵ) - podem ser evitados.

Entretanto, quando soldados, há um desequilíbrio dessas fases no metal de solda o que, acarreta no comprometimento de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. O maior desafio é a manutenção do balanceamento de fases dos AID e AISD após a soldagem (SIVAKUMAR, SARAVANAN, RAGHUKANDAN, 2017). Considerando a elevada taxa de resfriamento nos processos de soldagem, tanto na ZF (zona fundida), quanto na ZTA, é esperado haver uma maior quantidade de ferrita nessas regiões. (MIRAKHORLI, GHAINI, TORKAMANY, 2012).

A resolução do problema de desbalanceamento de fases pode ser obtida por meio da utilização, como metal de adição, de materiais que contenham elementos estabilizadores de fases (gamagênicos).

O presente trabalho investigou a adição do aço inoxidável austenítico AISI 316L, em forma de lâminas finas, como metal de adição na união, por meio de soldagem a laser, de chapas finas de AID UNS S32205. A escolha do aço inoxidável austenítico AISI 316L ocorreu devido ao fato de essa liga metálica possuir altos valores Ni (elemento gamagênico) em sua composição, responsável pela formação e estabilização da austenita, e que pode reduzir o desbalanceamento de fases nos AID, quando do uso da soldagem a laser nesses materiais.

2 OBJETIVOS

Partindo da importância da estabilização do balanço de fases em juntas soldadas nos AID para a manutenção de suas propriedades de corrosão e tenacidade, o estudo desenvolvido investigou a adição de uma lâmina fina de aço inoxidável austenítico AISI 316L, como metal de adição, na união por soldagem a laser, de chapas finas de AID UNS S32205. O objetivo principal foi a obtenção de um metal de solda, através da soldagem com laser pulsado Nd: YAG, com balanço de fases entre ferrita e austenita, próximo a 50%, similar ao balanço encontrado no MB.

Os objetivos específicos do trabalho englobaram:

- Análise macrográfica do metal de solda, da ZTA, além do MB localizado no entorno do cordão de solda, analisando-se a ocorrência de defeitos, tais como poros e trincas;
- Caracterização microestrutural, das microestruturas presentes no metal de solda e na ZTA;
- Análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) da variação de elementos de liga no metal de solda, em comparação ao balanço desses elementos no MB;
- Averiguação quantitativa do balanceamento volumétrico de fases austenita e ferrita no metal de solda e, correlacionamento dos resultados aos resultados obtidos na análise de EDS;
- Análise da variação de dureza ao longo dos sentidos vertical e horizontal do metal de solda;
- Análise da resistência à corrosão por pites do metal de solda;

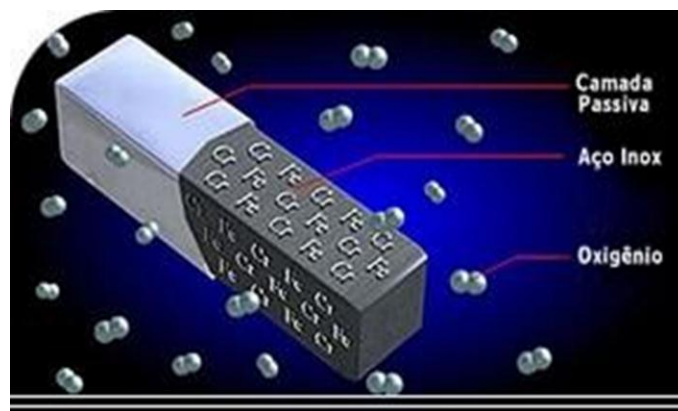
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são materiais compostos basicamente de ferro (Fe) e cromo, esses elementos e os demais, exceto ouro e platina (Pt), reagem com facilidade na presença do meio ambiente. Assim, define-se aço inoxidável como aços que contêm no mínimo cerca de 10,5% de cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A diferença entre os metais nobres (ouro e platina) e os aços inoxidáveis é que este último formam um filme de óxido rico em cromo como representado na Figura 1. Em geral os aços inoxidáveis apresentam boa resistência à corrosão em meio oxidante, entretanto, os meios redutores não permitem a formação do filme de proteção e assim os corroem (DILLON, 1995).

Figura 1. Representação do aço inoxidável e seu filme passivador.



Fonte: ABINOX (2020).

A grande vantagem dos aços inoxidáveis reside no fato da camada passiva ser um revestimento natural de caráter auto regenerativo, isto é, quando a superfície de um aço inoxidável é danificada por um risco ou arranhão, na presença de O, a mesma se refaz.

3.1.1 Histórico dos aços inoxidáveis

Aços Inoxidáveis são uma classe de materiais que surgiu no início do século XX quase que simultaneamente em vários países, tais como, Alemanha (1912), Inglaterra (1913), Estados Unidos (1915) e França (1917). O efeito do Cr nos aços carbono vinha sendo estudado por diversos grupos no início do século passado.

Em 1892 Robert A Hadfield, criou uma liga contendo 9,18% de Cr. Por testar em ambientes com ácido sulfúrico, o material dissolveu-se, então ele considerou que o material não era resistente à corrosão e abandonou a pesquisa (STAINLESS, 2013). Segundo outros relatos históricos, sete homens que não se conheciam e, que moravam em locais diferentes, descobriram o aço inoxidável entre os anos de 1905 e 1912. Entretanto, tinham dificuldade tanto em relação ao preço do material, quanto no processo de fabricação, pois o Cr acaba retirando a escória durante o processo de fundição (STAINLESS, 2013).

Em 1911, Monnartz publicou um artigo o qual apontava que ligas de Fe-Cr apresentavam resistência considerável à corrosão em alguns ambientes (STAINLESS, 2013). Embora repleto de controvérsias, o marco do surgimento dos aços inoxidáveis é credenciado, maneira bem peculiar, ao ano de 1912, quando o cientista inglês Harry Brearley, notou que suas experiências, com ligas contendo 12,8%Cr e 0,24% C, se caracterizavam pela dificuldade de ataque antes da observação microscópica.

Brearley, nascido em família simples na cidade de Sheffield – Inglaterra, no ano de 1871, estudava possíveis estequiometrias que pudessem levar os aços a resistirem à erosão. O apelido dado por Brearley para a liga, “*stainless steel*” (aço que não mancha), acabou se tornando o nome eternizado desta família de aços. O pesquisador inglês, que de forma modesta sempre declarou que não tinha como objetivo descobrir uma liga resistente à corrosão, jamais poderia imaginar que sua experiência geraria, décadas depois, um impacto tão grande na economia mundial e no próprio desenvolvimento da humanidade.

Embora o início da produção industrial dos aços inoxidáveis tenha se dado através da empresa alemã Krupp no ano de 1914, a produção e o consumo deste material permaneceram incipientes por décadas. As sérias dificuldades da manutenção dos elementos de liga durante a produção dos mesmos foi o principal motivo de sua inicial estagnação. A partir do pós-guerra, os aços inoxidáveis se

desenvolveram como conhecidos atualmente, sendo responsáveis pelo avanço e desenvolvimento das indústrias química, petroquímica, farmacêutica, nuclear, dentre outras.

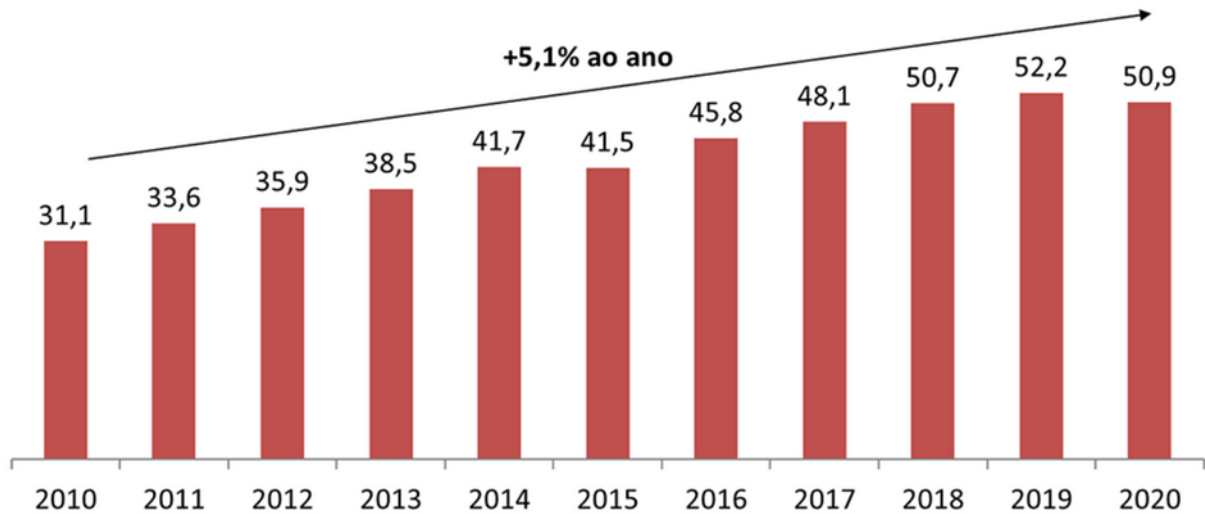
A primeira referência aos AID foi em 1927 quando Bain e Griffith relataram o resultado de coexistência das fases ferrítica e austenítica (ALVAREZ- ARMAS, 2008). O AID foi desenvolvido pela primeira vez em 1930 na empresa suíça Avesta com duas propriedades em destaque: resistência ao calor e aos meios ácidos. Essa liga, porém, não apresentava soldabilidade, visto que se formava grande quantidade de ferrita na ZTA. Essa propriedade foi melhorada com a adição de Ni. A prova concreta deste fato foi que a produção mundial de aços inoxidáveis registrada em 1934, da ordem de 56.000 toneladas, atingiu em 1953, a marca de um milhão de toneladas

Ainda assim, tecnicamente haviam barreiras para a produção dos inoxidáveis, principalmente no que se referiam as práticas de aciaria. A importante expansão no consumo dos aços inoxidáveis no mundo, superior, por exemplo, às demais classe de aços-carbono, está possivelmente ligada às campanhas mundiais de incentivo a estes materiais valorizando seu apelo estético, asséptico, durabilidade, nobreza, resistência a ataques e, mais recentemente, apelos ecológicos ligados à sua reciclabilidade.

Tal conjunto de fatores levou os aços inoxidáveis a gradativamente, durante o século passado, substituir diversos outros materiais, de diferentes naturezas, tais como materiais poliméricos, cerâmicos e mesmo, outros materiais metálicos, principalmente no caso dos aços carbono, atacados diretamente pelos aços inoxidáveis até os dias de hoje.

Na década de 60, com o desenvolvimento do conversor AOD (sigla em inglês para *Argon Oxygen Descarburization*), realizado pela *Union Carbide*, os processos se tornaram cada vez mais refinados e as ligas inoxidáveis passaram a apresentar propriedades otimizadas. Com isso, iniciou-se uma fase de diminuição dos custos de produção e, ao mesmo tempo, campanhas de utilização invocando as vantagens conhecidas desses materiais. Consumo e produção continuaram a crescer de forma incontestável, como mostrado na Figura 2.

Figura 2. Produção Mundial de Aço Inoxidável (Milhões de toneladas).



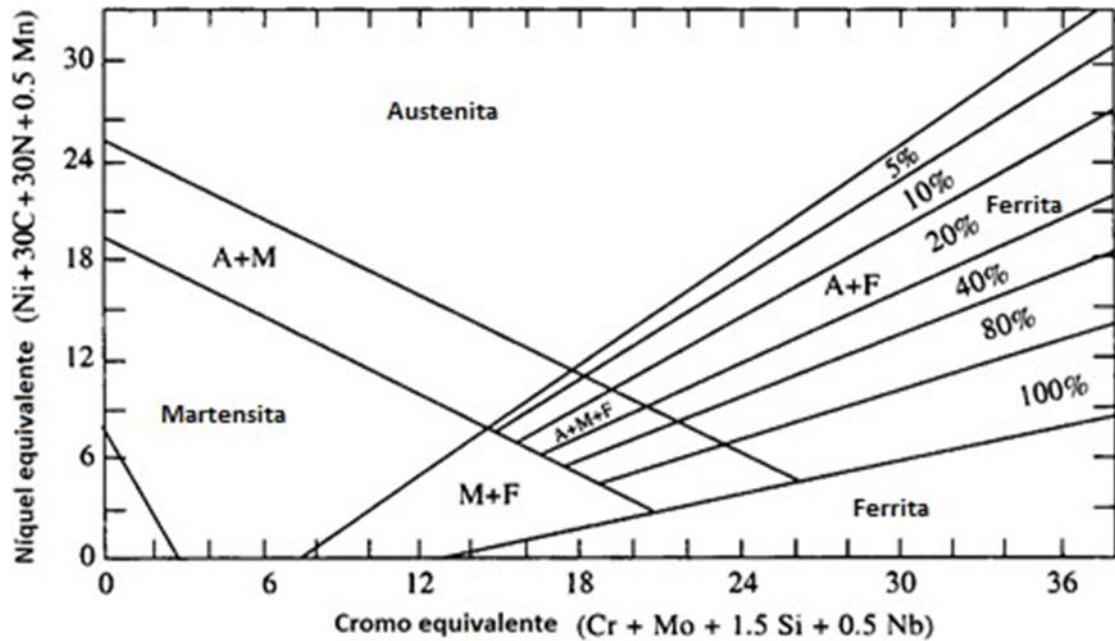
Fonte: ABINOX (2020).

Os aços inoxidáveis não apenas alavancaram o desenvolvimento das indústrias de processos químicos, petroquímicos, sucroalcoleiras e alimentícias, como também contribuíram para o aumento da longevidade humana. Claramente, o surgimento dos aços inoxidáveis contribuiu para a geração de riquezas, para o incremento da qualidade de vida e saúde, para um melhor aproveitamento dos recursos, credenciando assim esse material como um dos grandes desenvolvimentos do século passado. Melhor ainda, trata-se de um mercado extremamente em franca expansão.

3.1.2 Relação entre a composição química e a microestrutura

A microestrutura dos aços inoxidáveis está intimamente relacionada à sua composição química. De modo prático, utilizam-se os diagramas de Delong e de Schaffler. Embora ambos tenham sido desenvolvidos para prever o teor de ferrita em metal depositado por solda e aços fundidos, eles também apresentam informação útil aos materiais laminados e forjados (KOTECKI; SIEWERT, 1992). Os elementos estabilizadores de estruturas ferríticas são calculados através da fórmula de Cr_{eq} (cromo equivalente), localizada na abscissa do diagrama presente na Figura 3. Os elementos que favorecem a formação de estruturas austeníticas são calculados através da fórmula de Ni_{eq} , localizada na ordenada do diagrama presente na Figura 3.

Figura 3. Diagrama de Schaeffler – Delong.



Fonte: Adaptado de KHATAK (2002).

3.1.3 Famílias de aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis podem ser designados pelas siglas AISI e UNS. A nomenclatura AISI é a mais antiga e a mais utilizada. Entretanto, a sigla UNS se encontra presente em um maior número de aços, estando incorporada também, inclusive, nos últimos materiais desenvolvidos. Em virtude da multiplicidade de composições químicas e, das características microestruturais (estruturas cristalinas) que estes lhe conferem, após o resfriamento e, em função do teor de Cr e do Ni, (OLSSON; LANDOLT, 2003). Os aços inoxidáveis foram divididos nas seguintes famílias:

- Aços inoxidáveis austeníticos
- Aços inoxidáveis ferríticos
- Aços inoxidáveis martensíticos
- Aços inoxidáveis PH (endurecíveis por precipitação)
- Aços inoxidáveis duplex

3.1.4 Aços inoxidáveis austeníticos

A família de aços inoxidáveis austeníticos recebe esse nome em homenagem a Sir. William Chandler Roberts-Austen. Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais importantes e mais consumidos dentre as famílias de inoxidáveis apresentadas. Sua composição química, além de Fe-C-Cr, apresenta alta porcentagem de Ni, variando de 8 a 20 %. O aço inoxidável austenítico mais comum e empregado no mundo é o AISI 304, conhecido também como 18/8, em referência à sua composição, detentora de 18% de Cr e 8% de Ni (OLSSON; LANDOLT, 2003). A adição de Mo (cerca de 2%) transforma-o em AISI 316, um material mais resistente à corrosão por pite e por frestas. Na Tabela 1 temos a composição química do aço AISI 316.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço AISI 316.

	C	Cr	Fe	Mn	Mo	Ni	Si
Min.	0	16	61,2	0	2	10	0
Máx.	0,08	18	72	2	3	14	1

Fonte: Empresa Dustre.

Essa classe de aços inoxidáveis possui como propriedades:

- Tenacidade e ductilidade superiores à da maioria dos aços, o que, também se traduz em boa resistência à cavitação. Devido a 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; (ZEEMAN, 1998);
- 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.

- Apresenta boa soldabilidade, com ausência de transformação martensítica durante a soldagem o que aliada à sua boa tenacidade, implica em insensibilidade à fissuração por hidrogênio;
- Ausência de propriedades magnéticas;

3.1.4.1 Aço inoxidável austenítico AISI 316L

Dentro da classe de aços inoxidáveis austeníticos, destaca-se o austenítico AISI 316L, similar ao austenítico 316, cujo significado da letra “L”, em inglês *Low*, refere-se ao baixo teor de C, contando com composição semelhante nos demais componentes, em relação ao AISI 316. Possui presença em todas as indústrias de processo, como química, petroquímica, papel e celulose, farmacêutica, têxtil, nuclear, automobilística e alimentícia. Em meio à mesma família de aços austeníticos da série 3XX, o 316L destaca-se não só por sua excelente resistência à corrosão, mesmo em meios ácidos, devido à presença de Cr, Ni e Mo em sua composição, como por sua superior soldabilidade, alcançada pelo seu baixo teor de C, contando com o máximo de 0,03% C em massa.

. Esse aço consegue ainda apresentar valores superiores de tenacidade, conformabilidade e, resistência mecânica, quando comparado com os demais (MARQUES et al., 2020).

Além de todas essas características, esse aço conta também com um comportamento metaestável, ou seja, capacidade de formar martensita em sua microestrutura, após passar por deformação plástica, tornando o material ferromagnético. Desta forma, para trabalhos à frio é possível elevar seu limite de resistência e sua dureza através do encruamento sofrido pelo material, resultando, entretanto, na diminuição de sua resistência à corrosão, o que pode limitar sua aplicabilidade.

Uma das vantagens deste aço é sua capacidade de barrar o fenômeno de sensitização, o que se atribui ao baixo teor de C presente em sua liga, o que acarretará que, durante seu resfriamento, não haverá a precipitação de carbonetos de Cr nos contornos de grão, por não haver C disponível suficiente, o que previne a diminuição de Cr no material, permitindo-o manter sua resistência à corrosão, mesmo após soldado ou submetido à temperaturas elevadas, seguidas de resfriamento rápido (ISHIDA, 2009).

O baixo teor de C neste aço garante ainda maior resistência à corrosão intercrystalina, o que melhora suas propriedades mecânicas e soldabilidade, podendo ser utilizado em peças expostas à águas salinas, como válvulas, tanques, evaporadores e condensadores, sendo possível ainda utiliza-lo para estocagem de produtos químicos, orgânicos ou, em revestimentos de fornos que alcançam altas temperaturas (SILVA, 2017). Na Tabela 2 são apresentadas algumas propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 316L.

Tabela 2. Propriedades Mecânicas do Aço AISI 316L.

Medida	Mín.	Máx.
Módulo de elasticidade (Gpa)	195	205
Tensão de Escoamento (Mpa)	220	270
Tensão Máxima (Mpa)	510	650
Alongamento (%)	30	50
Tensão de compressão (Mpa)	210	320
Módulo de Flexão (Gpa)	195	205
Tensão de Flexão (Mpa)	210	320
Dureza Vickers (Hv)	175	215

Fonte: Empresa Dustre.

3.1.4.2 Microestrutura da zona fundida e corrosão

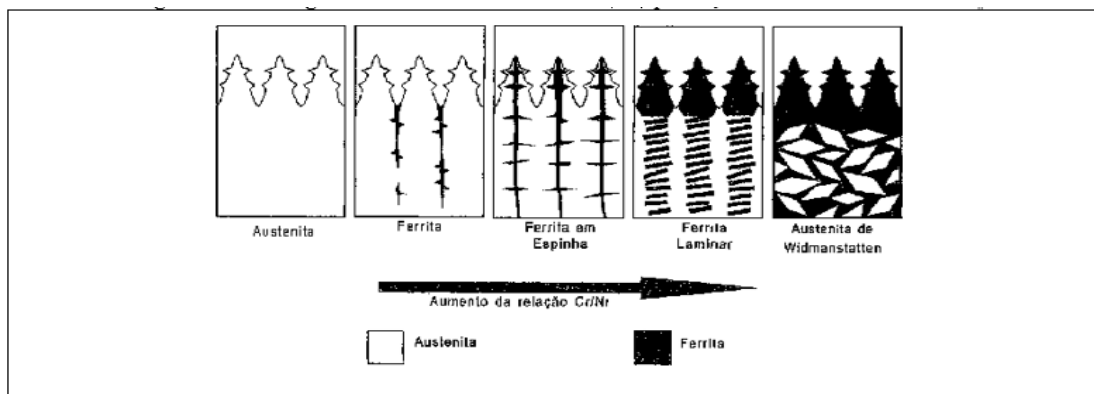
A microestrutura final da ZF (Zona Fundida) de um aço inoxidável austenítico dependerá da forma de solidificação do aço e das transformações subsequentes no estado sólido. Esta microestrutura pode ser classificada de acordo com a morfologia da ferrita. As principais microestruturas encontradas para valores crescentes da relação Cr/Ni são:

- Austenita - Este tipo de microestrutura resulta da solidificação direta para austenita, sem formação de ferrita- δ ;
- Austenita + Ferrita – Resulta da solidificação em austenita primária com formação de ferrita localizada em contornos de grão ou de dendritas de austenita;
- Austenita + Ferrita em Espinha ou Vermicular – Resulta da

solidificação em ferrita primária, com formação de austenita tanto nas etapas finais desta como no estado sólido. A ferrita remanescente se localiza ao longo do centro das dendritas de austenita. Esta costuma ser a morfologia mais encontrada em soldas de aço inoxidável austenítico;

- Austenita + Ferrita Laminar ou Rendilhada – Resulta da solidificação em ferrita primária com a transformação desta em austenita ao seu final, principalmente no estado sólido.
- Ferrita + Austenita de Widmanstätten – Neste caso, a solidificação ocorre somente com a formação de ferrita. A austenita é formada na matriz de ferrita já completamente solidificada, nucleando nos contornos de grão de ferrita e crescendo como placas para o interior dos grãos. A Figura 4 apresenta as estruturas anteriormente citadas.

Figura 4. Morfologias da ferrita na Zona Fundida (ZF) para aços inoxidáveis austeníticos.



Fonte: (MODENESI, 2001).

Para a maioria das aplicações a ferrita- δ , quando presente em teores não muito elevados, é um constituinte benéfico para a ZF, pois tende a atrair elementos formadores de inclusões tais como o P e S, reduzindo a tendência ao desenvolvimento de trincas a quente. Por outro lado, a quantidade de ferrita- δ deve ser controlada em aplicações em que a junta soldada necessita de uma ótima resistência à corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual (a ferrita- δ por ser uma fase ferromagnética pode ser magnetizada enquanto a austenita não). A quantidade de ferrita na microestrutura também deve ser controlada a fim de se

evitar o trincamento a frio assistido pelo hidrogênio, já que este elemento possui uma elevada difusibilidade na ferrita.

Quando um inox austenítico comum é exposto a temperaturas que variam na faixa de 425 a 870°C ocorre a precipitação de carbonetos e nitretos de Cr nos contornos de grão, fazendo com que o teor de Cr das regiões adjacentes aos contornos caia de tal modo a facilitar o processo corrosivo. A intensidade da sensitização varia com a composição química, tempo de exposição, faixa de temperatura e taxa de resfriamento. Assim, um tempo de poucos segundos a uma temperatura intermediária dentro da faixa de temperatura de sensitização, 650°C, por exemplo, pode ser mais danoso do que muitos minutos a 425°C ou a 870°C.

Por ser extremamente prejudicial contra a resistência à corrosão dos inoxidáveis austeníticos surgiu a necessidade do desenvolvimento de alguns métodos de controle do processo de sensitização, entre eles:

- Tratamento térmico pós-soldagem de solubilização, o qual tem como objetivo recolocar o Carbono e o Cr contido nos carbonetos novamente em solução e assim restaurar a resistência à corrosão da liga. Este tratamento é feito através da permanência do material a temperaturas de, aproximadamente, 1040°C. É válido lembrar que a esta temperatura o aço inox deve estar bem protegido contra a oxidação em decorrência da elevada reatividade com o ar atmosférico. Adicionalmente, peças de grande espessura devem ser adequadamente suportadas para evitar distorções e seu resfriamento em água não é aconselhável;
- Utilização de aço inox austenítico de extra-baixo teor de carbono (0,03% $C_{máx}$) os quais são resistentes à precipitação de carbonetos de Cr na faixa de temperatura de sensitização em virtude de seu baixo teor de Carbono;
- Utilização de aço inox austenítico estabilizado a base de Nb + Ta ou Ti. Por possuírem uma maior afinidade química que a do Cr pelo C estes elementos possibilitam a formação de carbonetos preferenciais os quais precipitam quando a faixa de temperatura de sensitização é atingida, deixando em solução o Cr, que atuará no combate à corrosão.

Por se tratarem de materiais de alta liga, o procedimento de soldagem pode provocar a precipitação de certos elementos químicos, os quais também são responsáveis pela resistência ao desgaste ou a elevadas temperaturas, devido à exposição de certas áreas da junta a determinadas faixas de temperatura.

Aços resistentes ao desgaste possuem uma estrutura austenítica a temperatura ambiente, de modo que ao sofrerem trabalho mecânico a estrutura austenítica encrua e aumenta sua resistência e dureza. Ao se realizar a soldagem deste tipo de aço, certas regiões da junta podem ser submetidas a faixas de temperaturas que favoreçam a precipitação de elementos estabilizantes da austenita, o que pode levar ao aparecimento de martensita na microestrutura, que por ser muito frágil pode ser arrancada facilmente durante o serviço. Desse modo, recomenda-se realizar a soldagem com processos de alta intensidade e baixo aporte de calor a fim de se evitar o aquecimento de certas regiões da junta a temperaturas que possibilitem a precipitação.

No caso de aços resistentes a elevadas temperaturas, elevados percentuais de C e Cr são adicionados com o intuito de conferir resistência à fluência e à corrosão. O principal problema consiste em se realizar soldagem de manutenção em equipamentos que já sofreram algum tipo de aquecimento em serviço, pois pode ter ocorrido a precipitação de fases como do tipo δ , que elevam muito a dureza e resistência do aço, de modo que o risco de aparecimento de trincas durante e após a soldagem seja eminente. Outro grave problema de soldabilidade característico dos aços inoxidáveis austeníticos são as trincas a quente.

De acordo com Zeemann (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- δ 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 insuficiente para causar uma redução efetiva na resistência à corrosão. Em virtude dos problemas de soldabilidade apresentados pelos aços inoxidáveis austeníticos é recomendado que na soldagem destas ligas se evite os seguintes procedimentos:

- Pré-aquecimento do material, o qual pode aumentar a precipitação de carbonetos, causarem deformação dimensional e elevar a tendência ao trincamento a quente;
- Selecionar consumíveis que não evitem trincamento a quente
- Soldagem com elevada restrição da junta, onde, tal procedimento pode ocasionar tanto um aumento no tamanho do grão próximo a ZTA, levando a uma queda de tenacidade, quanto maiores deformações plásticas na peça decorrentes de gradientes térmicos;
- Utilização de moderados a altos aportes térmicos;
- Utilização de processos de soldagem de baixa intensidade térmica;
- Resfriamento lento ou pós-aquecimento da junta;
- Soldar a junta sem refrigeração;
- Realização de tratamentos térmicos pós-soldagem dentro da faixa de sensibilização do material;
- Soldar um inoxidável resistente ao calor que já foi submetido a serviço a quente.

É desejável que na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos sejam utilizados metais de adição similares com um teor de elementos de liga tal que promova a presença de uma quantidade de ferrita na microestrutura de, aproximadamente, 4% na condição como soldado.

O uso de argônio 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.

3.1.5 Aços inoxidáveis ferríticos, martensíticos e PH

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam em sua composição química, basicamente, baixos teores de C, com Cr superior a 11% e poucos elementos de liga adicionais.

Como resultado essas ligas, possuem baixa resistência ao impacto, além de apresentarem cordões de solda frágeis e com baixa resistência à corrosão. Na soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos nos deparamos com o crescimento de grão na ZTA, além de precipitação de carbonetos de Cr nos contornos de grão, o que compromete sua tenacidade e resistência à corrosão, uma vez que a união do Cr ao C na formação dos carbonetos conduz à diminuição do teor de Cr no restante do material, em um fenômeno chamado sensitização.

Como sua composição apresenta menor teor de C e quase nenhum Ni, possui menor custo que os demais aços inoxidáveis, possuindo uma grande faixa de utilização. Possuem ainda propriedades ferromagnéticas, elevada resistência ao impacto e boa conformabilidade, sendo utilizados na produção de cubas, eletrodomésticos e utensílios diversos, podendo ainda ser usado em altas temperaturas (SILVA; MEI, 1988), em sistemas de exaustão em aplicações automotivas (YAZAWA et al., 2003).

Os aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente ligas Fe-Cr-C, e compõem a família de aços inoxidáveis com maior teor de C em sua composição, quando comparado com os demais aços inoxidáveis. Sua elevada concentração de C permite que sua estrutura, inicialmente ferrítica, se transforme em austenita em altas temperaturas, resultando na transformação da austenita em martensita após o res-

friamento, o que lhes garante elevada resistência mecânica, dureza e, conseqüentemente, fragilidade, o que o torna um dos poucos aços inoxidáveis passíveis de tratamento térmico por têmpera e revenimento (SILVA; MEI, 1988).

Além do C, possuem também alto teor de Cr, o que resulta em um aumento da temperabilidade, bem como no endurecimento secundário pela precipitação de carbonetos de Cr nos contornos de grão, após o resfriamento. Geralmente, é comercializado na forma recozida, dada por um revenimento em altas temperaturas, e apresenta nesta forma boa ductilidade e baixa dureza. Entretanto, a maior parte de suas aplicações se dá após seu tratamento térmico de têmpera e revenimento. Essa

família de aços inoxidáveis possui ampla faixa de aplicação em altas temperaturas e temperatura ambiente, apresentando boa resistência à corrosão e resistência mecânica. Sua principal aplicação se encontra em cutelaria em geral, ou seja, situações onde resistência à corrosão, propriedade de corte e resistência a abrasão, são requeridos. São exemplos de aplicação, facas, tesouras, ganchos e demais ferramentas de corte.

Os aços inoxidáveis PH (endurecíveis por precipitação) têm sua dureza aumentada por tratamento de envelhecimento, apresentando mecanismo de endurecimento diferente dos aços martensíticos. Dependendo do tratamento térmico a que são submetidos, os aços PH possuem boa ductilidade e tenacidade, aliadas sempre a uma alta resistência a corrosão. Foram desenvolvidos principalmente para componentes aeroespaciais, mas migraram para área naval, nuclear e até mesmo médico-cirúrgica.

3.1.6 Aços inoxidáveis duplex

Os AID (aços inoxidáveis duplex) constituem a mais moderna família de aços inoxidáveis onde, na estrutura cristalina do material, coexistem duas fases: a austenita e a ferrita. São compositamente formulados e termomecanicamente processados de forma que as duas fases, austenita e ferrita, apresentem aproximadamente a mesma proporção volumétrica (MOTESHAKKER; DANAE, 2016).

Historicamente, a estrutura duplex data do final da década de 1920, passando a ser comercializada somente na década seguinte, e sendo objeto de inúmeras pesquisas e aprimoramentos desde então (NILSSON, 1992)

Tal desenvolvimento permite que esse aço inoxidável reúna as excelentes características de resistência à corrosão geral da fase austenítica, com as excelentes propriedades mecânicas da fase ferrítica.

Os AID contêm de 18 a 30% de Cr, de 1,5 a 4,5% de Mo e, adições de elementos formadores e estabilizantes da austenita, principalmente o Ni (3,5 a 8,0%) e o N (até 3,5%). Dentre os AID destacam-se os UNS S31803 e UNS S32750 que apresenta em sua composição química, Fe-C-Cr-Ni-Mo-N.

Os AID são os mais nobres dentre os aços inoxidáveis, dentre suas vantagens sobre os demais, estes aços apresentam maiores resistências mecânica

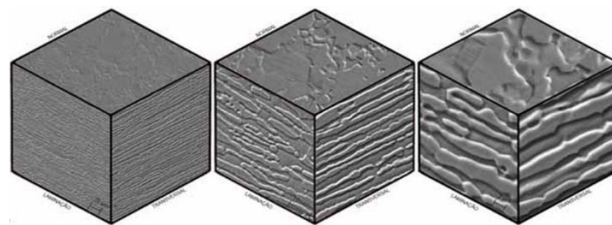
e à corrosão, inclusive em ambientes nos quais os aços inoxidáveis austeníticos são deficientes. São utilizados na indústria *onshore* e *offshore* de óleo e gás, indústrias de papel e celulose, destilarias e petroquímicas (JUNIOR et al., 2019).

Para se obter a estrutura deste aço, a liga passa por um processo de resfriamento de alta complexidade, uma vez que sua distribuição de fases é suscetível à formação de microtrincas, o que faz com que seu custo seja superior aos demais aços inoxidáveis. Assim, principalmente devido à fragilidade da ferrita em sua composição, ele não apresentará bom comportamento fora da faixa de temperatura indicada. Ainda devido a sua estrutura, os AID conseguem garantir ainda maior soldabilidade e conformabilidade, quando comparados aos demais aços inoxidáveis (NILSSON, 1992).

3.1.6.1 Composição química

No final dos anos 80 e início dos anos 90 o grande interesse de diferentes tipos de indústria pelos AID culminou em um intenso desenvolvimento destes materiais, fazendo com que o número de ligas comercialmente disponíveis aumentasse. A combinação das fases austenita e ferrita nos duplex conduz a uma série de propriedades otimizadas em relação às propriedades observadas para aços monofásicos com estrutura austenítica ou ferrítica. A Figura 5 traz representações tridimensionais da microestrutura do AID UNS S32205 como recebido de fábrica (CRESPO, 2014).

Figura 5. Microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S32205.



Fonte: (CRESPO, 2014).

Os AID se dividem em três grupos baseado em sua composição química (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007):

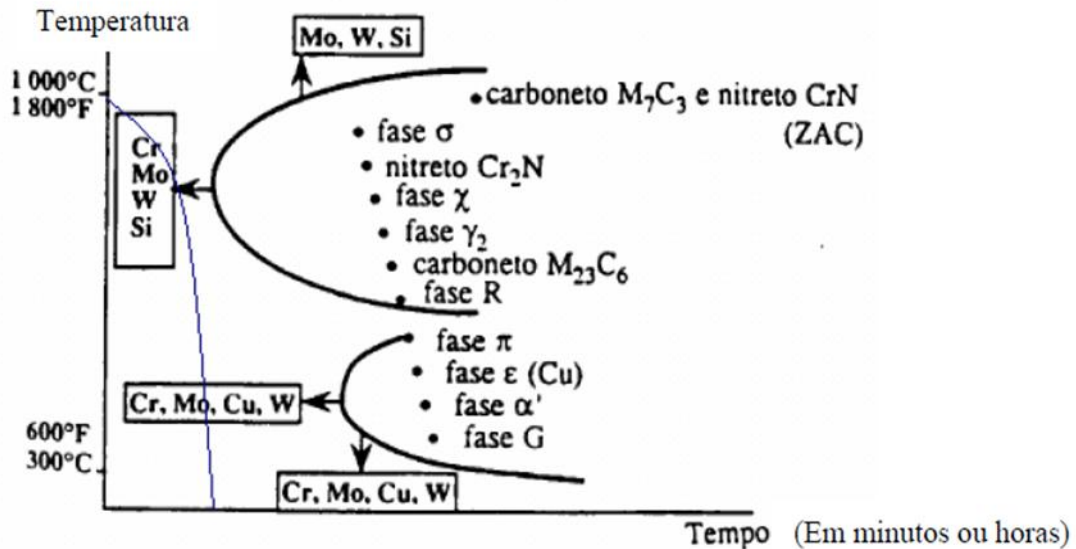
- AID de baixa liga: devido ao menor teor de elementos de liga são materiais econômicos, não possuem Mo em sua composição química, e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como o TP304L e o 316L.
- AID de média liga: grupo mais utilizado, possui como representante típico o UNS S31803 (SAF 2205), aço responsável por quase 80% da produção.
- AID de alta liga: também denominados como aços inoxidáveis superduplex (AISD). O UNS S32750 (SAF 2507) apresenta elevada resistência à corrosão equiparável aos superausteníticos. De acordo com ASTM A890/A890M, a diferença básica entre os aços duplex e superduplex é a concentração de Ni, Cr, Mo e N, as quais as três últimas interferem na resistência à corrosão por *pitting* – resistência ao ataque em ambientes contendo íons halogênios, como por exemplo, Cl⁻. Uma forma empírica de quantificar a resistência equivalente por *pitting* é por meio do cálculo do PREN (sigla do inglês *Pitting Resistance Equivalent Number*). De acordo com ASTM A 890/A 890M calcula-se pela equação (1) conforme descrito a seguir:

$$\text{PREN} = \%Cr + [(3, 3).(\%Mo)] + [(16).(\%N)] \quad (1)$$

Assim, se o valor de PREN for da ordem de 35 a 40 trata-se da família de AID. Caso o valor calculado seja superior a 40, constituem a família de AISD (NOBLE, 1993). Os AID e AISD, graças as suas composições químicas, são suscetíveis à presença de fases intermetálicas tais como: fases sigma (σ), chi (χ), e épsilon (ϵ) e, também, carbonetos e nitretos (VASCONCELLOS; ROSENTHAL; PARANHOS, 2010). A fase (χ) – Fe₃₀Cr₁₈Mo₄, é mais enriquecida de Mo do que a fase σ , de modo que, quanto maior a quantidade desse elemento, maior a probabilidade de surgir esse tipo de precipitado.

A fase χ é normalmente formada nos contornos de ferrita e austenita, em temperaturas entre 750°C e 950°C, temperatura essa presente na soldagem, o que faz necessária atenção nesse processo de fabricação em aços duplex e superduplex (SANTOS; MAGNABOSCO; NETO, 2012). A Figura 6 indica a temperatura, em função do tempo, na qual cada precipitado é formado nos aços duplex.

Figura 6. Precipitação de fases típicas que podem ocorrer em AID e AISD.



Fonte – COLPAERT (2008).

A fase σ , rica em Cr, está diretamente relacionada a perda de resistência mecânica tanto nos AID, quanto nos AISD. Essa fase trata-se de um intermetálico duro, não magnético e, de célula unitária tetragonal. Tanto a fase χ , quanto a σ , são responsáveis pela diminuição da resistência à corrosão, uma vez que ambas são responsáveis por “roubar” o Mo e Cr do material.

3.1.6.2 Características mecânicas

A resistência mecânica dos AID é, aproximadamente, o dobro da resistência dos aços inoxidáveis austeníticos, combinada com uma boa tenacidade. Apresentam uma elevada resistência ao trincamento por corrosão sob tensão e, à corrosão localizada em meios contendo cloretos. A sua soldabilidade é superior à dos aços inoxidáveis ferríticos. A maior resistência à tração dos AID permite importantes reduções de dimensões na seção resistente, obtendo-se grandes economias de peso. Dependendo da norma de fabricação aplicada, e do material substituído, a economia em peso pode chegar a 50%. Além disso, devido à excelente resistência à corrosão, a vida útil do equipamento pode ser prolongada, dependendo da aplicação e do material que está sendo substituído pelo AID. Desta forma, estes materiais tornam-se bastante atrativos do ponto de vista econômico.

Na Tabela 3 são apresentadas algumas propriedades mecânicas do aço duplex UNS S32205.

Tabela 3. Propriedades mecânicas do aço duplex UNS S32205.

Medida	Mín.	Máx.
Módulo de elasticidade (Gpa)	190	200
Tensão de Escoamento (Mpa)	450	
Tensão Máxima (Mpa)	620	
Alongamento (%)	23	
Tensão de compressão (Mpa)	450	
Módulo de Flexão (Gpa)	190	200
Tensão de Flexão (Mpa)	460	
Dureza Vickers (Hv)	261	326

Fonte: Empresa Dustre.

3.1.6.3 Metalurgia dos aços inoxidáveis duplex

O grande desafio na soldabilidade dos AID está na obtenção de uma junta isenta de precipitados e, com fração de fases mais balanceada, visto que, de forma geral, o AID após a soldagem apresenta microestrutura predominantemente ferrítica (JUNIOR et al., 2019).

Para contornar isso, busca-se controlar a composição química da poça de fusão e, os ciclos térmicos aplicados. Sabe-se que a formação de austenita advém da ferrita, primeiro formando-se a partir dos contornos de grão, podendo se ramificar em austenita de Widmanstätten (MIRAKHORLI; GHAINI; TORKAMANY, 2012). Uma alta energia de soldagem resulta em uma baixa velocidade de resfriamento, facilitando a formação de ferrita em austenita. Entretanto, uma baixa velocidade de resfriamento favorece a formação de grãos mais grosseiros, além do aumento da possibilidade de formação de ferrita na ZTA e, de precipitados intermetálicos. Velocidades altas de solidificação favorecem a formação de ferrita, visto que não há tempo necessário para a transformação em austenita, além da probabilidade do

surgimento de fases χ e σ , em decorrência da falta de tempo para difusão (VASCONCELLOS; ROSENTHAL; PARANHOS, 2010).

3.2 LASER

LASER (sigla do inglês *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*), também conhecida como *amplificação da luz por emissão estimulada de radiação*, é uma fonte de luz com características únicas. Tais particularidades fazem com que o laser seja um ótimo instrumento científico e tecnológico.

Apesar da criação do Laser datar de 1964, seu princípio foi desenvolvido nas primeiras décadas do século XX, com a criação do modelo atômico de Bohr, com a mecânica quântica portando-se como base teórica para sua criação.

Outro estudo que possibilitou esse feito ocorreu em 1917, quando Albert Einstein introduziu a teoria de um terceiro processo de emissão estimulada de radiação (KATAYAMA, 2013).

3.2.1 Breve histórico do laser

Os primeiros trabalhos de pesquisa que conduziram à invenção do feixe de laser foram realizados por Albert Einstein e datam de 1917: versam sobre os fenômenos físicos de emissão espontânea e estimulada subjacentes ao funcionamento do laser. Townes confirmou experimentalmente em 1954 o fenômeno através da aplicação da emissão estimulada à amplificação de ondas ultracurtas.

Na primeira metade do século XX muitas pesquisas foram desenvolvidas e em 1960, Theodore Maiman apresentou o primeiro Maser (microwave amplification by stimulated emission fo radiation), onde o autor conseguiu, pela primeira vez a emissão estimulada de radiação pela excitação do rubi. No ano seguinte, muitas novidades surgiram, pois Javan, Bennett e Herriot apresentaram o laser de He-Ne, Johnson desenvolveu o laser de Nd:YAG e em 1964, Patel e colaboradores apresentaram o laser de Dióxido de Carbono. Existem hoje vários tipos, 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.

1958 - Townes e Shawlow publicam hipóteses para a construção de um laser.

1960 – Maimann constrói o primeiro laser.

1961 – Javan e Herriot desenvolvem laser de HeNe.

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 e disseminação do uso de laser em vários campos.

O comprimento de onda e a potência de saída de um determinado laser definirão sua aplicação. Atualmente os lasers são aplicados 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;

A história de um ramo da ciência não tem fim, apenas relata um pouco do passado para que se tenha uma noção do assunto de modo relacionado com o tempo.

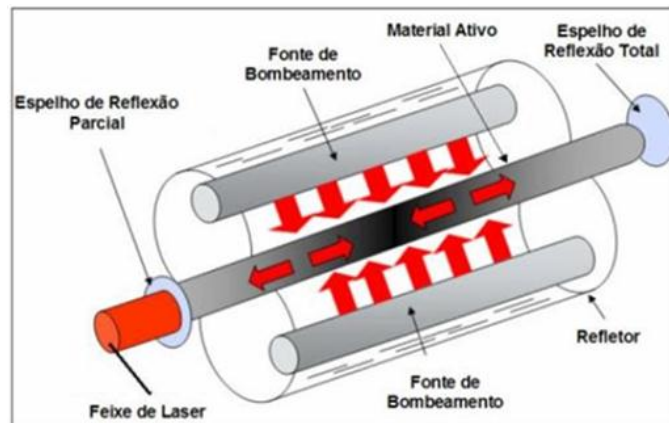
3.2.2 Funcionamento do laser

A radiação Laser acontece quando os átomos recebem energia externa, tornando-se excitados, liberando energia em forma de fótons quando retornam ao seu

estado fundamental. Esse processo é repetido dentro de um tubo, amplificando-se.

A Figura 7 apresenta o esquema de funcionamento de uma cavidade geradora de laser.

Figura 7. Princípio de funcionamento na cavidade geradora do laser.



Fonte: KAVAMURA, 2007.

3.3 FUNDAMENTOS DA SOLDAGEM LASER

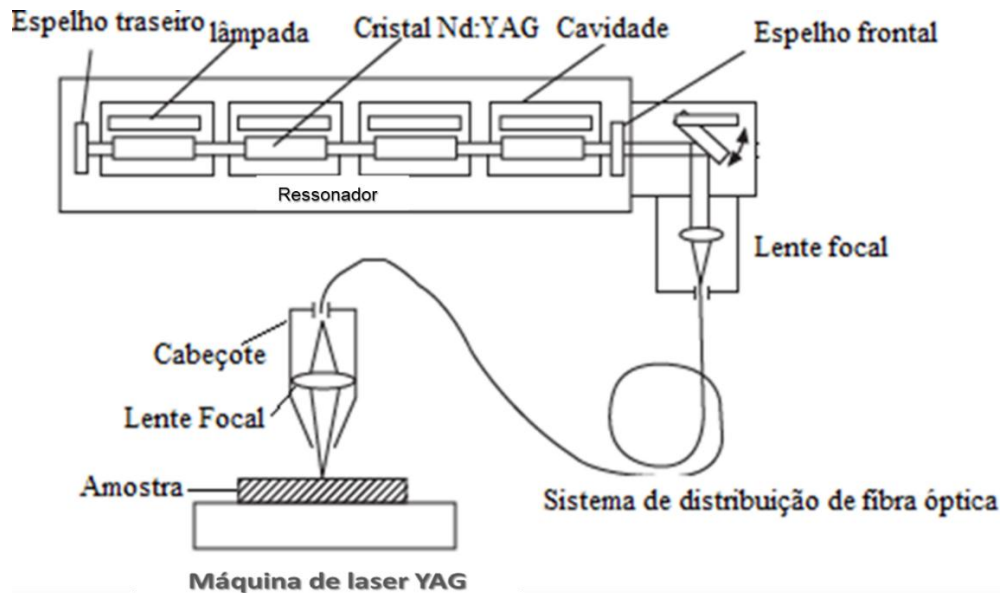
Devido à elevada gama de opções de laser, é possível atender vários níveis de espectros eletromagnéticos, do ultravioleta extremo, até o infravermelho. Além disso, o feixe laser pode ser definido em relação ao tempo, tanto como modo contínuo, quanto como modo pulsado. Por fim, há a possibilidade de controlar a seção transversal do feixe, permitindo a soldagem a laser a capacidade de inserção de uma grande quantidade de energia em uma pequena área, em questão de picosegundos (10^{-12} s) (KATAYAMA, 2013). Essa quantidade de alternativas permite que exista um controle no fluxo de energia em um determinado ponto específico do material e, conseqüentemente, maior controle no processo de transformação de fases durante o processo.

As principais vantagens da soldagem a laser incluem a presença de uma ZTA reduzida, capacidade de alta velocidade de soldagem e, capacidade de automatização do processo. A principal desvantagem do processo está concentrada no alto investimento necessário no equipamento.

A Figura 8 esquematiza o funcionamento de um sistema a laser Nd:YAG. A cavidade ressonante possui a função de amplificar a radiação, posteriormente a qual há dois espelhos, os quais amplificam o feixe laser, sendo um completamente refletor e, o segundo apresentando um orifício. Os sistemas de soldagem a laser Nd:YAG contêm comprimento de onda até 1,06nm, entregue por meio de uma fibra óptica.

Atualmente, as máquinas de laser Nd:YAG atingem potência de 6 a 10kW, podendo ser do modo contínuo ou pulsado (KATAYAMA, 2013).

Figura 8. Esquema de funcionamento de uma máquina de soldagem a laser Nd:YAG.



Fonte: Adaptado de KATAYAMA (2013).

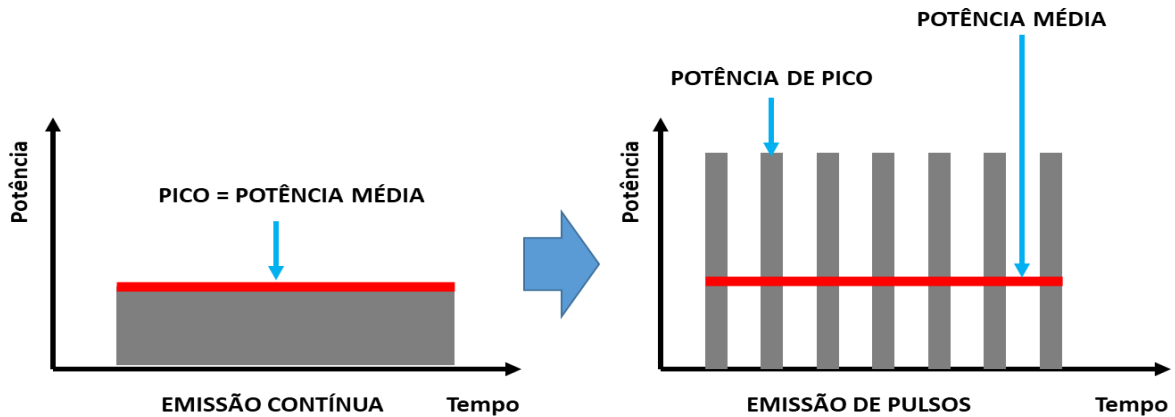
3.3.1 Diferença entre laser contínuo e pulsado

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, com geração de poucos respingos e, baixa incidência de descontinuidades.

No modo pulsado, temos potências de pico muito altas, com curtas durações, à 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, quando consideradas faixas equivalentes de operação.

O modo pulsado também é caracterizado por produzir cordões de solda com taxas de resfriamento extremamente altas, ZTA minimizada e baixa entrega térmica, sendo excelente para uniões de peças com seções finas. A Figura 9 traz a representação esquemática, ao longo do tempo, da soldagem laser executada nos modos de operação contínuo e pulsado.

Figura 9. Representação do processo de soldagem laser, ao longo do tempo, nos modos contínuo e pulsado.



Fonte: GANEEV, 2014.

Com a utilização do modo pulsado, surge ainda mais um importante parâmetro

a ser analisado, chamado de sobreposição. Este parâmetro irá indicar o quanto um pulso sobrepõe o anterior, e é definido com base em outros parâmetros, como velocidade de soldagem e, intensidade do pulso. A Figura 10 mostra o comparativo das porcentagens de sobreposição que podem ser obtidos aplicando-se uma velocidade linear de soldagem enquanto os pulsos são emitidos, esses pulsos criam pontos de solda que se sobrepõem, gerando um cordão de solda muito parecido com o da soldagem contínua.

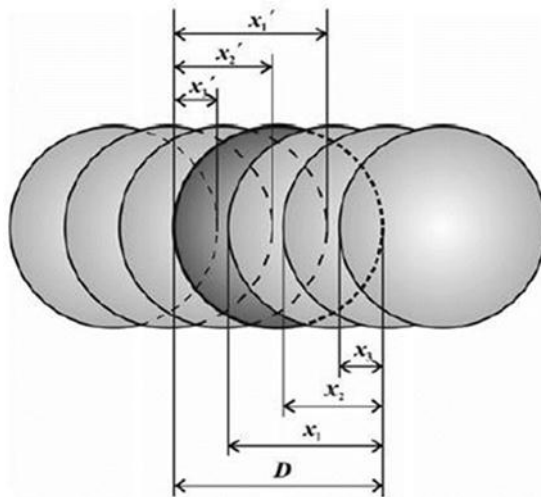
Figura 10. Representação das possíveis sobreposições do cordão de solda no modo pulsado.



Fonte: (FRANZINI, 2016).

Para obtenção de um cordão contínuo, é fundamental a realização de sobreposição dos pulsos. A parte mais escura da figura a seguir está sobreposta por mais outros pulsos. No entanto, este pulso sobrepõe pulsos anteriores. O número de todos estes pulsos sobrepostos depende da distância d entre dois pulsos consecutivos e, do seu diâmetro D . À distância d entre dois pulsos consecutivos é definida pela divisão frequência de repetição do pulso f e a velocidade de soldagem v (LAPSANSKA, et. al. 2010). A Figura 11 mostra um esquema representativo de sobreposição de pulsos na soldagem a laser no modo pulsado.

Figura 11. Esquema representativo da sobreposição de pulsos na soldagem a laser no modo pulsado.



Fonte: (LAPSANSKA, et. al. 2010).

Ao analisarmos o esquema da Figura 12, podemos determinar a taxa de sobreposição, que será dada pela diferença entre a distância entre dois pulsos consecutivos, dividida pelo diâmetro do pulso.

Como mais de um pulso atinge a mesma área, temos que levar em consideração a participação energética de cada pulso na hora de calcular a real energia entregue no processo conforme definido na Equação (2) (MALEK et al. 2007).

$$F = \frac{\text{Diâmetro da marca} \times \text{frequência de repetição}}{\text{velocidade de soldagem}} \quad (2)$$

A relação entre a velocidade da mesa de soldagem, o diâmetro da marca, a taxa de sobreposição e, a frequência de soldagem, podem ser determinadas a partir das Equações (3), (4) e (5) dispostas a seguir:

$$Frequência (Hz) = \frac{\text{velocidade da mesa } \left(\frac{mm}{s}\right)}{\text{Diâmetro da marca (mm)} \times (1 - \text{taxa de sobreposição})}$$

(3)

$$\text{Taxa de sobreposição} = 1 - \frac{\text{velocidade da mesa } \left(\frac{mm}{s}\right)}{\text{Diâmetro da marca (mm)} \times \text{Frequência (Hz)}}$$

(4)

$$\text{Diâmetro da marca (mm)} = \frac{\text{velocidade da mesa } \left(\frac{mm}{s}\right)}{(1 - \text{taxa de sobreposição}) \times \text{Frequência (Hz)}}$$

(5)

3.3.2 Soldagem a laser Nd: YAG

Cada tipo de laser possui características diferentes e são usados em diferentes operações conforme Tabela 4.

Tabela 4. Tipos e características de processos de soldagem a laser.

Tipo de laser	Compr. Onda (µm)	Meio ativo	Potência Média (Kw)
CO2	10,6	Gás misto CO2 – N2-He	50
YAG bombeado por lâmpada	1,06	Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ granada (sólido)	10
Laser Diodo (LD)	0,8 – 1,1	InGaAsP, etc. (sólido)	10
LD bombeado no estado sólido	1	Nd ³⁺ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ granada (sólido)	13,5
Laser à disco	1,03	Yb ³⁺ : YAG ou YVO, sólido, etc	16
Laser por fibra	1,07	Yb ³⁺ : SiO ₂ , sólido, etc	100

Fonte: Adaptado (KATAYAMA, 2013).

A soldagem à laser Nd:YAG é um dos tipos de soldagem a laser por estado sólido, o que significa que o meio ativo, utilizado pela fonte laser, é algo sólido. O laser Nd: YAG permite soldar chapas finas, vantagem essa adquirida devido a flexibilização de seus movimentos através da utilização de fibras óticas. O laser Nd:YAG também possui custo consideravelmente baixo, quando comparado com o laser de estado gasoso com meio ativo de CO₂. (HOFFMANN; GEIGER, 2005).

O laser Nd: YAG pode operar tanto em modo contínuo, como também em modo pulsado. Sua modificação de um modo para o outro não é tão simples como, por exemplo, mudar os parâmetros da máquina, pois as lâmpadas utilizadas para a excitação são significativamente diferentes.

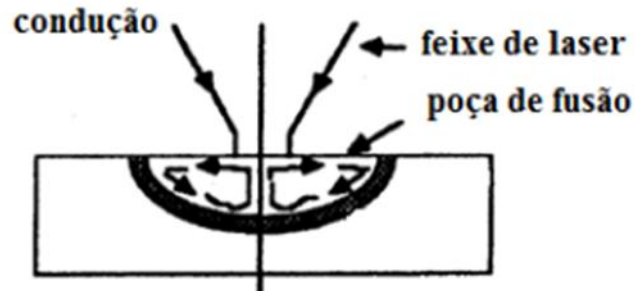
Para a união de peças com o laser Nd: YAG são empregados pulsos longos e de baixa potência de pico, enquanto que para remoção ou corte de material, este conceito se inverte, empregando-se pulsos curtos e de alta potência de pico.

Assim, todos esses argumentos tornam a soldagem à laser Nd:YAG uma ferramenta muito popular, por unir, em uma única tecnologia, alta performance com alta qualidade, além da boa flexibilidade requerida na soldagem de diferentes materiais (KATAYAMA, 2013).

3.3.3 Condições de soldagem a laser

Existem duas condições diferentes de soldagem a laser. A primeira é chamada de “Condução”, onde a intensidade absorvida é pequena em relação ao limite dado, o qual depende do material e da velocidade de soldagem, onde a evaporação dentro do ponto focal não é intensa o suficiente para gerar um “*keyhole*” (KH). O tamanho da poça de fusão correspondente é controlado principalmente pela transferência de calor do ponto focal e, pela velocidade de soldagem. O cordão de solda resultante apresenta baixa penetração, caracterizado por uma relação entre largura e profundidade na proporção máxima de um para um, como ilustrado na Figura 12.

Figura 12. Representação esquemática da soldagem laser por condução.



Fonte: Adaptado (STEEN; MAZUMDER, 2010).

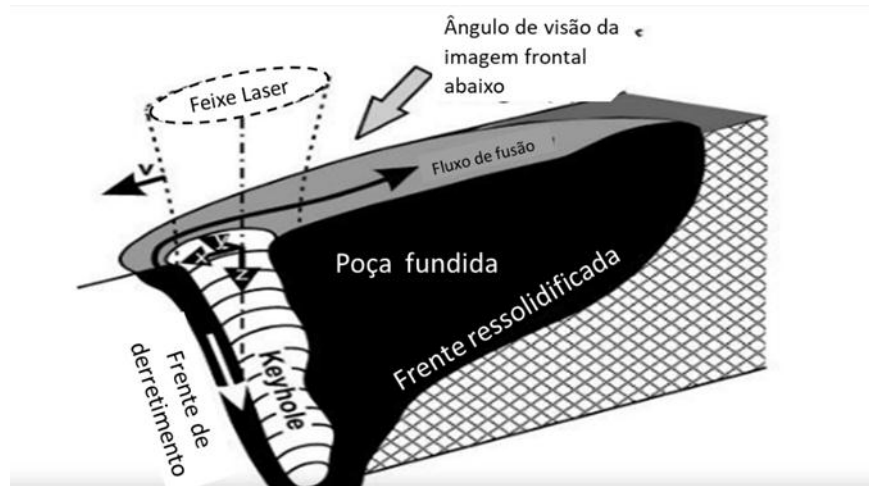
A vantagem da soldagem laser por condução reside em sua estabilidade, que culmina em menores defeitos como porosidades. Entretanto, grande parte do feixe do laser é refletido, sendo menos de 30% absorvido pela peça (SVENUNGSSON; CHOQUET; KAPLAN, 2015). Graças a sua alta precisão, é possível utilizá-la na soldagem de componentes eletrônicos e biomédicos (DAVIM, 2013).

A soldagem “*keyhole*” (KH), ou soldagem de penetração profunda, é a segunda condição de soldagem, a qual ocorre quando a intensidade do laser dentro do ponto focal é alta o suficiente, a ponto de causar uma alta taxa de evaporação, fazendo com que a correspondente pressão de retração afete a superfície da poça de fusão e, permita que o feixe de laser penetre profundamente no material. A relação entre profundidade e largura nesse método pode atingir a ordem de 100. A grande desvantagem dessa condição reside no fato de que, se os parâmetros de soldagem não forem controlados corretamente, podem causar defeitos no metal de solda, tais como porosidades (SVENUNGSSON; CHOQUET; KAPLAN, 2015). A geração de um KH é, portanto, o mecanismo básico deste tipo de soldagem, caracterizada pela combinação de um complexo mecanismo físico, envolvendo a absorção da energia do laser, a transferência de calor por condução e convecção, um complexo escoamento hidrodinâmico em volta do KH e, dentro da poça de fusão, além de uma forte junção da pluma (material vaporizado) com a poça de fusão. (KATAYAMA, 2013; STEEN; MAZUMDER, 2010).

A Figura 13 traz uma representação esquemática da técnica de soldagem *keyhole*. Nota-se que devido à elevada eficiência do método, quando o feixe se desloca ao longo da peça, o metal fundido preenche o espaço atrás do orifício,

permitindo que haja um aumento na velocidade de soldagem, o que figura como mais uma vantagem dessa condição.

Figura 13. Esboço do feixe de laser, *keyhole* e solidificação.



Fonte: Adaptado (KSVENUNGSSON; CHOQUET; KAPLAN, 2015).

3.4 CORROSÃO

3.4.1 Corrosão nos aços inoxidáveis

A corrosão, de um modo geral, pode ser definida como sendo um processo de destruição do material pela ação química e / ou eletroquímica do meio ambiente que o envolve.

No caso de metais, essa destruição ocorre por ação eletroquímica entre sua superfície e o ambiente que o envolve. Ela impacta em diversas propriedades dos metais, desde a sua aparência até, no caso específico dos inoxidáveis, na assepsia.

As principais causas para a ocorrência do processo de corrosão são:

- Seleção inadequada de materiais (localização, meio e, condições de processos, temperatura, pressão);
- Manuseio inadequado (contaminação, favorecendo ataques ao material);
- Falta de tratamento superficial pós-soldagem e/ou outras operações;
- Descontrole de processos;

- Falha em projeto;
- Defeito de matéria prima (composição química em desacordo, estrutura em desacordo, outros);

Uma das vias de ocorrência do processo de corrosão se dá por via úmida e a alta temperatura, onde visualizaremos ocorrência de fenômenos e mecanismos, associados com temperaturas próximas ao ambiente, em meios líquidos ou úmidos. Esse tipo de corrosão caracteriza-se por uma quebra do filme passivo do material, seguida por uma interação do material com o meio. Estaremos lidando com uma corrosão dita a alta temperatura quando, os fenômenos e mecanismos associados à perda do filme passivo pelo material, o deixar exposto, simultaneamente, a temperaturas acima de 400 °C e, a atmosferas contendo O, S, halogêneos (Família 7A da Tabela Periódica) e/ou outros possíveis contaminantes.

Na corrosão por via úmida podemos ter os seguintes tipos de corrosões:

- Corrosão geral (uniforme);
- Corrosão por pite (alveolar);
- Corrosão em fresta;
- Corrosão sob Tensão (CST);
- Corrosão intergranular;
- Corrosão Microbiológica (MIC);
- Demais fenômenos (erosão, galvânica, outros).

3.4.2 Corrosão por Pites

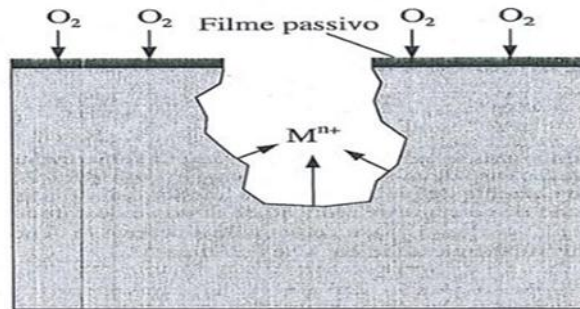
Trata-se da corrosão que ocorre de maneira localizada, caracterizada por cavidades (pites) que se desenvolvem quando os aços inoxidáveis são expostos à soluções contendo elementos halogênios os quais, quando na forma de íons, tentam localmente penetrar no filme passivo dos aços inoxidáveis que, por alguma razão, encontrem-se debilitados, seja pela presença de inclusões não metálicas na liga, seja por contaminações e/ou irregularidades superficiais.

Em presença de certos ânions, principalmente Cl⁻, Br⁻ e I⁻, o metal perde a passividade acima de um certo potencial, favorecendo a ocorrência do processo de corrosão por pite.

A Figura 14 traz a representação esquemática do fenômeno de corrosão por

pite, ilustrando o mecanismo de corrosão por pites, permitindo a visualização da quebra da camada de óxido, seguida pela conseqüente formação do pite, que não se propaga para as laterais que ainda possuem uma camada passivadora.

Figura 14. Representação esquemática do fenômeno de corrosão por pite.



Fonte: (GEMELLI, 2001).

Após a formação inicial do pite, dentro dele (área anódica), a solução torna-se gradualmente mais agressiva conforme a reação de hidrólise de íons metálicos prossegue, o que acarreta na diminuição do pH para valores próximos a 3-4, enquanto que, nas áreas em volta do pite (áreas catódicas), visualiza-se um aumento do pH e um fortalecimento do filme passivo do material.

Devido a um fluxo de corrente criado entre a área anódica e a área catódica, ocorre como conseqüência, o aumento da concentração de cloreto na cavidade. No caso de aços inoxidáveis, a concentração de cloreto pode aumentar mais de uma ordem de magnitude, em comparação com a concentração total, criando um mecanismo auto catalítico, acarretando na corrosão por pite prosseguindo no interior do metal e não, se espalhando na superfície (PEDEFERRI, 2018).

O estágio de iniciação do pite é o tempo necessário para a quebra local do filme passivo do metal, esse estágio pode demorar semanas e até meses e depende de alguns fatores como:

- Resistência do filme passivo;
- Inclusões;
- Acabamento superficial do material;
- Conteúdo de cloreto (ou haleto), ou espécies oxidantes, no meio ambiente ao redor do material;

- Tempo de exposição contínuo do material a agentes agressivos;
- Posição da superfície do material (vertical ou horizontal);

Para quantificar a resistência ao pite para os aços inoxidáveis e ligas de Ni é usado o PREN. Como regra geral o valor do PREN serve para prever o material recomendado a ser utilizado em cada meio, sem sofrer corrosão por pites. (PEDEFERRI, P., 2018). Na Tabela 5 temos algumas ligas com seus respectivos valores de PREN.

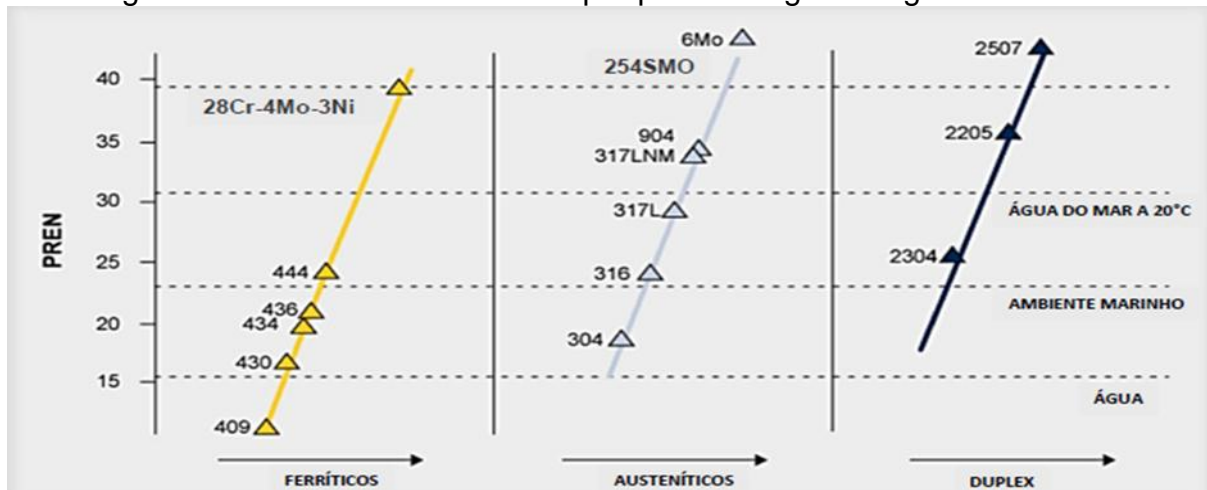
Tabela 5. Tabela de corrosão por pites de algumas ligas.

Liga	Cr	Mo	N	PREN
430	16,0 – 18,0	NS	NS	16,0 – 18,0
316 / 316 L	16,5 18,5	2,0 – 2,5	0,11	23,1 – 28,5
904 L	19,0 – 21,0	4,0 – 5,0	0,15	32,2 – 39,0
SAF 2304	22,0 – 24,0	0,1 – 0,6	0,05 – 0,20	23,1 – 29,2
SAF 2205	21,0 – 23,0	2,5 – 3,5	0,10 – 0,22	30,8 – 38,1
SAF 2507	24,0 – 26,0	3,0 – 4,0	0,24 – 0,35	➤ 40

Fonte: (ABINOX, 2020).

A Figura 15 traz a representação de alguns dos principais aços, e suas respectivas famílias, com relação a resistência a corrosão por pites em função do PREN.

Figura 15. Resistência a corrosão por pites de algumas ligas inoxidáveis.



Fonte: (ABINOX, 2020).

3.4.3 Potencial de circuito aberto

O potencial de circuito aberto é obtido com a medição da variação do potencial pelo tempo, sem a aplicação de um potencial ou corrente na célula eletroquímica. Por meio do potencial de circuito aberto é possível analisar a tendência a corrosão do material no meio, de modo que, a ocorrência de uma queda do potencial, indicará que material possui uma maior tendência a corroer.

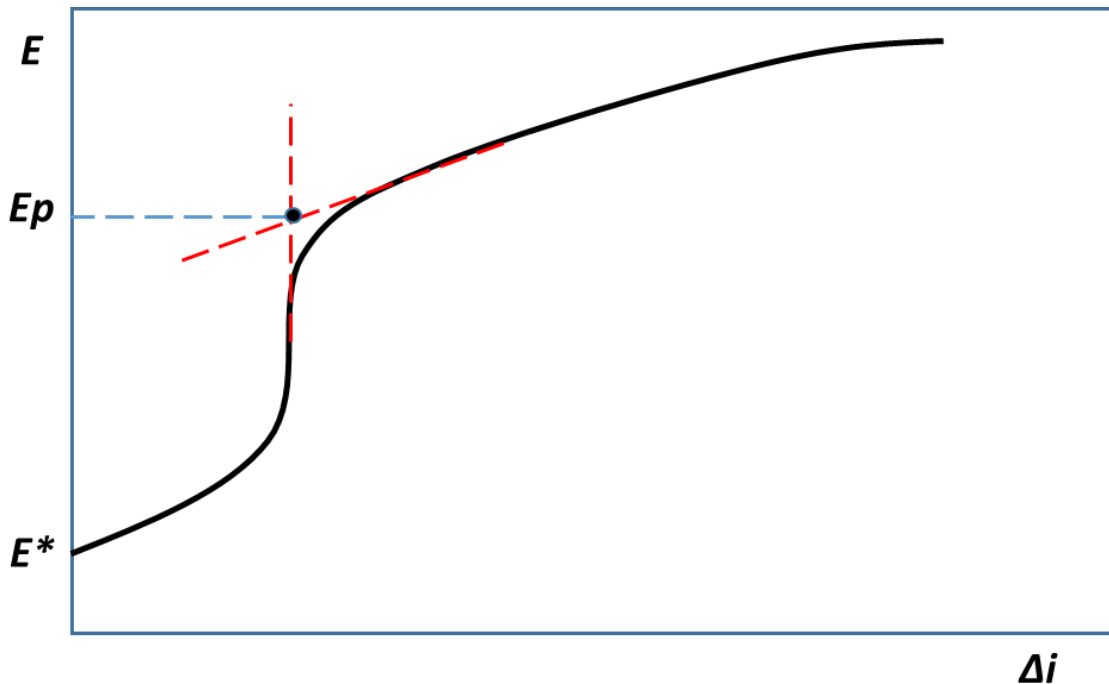
3.4.4 Polarização potenciodinâmica

A polarização potenciodinâmica é uma técnica onde se aplica um potencial crescente (E) a uma taxa de varredura determinada, assim obtendo-se um gráfico de densidade de corrente (I) x potencial (E). Através da polarização potenciodinâmica é possível caracterizar o comportamento eletroquímico e extrair parâmetros cinéticos para um eletrodo de trabalho. (PEREZ, N., 2016). Com a aplicação de log na densidade de corrente, é possível obter o gráfico de (log I x E), e assim aplicar a extrapolação de Tafel.

3.4.5 Potencial de pite

Além dos parâmetros cinéticos a análise da curva de polarização potenciodinâmica fornece o potencial de pite. Quando há a quebra da camada passiva em uma área localizada, se inicia a corrosão em um potencial bem definido, chamado potencial crítico de pite (E_{pit}). Uma maneira simples, porém muito utilizada, é a obtenção do E_{pit} através da intersecção das retas definidas pela curva, antes e após o aumento da densidade de corrente (WOLYNEC, S., 2003). Um exemplo da utilização dessa técnica é demonstrado na Figura 16.

Figura 16. E_p intersecção das retas antes e após o aumento da densidade de corrente.



Fonte: (WOLYNEC, 2003).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS UTILIZADOS

Nesta pesquisa foram utilizados dois metais distintos, denominados MB e metal de adição. O MB utilizado foi o AID UNS S32205, em chapa de 3,0 x 20 x 20 (mm), cuja composição química do material encontra-se disposta na Tabela 6.

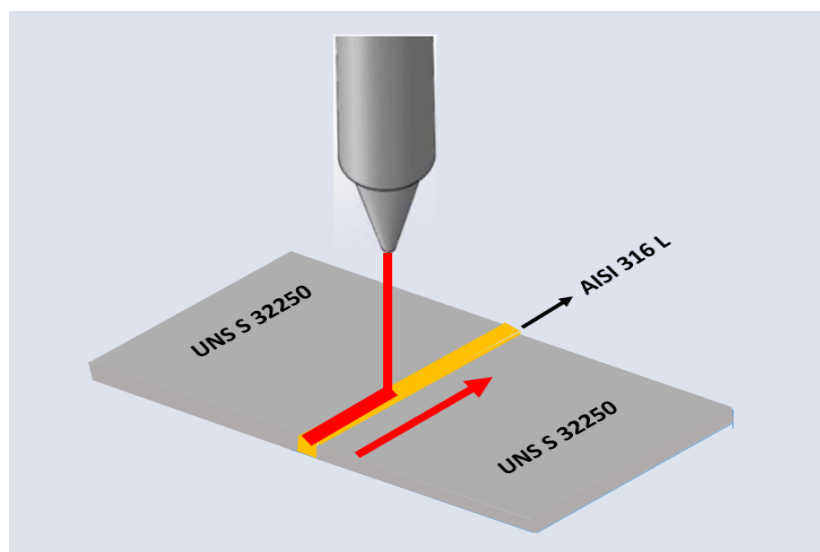
Tabela 6. Composição química do AID UNS S32205 (% peso).

Elementos	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	N
UNS S32205	0.030	1.000	2.000	22.000	4.500	3.000	-	-	0.140

Fonte: Empresa Realum.

O metal de adição empregado foi o aço inoxidável austenítico AISI 316L, em lâminas finas com espessuras de 0,050 mm, 0,100 mm, 0,200 mm e, 0,300 mm, todas as lâminas com 3 mm de largura com 20 mm de comprimento dispostas entre duas chapas de MB. A Figura 17 traz a representação esquemática do arranjo experimental entre o MB e o metal de adição para o processo de soldagem laser realizado.

Figura 17. Representação esquemática do arranjo experimental entre o MB e o metal de adição para o processo de soldagem laser realizado.



Fonte: Próprio Autor.

A composição química do metal de adição é apresentada na Tabela 7.

Tabela 7. Composição química do aço inoxidável AISI 316L (% peso).

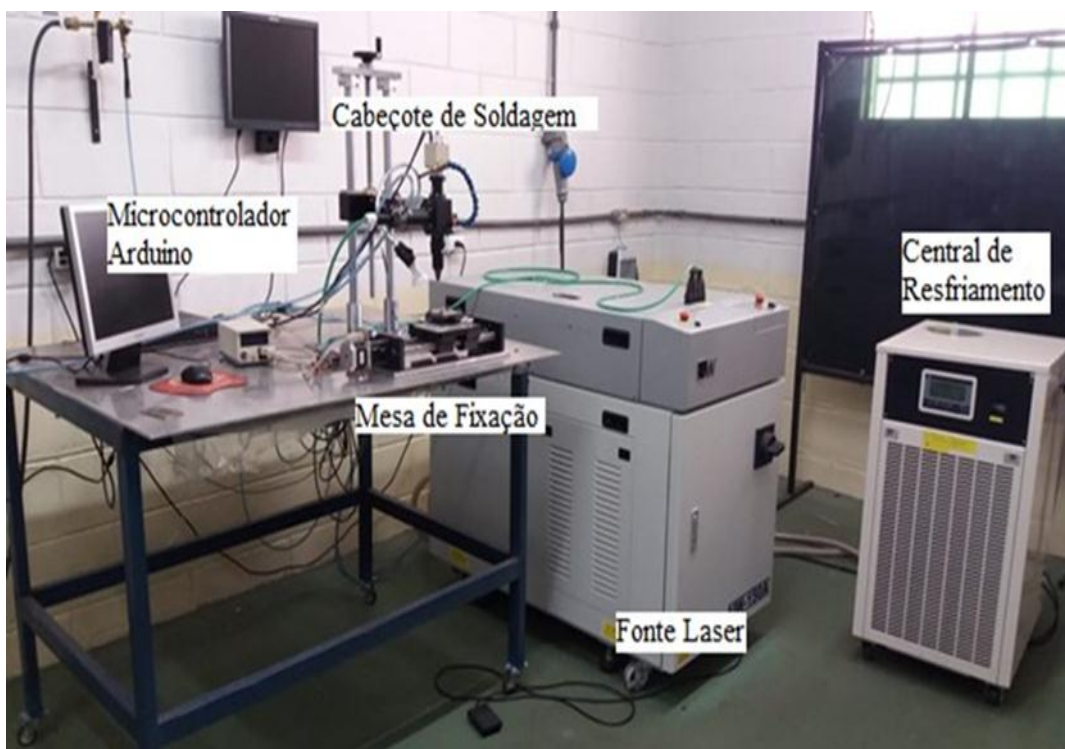
Elementos	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
AISI 316L	0,030	0,750	0,800	17,280	13,000	2,300	0,003	0,045

Fonte: Empresa Realum.

4.2 SOLDAGEM

O processo de soldagem utilizou uma fonte de laser Nd: YAG, modelo UW 150A, da marca *United Winners*, no modo pulsado, cujo esquema de montagem está apresentado na Figura 18. As características do equipamento encontram-se dispostas na Tabela 8.

Figura 18. Máquina de soldagem a laser.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 8. Características da fonte laser pulsada Nd: YAG UW 150.

Comprimento de onda	1064 nm
Potência máxima do laser	150W
Potência de pico	7kW
Energia máxima do pulso	80J
Largura do pulso	0,5 a 30 ms
Frequência	1 a 300 Hz

Fonte: Próprio Autor

Os parâmetros de soldagem laser utilizados foram fixos e, encontram-se dispostos na Tabela 9.

Tabela 9. Parâmetros utilizados no processo de soldagem.

Potência de pico	2,0 Kw
Largura do pulso	5,0 ms
Frequência do pulso	9,0 Hz
Energia do pulso	10,0 J
Velocidade de soldagem	1,0 mm/s
Atmosfera protetora gás argônio	15,0 l/min

Fonte: Próprio Autor.

Previamente ao processo de soldagem, as amostras tiveram suas extremidades retificadas, para garantir contato ideal entre as superfícies das chapas. O processo de soldagem consistiu na realização de uma solda de topo, de maneira automatizada. Foram confeccionadas ao todo quatro amostras, uma para cada espessura de lâmina do metal de adição, além de uma amostra (L 0), na qual o MB foi soldado de maneira autógena (sem metal de adição). A Tabela 10 traz a identificação para as cinco amostras confeccionadas no processo de soldagem.

Tabela 10. Descrição das amostras.

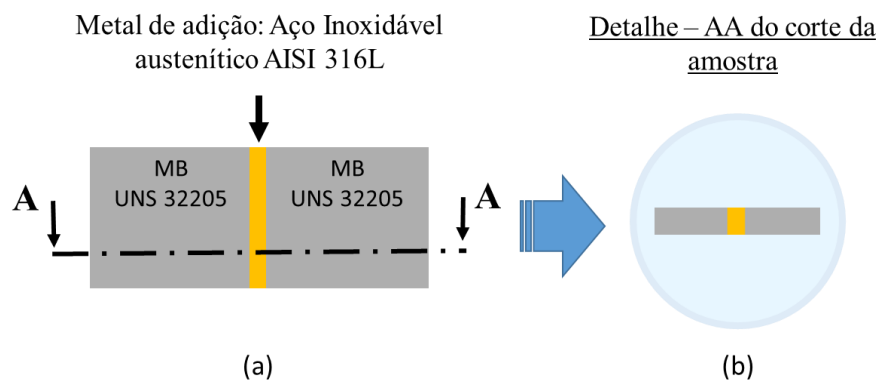
Amostra	Espessura do Material de Adição (mm)
L 0	Sem metal de adição
L 50	0,050
L 100	0,100
L 200	0,200
L 300	0,300

Fonte: Próprio Autor.

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 detentores, como ilustrado na Figura 19.

Figura 19. 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 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,

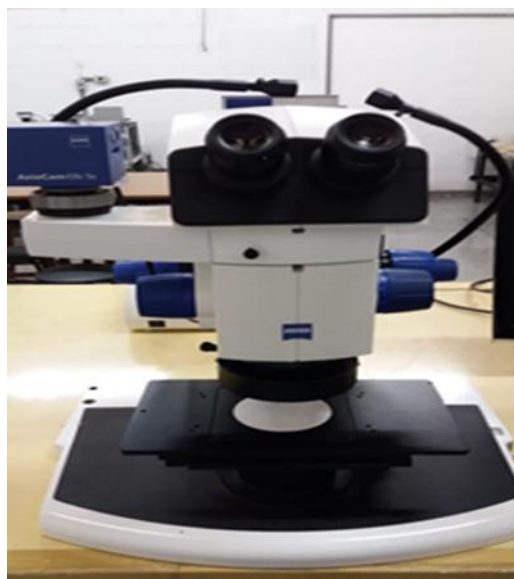
com emprego de alumina de granulometrias 1,0 μm e 0,3 μm . Por fim, os corpos de prova foram submetidos a limpeza em banho ultrassônico, para remoção de qualquer eventual resíduo superficial.

Finalizado o processo de preparação metalográfica, foi realizada a revelação da estrutura dos corpos de prova, por meio de ataque com o reagente químico Behara modificado (80 ml H_2O + 20 ml de HCl + 2 g de bifluoreto de amônio + 1 grama de metabissulfito de potássio). As superfícies dos corpos de prova foram imersas durante cerca de 20 segundos no reagente químico, 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 conforme mostrado na Figura 20, 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 20. 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 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 21.

Figura 21. Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV (ZEISS, mod. EVO LS15).

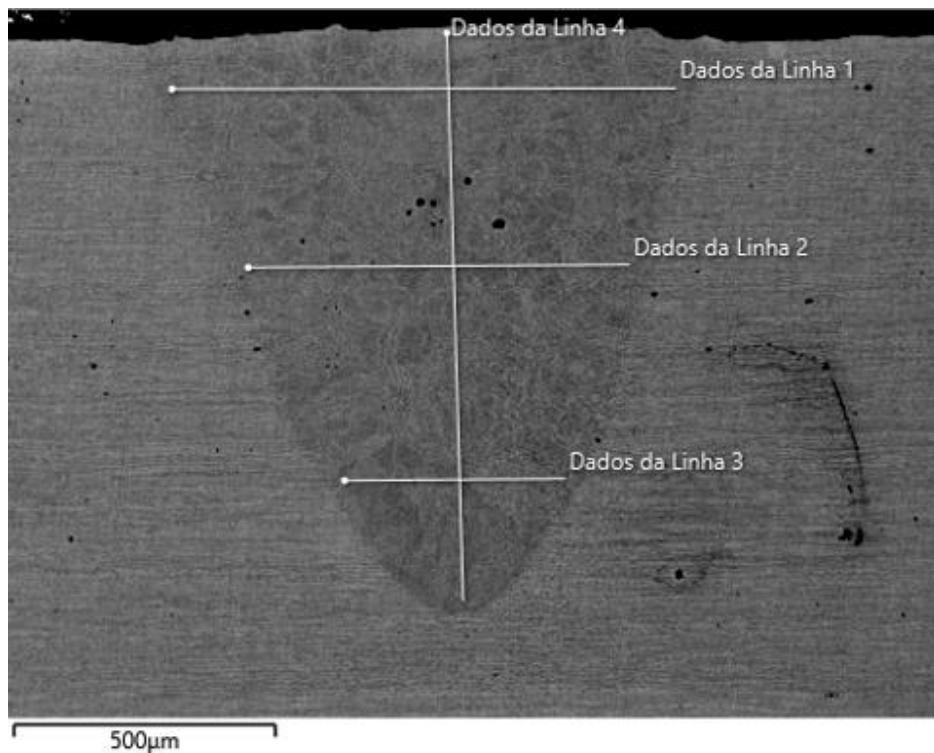


Fonte: Próprio Autor.

O mesmo equipamento foi empregado também na realização de análise química dos corpos de prova, através do método de Espectrografia por Dispersão de Energia (EDS), para avaliação dos elementos de liga presentes no metal de solda e, sua variação em relação aos valores originais do MB.

A análise de EDS foi realizado apenas dentro do cordão de solda, na Figura 22 temos a representação esquemática do procedimento de análise.

Figura 22. Representação esquemática para o procedimento de análise de EDS no cordão de solda.



Fonte: Próprio Autor.

Com relação as linhas de EDS, iniciadas e terminadas dentro da região do metal de solda (como imagem acima), independentemente do número constante na linha da imagem de MEV apresentada, todas as linhas de uma mesma posição foram tratadas por um mesmo número, conforme descrito abaixo:

Linha 1 – Linha mais próxima à superfície do metal de solda;

Linha 2 – Linha central ao metal de solda;

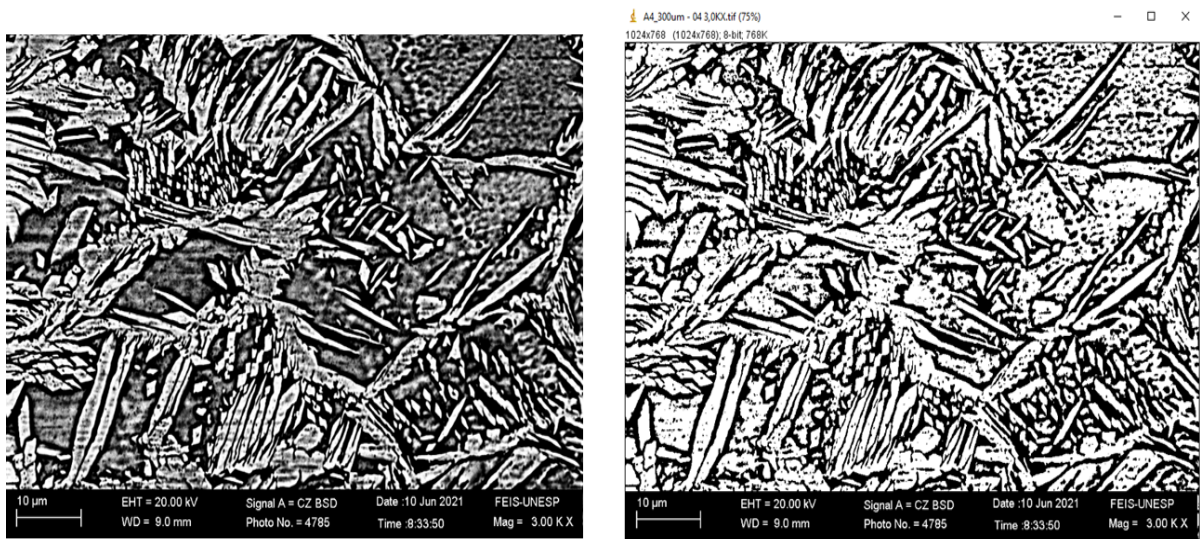
Linha 3 – Linha mais próxima à raiz do cordão de solda;

Linha 4 – Linha vertical descendente (superfície → raiz);

Para cada uma das quatro linhas de EDS foi feita tabela de composição química e gráficos para os elementos Cr, Ni, Mo e Fe em arquivos csv.

Para a determinação da fração volumétrica entre austenita e ferrita, cada micrografia foi binarizada no *software* livre ImageJ que, ao utilizar o comando *threshold*, calculou a porcentagem de pixels escuros (ferrita) e pixels claros (austenita). Para fins estatísticos foram realizadas doze leituras aleatórias. A Figura 23 esquematiza o procedimento.

Figura 23. Micrografia binarizada pelo Software livre ImageJ para a amostra L 300 (Esquerda) Microscopia e (direita) Análise de fase imageJ.

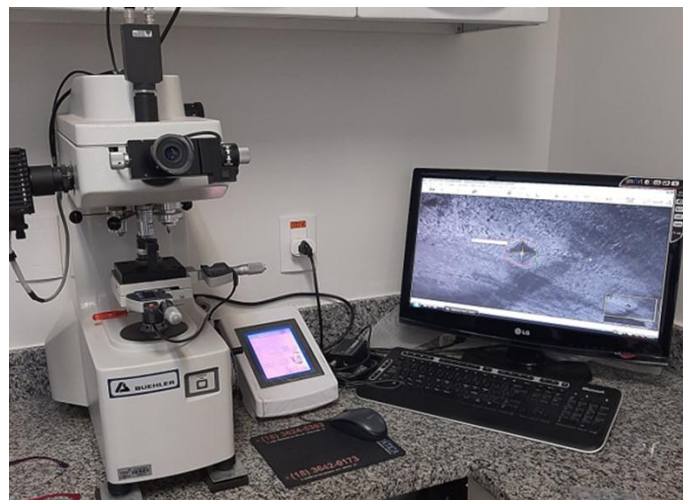


Fonte: Próprio Autor.

4.5 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em um microdurômetro Buehler (Figura 24), modelo MicroMet 5114, localizado no Laboratório da Área de Pediatria, do Departamento de Odontologia da Unesp – Campus de Araçatuba.

Figura 24. Microdurômetro Buehler MicroMet 5114.



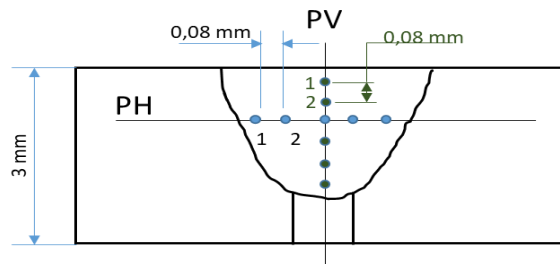
Fonte: Próprio Autor.

O ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM E384, utilizando-se um

indentador Vickers (ponta piramidal de diamante), carga de ensaio de 2N (200 gf) e, uma distância mínima de 2,5 vezes a diagonal da indentação.

A técnica de ensaio escolhida foi a de carregamento- descarregamento, mantendo-se a carga aplicada por 10 s. A Figura 25 apresenta as distâncias e sentidos utilizados na medição de microdureza Vickers.

Figura 25. Esquema representativo das medições de microdureza Vickers realizadas nas juntas soldadas (metais de solda e ZTA).

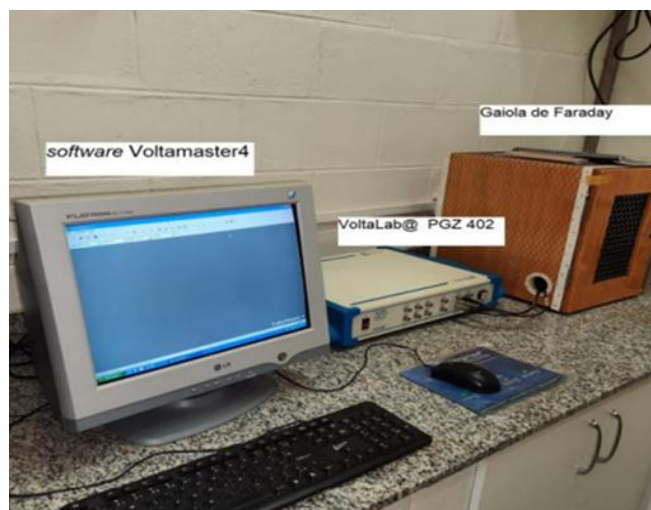


Fonte: Próprio Autor.

4.6 ENSAIO DE CORROSÃO

Os ensaios de corrosão foram realizados no Laboratório de Eletroquímica e Corrosão da Unesp – Campus de Ilha Solteira, de acordo com a norma ASTM G61-9. Na figura 26 temos o Potenciostado da marca Voltalab, modelo PGZ 402, com célula eletroquímica de 3 eletrodos: trabalho, referência e auxiliar (placa de platina).

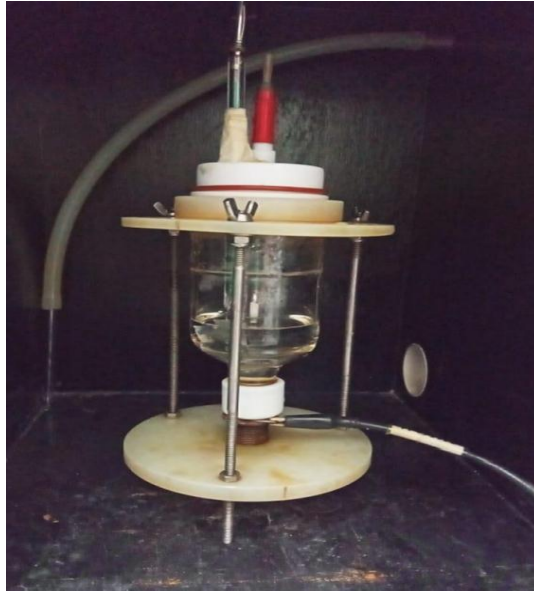
Figura 26. Potenciostato marca Voltalab PGZ 402.



Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 27 é possível ver de forma detalhada dentro da Gaiola de Faraday, onde está localizado o recipiente do experimento, ao qual é utilizada para isolar de possíveis interferências na amostra e o recipiente. O eletrólito foi água do mar natural da praia de Guarujá-SP, $\text{pH}=7,05$.

Figura 27. Interior da gaiola de Faraday.



Fonte: Próprio Autor.

O equipamento utilizado fornece o Potencial de Circuito Aberto (PCA) e o potencial de pite. O Potencial de Circuito Aberto (PCA) apresenta valores termodinâmicos, ou seja, mostra uma tendência a corrosão dos materiais, de modo que, quanto maior o potencial apresentado, menor a tendência desse material sofrer corrosão.

Para a obtenção da curva de polarização linear o ensaio teve início em -1000 mV com uma taxa de varredura de 1 mV/s, finalizando ao atingir uma densidade de corrente de mA, ou seja, quando há um pico de corrente, esse pico caracteriza o pite.

Aplicando log na densidade de corrente obteve-se as curvas de polarização potenciodinâmica. É possível realizar uma análise mais geral do comportamento corrosivo do material através dos parâmetros eletroquímicos obtidos com a extrapolação de Tafel.

4.7 ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Com o auxílio do *software* Microsoft Excel, os resultados foram analisados estatisticamente pelo teste *One-way* ANOVA (análise de variância) para (probabilidade) inferior a 5% ($p < 0,05$) com nível de significância adotado de $\alpha = 5\%$ (ou intervalo de confiança de 95 %).

Foram verificadas a significância da variação das lâminas adicionadas na soldagem, tanto no balanceamento de fração volumétricas de austenita / ferrita, quanto no ensaio de microdureza. Também foi utilizado o Teste de TUKEY no ensaio de microdureza, para que pudesse ser calculado o valor de DMS (Diferença Mínima Significativa), permitindo a comparação entre as médias das amostras, entre elas, fazendo-se as seguintes considerações:

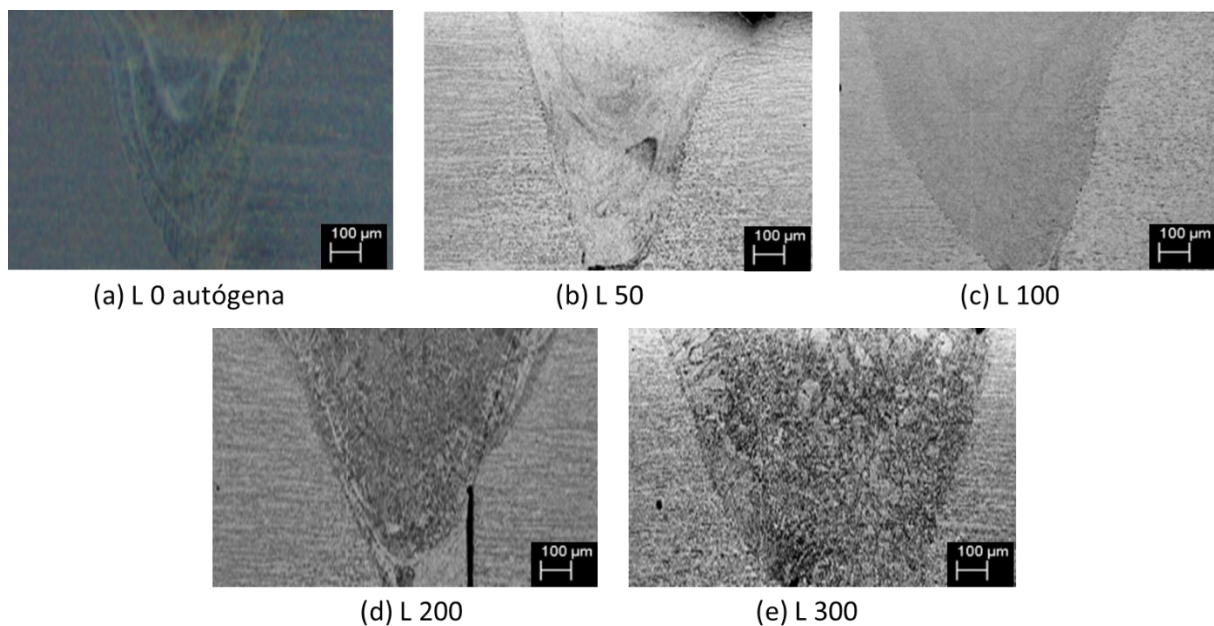
- Se a diferença das medias entre as amostras, em modulo, for maior que o valor de DMS, significa que há diferença significativa entre as medias nas amostras;
- Caso a diferença das medias das amostras, em modulo, for menor que o valor de DMS, significa que não há diferença significativa entre as medias nas amostras.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 ANÁLISE MACROGRÁFICA

Na Figura 28 temos o comparativo, entre a geometria dos cordões de solda obtidos, em cada uma das amostras.

Figura 28. Geometria dos cordões de solda: (a) L 0 amostras autógena de referência; (b) L 50; (c) L 100; (d) L 200 (e) L 300. Ampliação de 100x.



Fonte: Próprio Autor.

Através da análise macroscópica da geometria dos cordões de solda foi possível observar que não houveram trincas nas amostras, além de permitir também a visualização da influência das diferentes espessuras de material de adição na junta soldada, de modo que, quanto maior a espessura do metal de adição empregado, melhor foi a formação qualitativa do cordão.

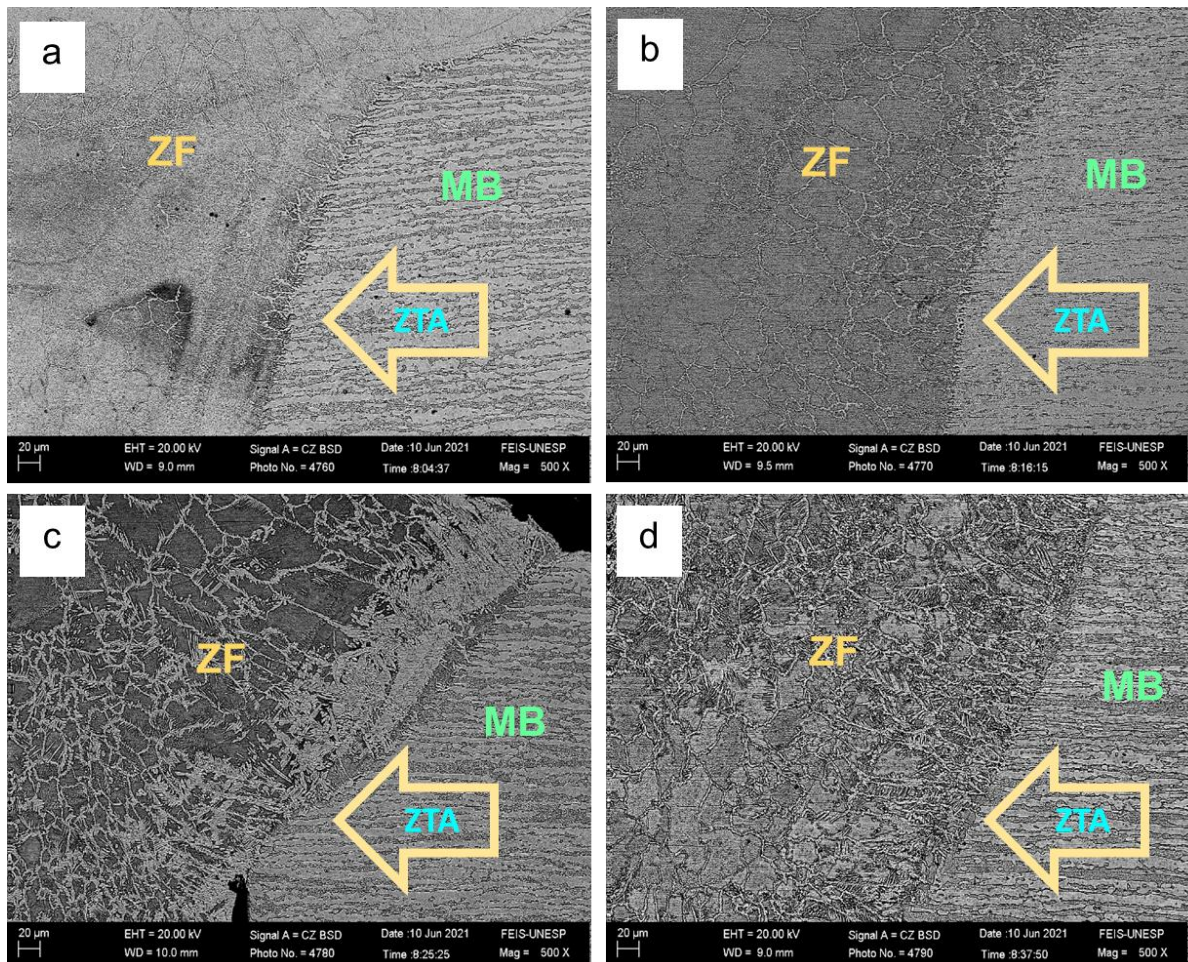
Também fica claro notar que existe um limite de espessura a ser adicionado na junta, uma vez que por se tratar de um sistema de soldagem a laser com foco bastante reduzido, espessuras maiores acabam afastando as chapas de metal base de forma suficiente a prejudicar a solda. Logo, pela verificação da geometria do cordão de solda das amostras percebe-se que a partir de 0,300 mm de metal de adição o processo já se mostra dificultado, sendo que na amostra de 0,400 mm

verificou-se a impossibilidade de soldagem em um dos lados da peça, devido à espessura superior ao foco do laser.

5.2 ANÁLISE MICROGRÁFICA

A Figura 29 traz a comparação das regiões de transição entre MB e zona fundida, para as quatro condições de soldagem com utilização de metal de adição.

Figura 29. Comparação das regiões de transição entre MB e metal de solda para as amostras com metal de adição: (a) L 50; (b) L 100; (c) L 200 e (d) L 300. Ampliação de 500x.



Fonte: Próprio Autor.

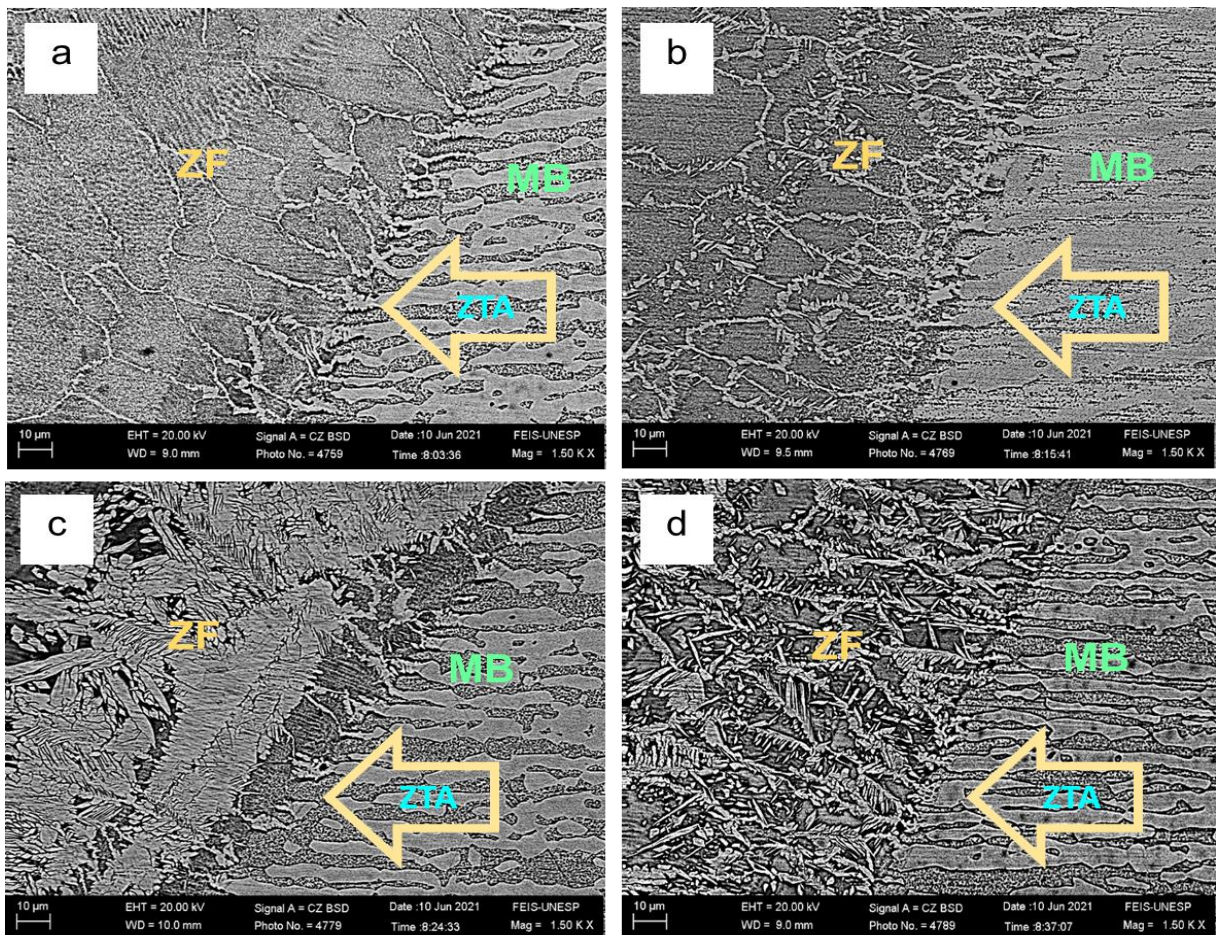
Na análise micrográfica, em todas as amostras foi possível notar a região de transição do MB para a zona fundida, através de uma ZTA estreita.

Na zona fundida das amostras L 50 e L 100, constatou-se uma microestrutura

predominantemente ferrítica, com austenita localizada apenas nos contornos de grãos. O resultado de uma grande predominância ferrítica é esperado para a zona fundida e a ZTA, considerando-se a elevada taxa de resfriamento presente no processo. (MIRAKHORLI; GHAINI; TORKAMANY, 2012).

Nas amostras L 200 e L 300 podemos notar na zona fundida uma maior presença de austenita identificada pelas regiões claras, também podemos observar que quanto maior a espessura do metal de adição empregado, melhor foi a formação qualitativa do cordão. Seguindo para uma maior ampliação na junta soldada, verifica-se na Figura 30 o comparativo das regiões de transição entre MB e zona fundida, para as quatro condições de soldagem com utilização de metal de adição, para uma ampliação de 1500 vezes.

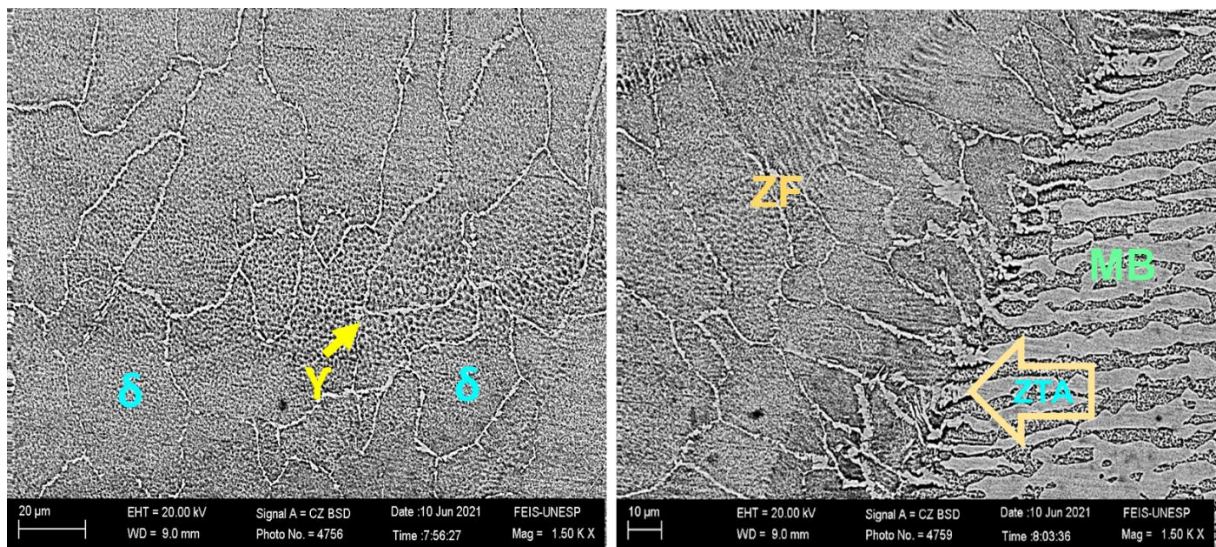
Figura 30. Comparação das regiões de transição entre MB e metal de solda para as amostras com metal de adição: (a) L 50; (b) L 100; (c) L 200 e (d) L 300. Ampliação de 1500x.



Fonte: Próprio Autor.

Através da Figura 30, percebe-se com maior clareza a influência do metal de adição na junta soldada constatando-se uma maior formação de austenita, identificada pelas regiões mais claras, em contraste com a ferrita, representada pelas regiões mais escuras. As Figuras 31, 32, 33 e 34, apresentam as regiões de transição, entre MB e zona fundida, para as quatro condições de soldagem com metal de adição, juntamente às suas zonas fundidas.

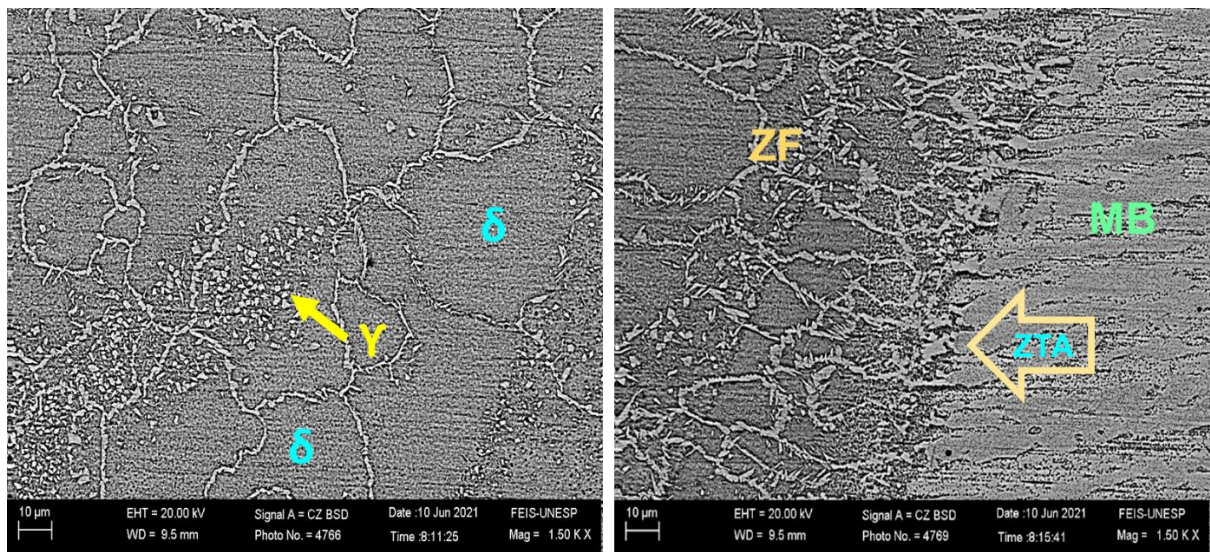
Figura 31. Microscopia para a amostra L 50. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 1500x.



Fonte: Próprio Autor

Na zona fundida há o predomínio da microestrutura ferrítica com grãos poligonais, enquanto que nos contornos de grão visualizamos a formação de austenita γ (conforme indicação por seta na imagem). Na zona de transição com o MB a região da zona fundida apresenta grãos alongados alinhados na direção de extração do calor, cuja formação se dá pelo crescimento de grãos do MB que estão na interface sólido-líquido. Este fenômeno é conhecido como “crescimento epitaxial”.

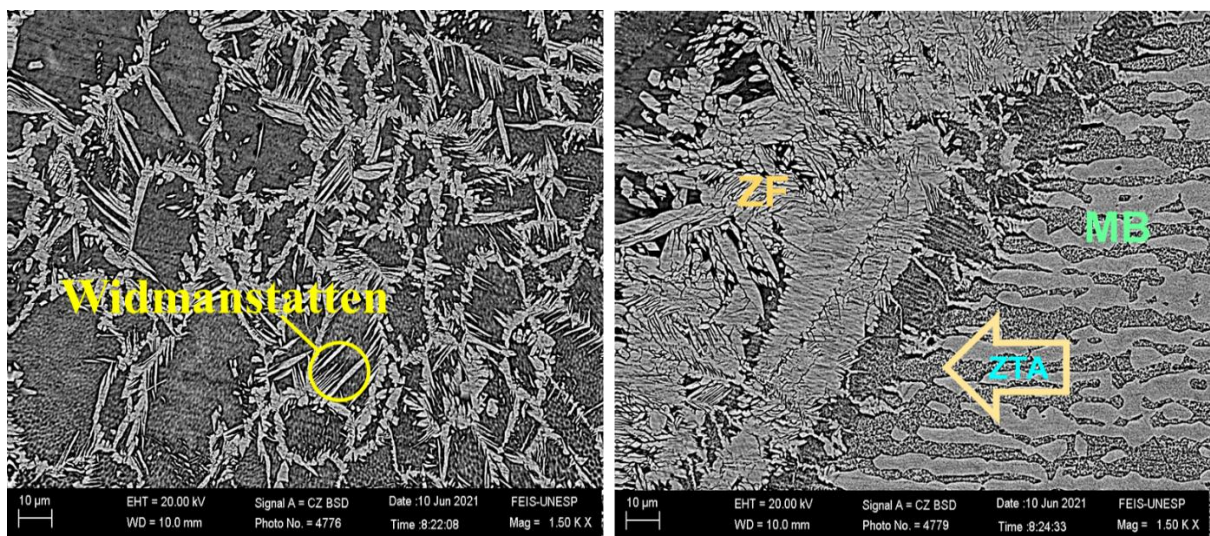
Figura 32. Microscopia para a amostra L 100. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 1500x



Fonte: Próprio Autor.

A amostra L 100 apresenta uma microestrutura ferrítica, com grãos maiores e geometria equiaxial, na região central de sua zona fundida, além de um crescimento bem parecido em todas as direções, que pode ter sido ocasionado pelo subsequente aquecimento causado pela sobreposição dos pulsos de laser durante o processo de soldagem. Podemos notar também a formação de austenita intergranular (γ) no interior do grão de ferrita δ .

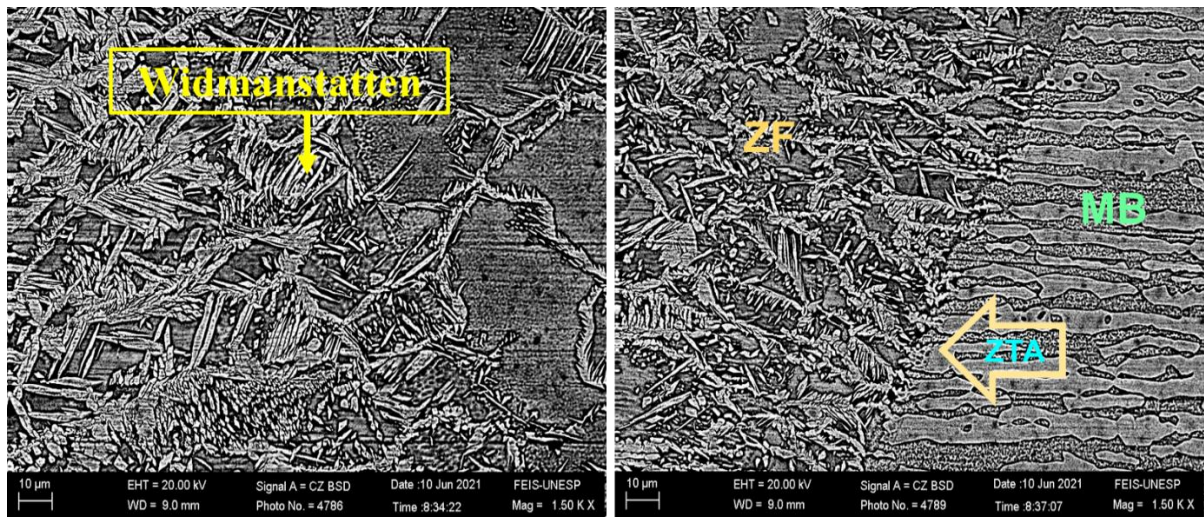
Figura 33. Microscopia para a amostra L 200. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 1500x.



Fonte: Próprio Autor.

Na amostra L 200 percebe-se com maior clareza a influência do material de adição na junta soldada, fica nítido a maior formação de austenita, identificada pelas regiões mais claras em contraste com a ferrita identificada pela cor mais escura. Temos a formação de austenita de Widmanstätten. Esse tipo de austenita origina-se de uma transformação no estado sólido, afetada pelas taxas de resfriamento e aquecimento (Mohammed, G.R. et al., 2017). Já na ZTA e região de transição, notamos o material da junta tentando se assimilar ao MB.

Figura 34. Microscopia para a amostra L 300. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 1500x.

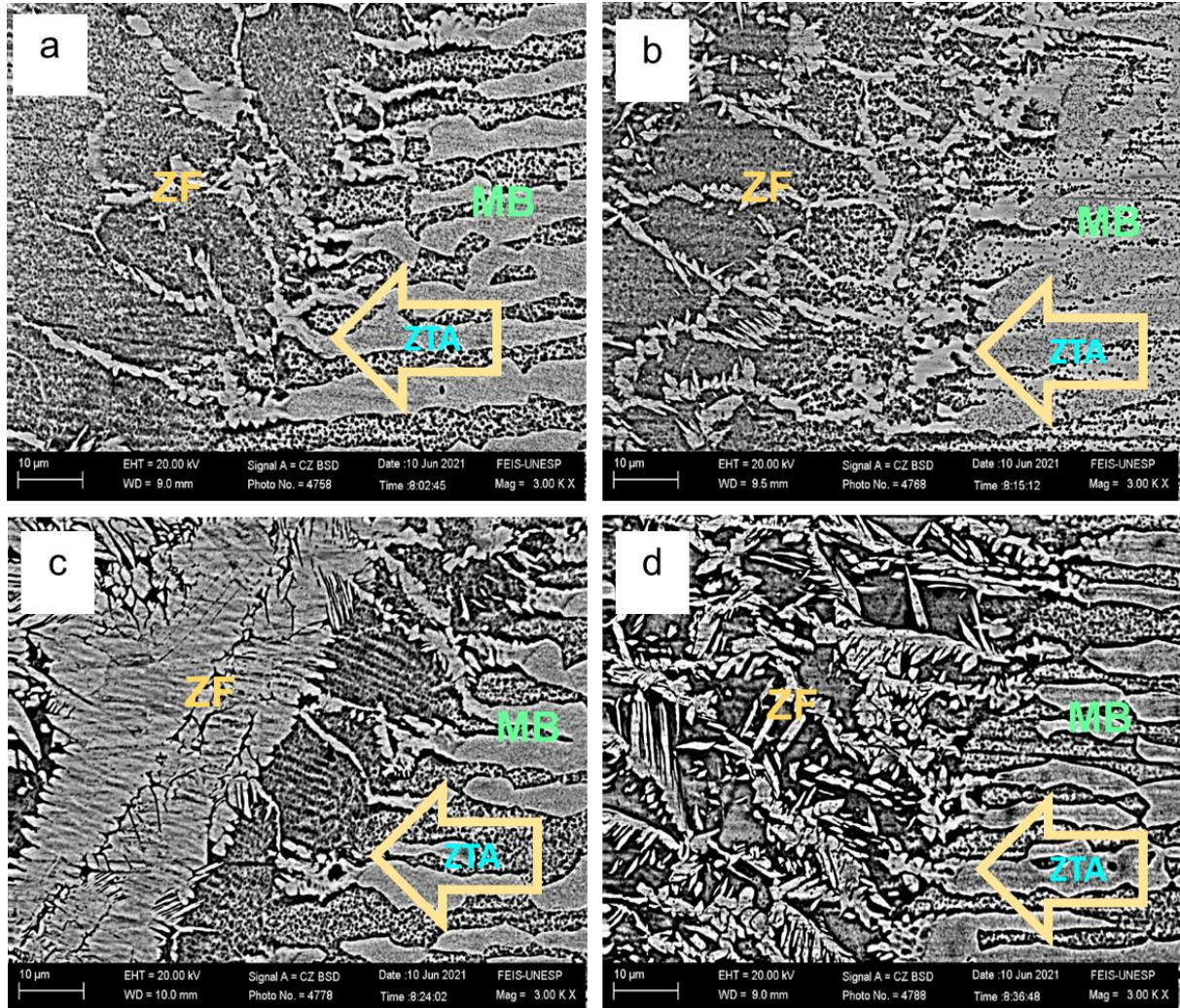


Fonte: Próprio Autor.

Na amostra L 300, nota-se um aumento na presença de austenita. As características apresentadas estão em conformidade com as descrições de Modenesi (2001), onde afirma que, em materiais com elevada relação Cr/Ni, a solidificação na poça de fusão ocorre somente com a formação de ferrita, seguida pela nucleação de austenita nos contornos de grão da ferrita já solidificada e seu crescimento para o interior dos grãos no formato de placas, promovendo o aspecto conhecido como Widmanstätten.

A seguir, na Figura 35, são comparadas as regiões de transição entre MB e zona fundida, para as quatro condições de soldagem com utilização de metal de adição.

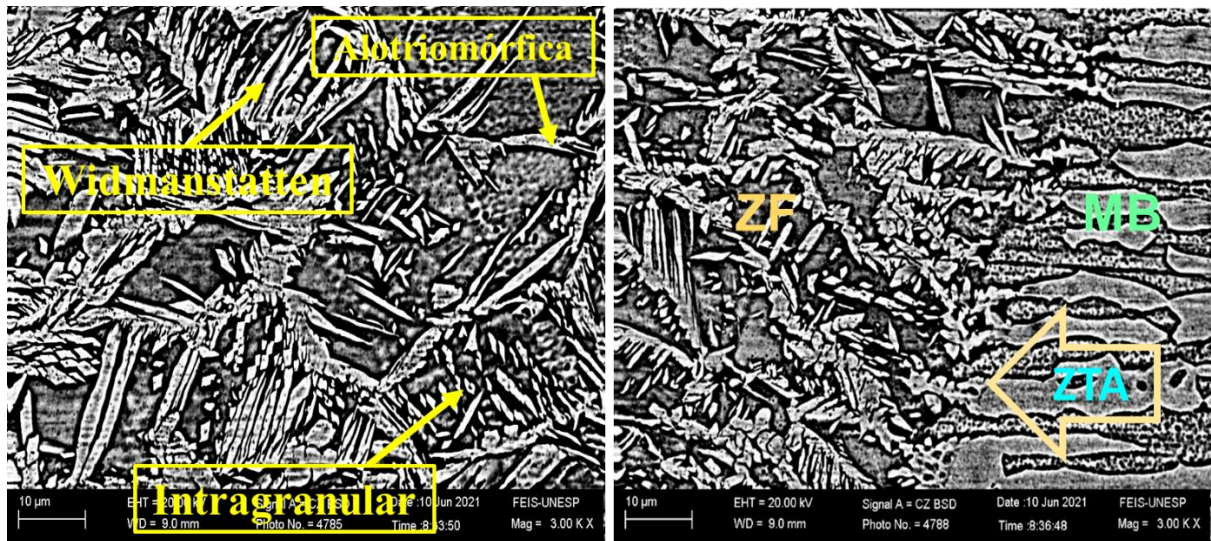
Figura 35. Comparação das regiões de transição entre MB e metal de solda para as amostras com metal de adição: (a) L 50; (b) L 100; (c) L 200 e (d) L 300. Ampliação de 3000x.



Fonte: Próprio Autor.

Com essa maior ampliação, temos uma melhor visualização da austenita formada, permitindo uma melhor análise quanto as diferentes estruturas e quanto a quantidade visual apresentada. Para uma melhor análise, temos na Figura 36, a zona fundida e a zona de transição para a amostra L 300.

Figura 36. Microscopia para a amostra L 300. (Esquerda) zona fundida e (Direita) zona de transição entre MB e zona fundida. Ampliação de 3000x.



Fonte: Próprio Autor.

Pela análise da Figura 37, nota-se com maior clareza a influência do material de adição na junta soldada. Com a maior aproximação, fica nítido a maior formação de austenita, identificada pelas regiões mais claras e a presença de austenita nas três formas: alotriomórficas de contorno de grãos, Widmanstätten, que tem origem dentro do grão de ferrita a partir da austenita alotriomórfica de contorno de grão e austenita intragranular (Muthupandi, V. et al., 2003).

5.2.1 Análise química - EDS

Na Tabela 11 temos os valores médios da composição química do fabricante.

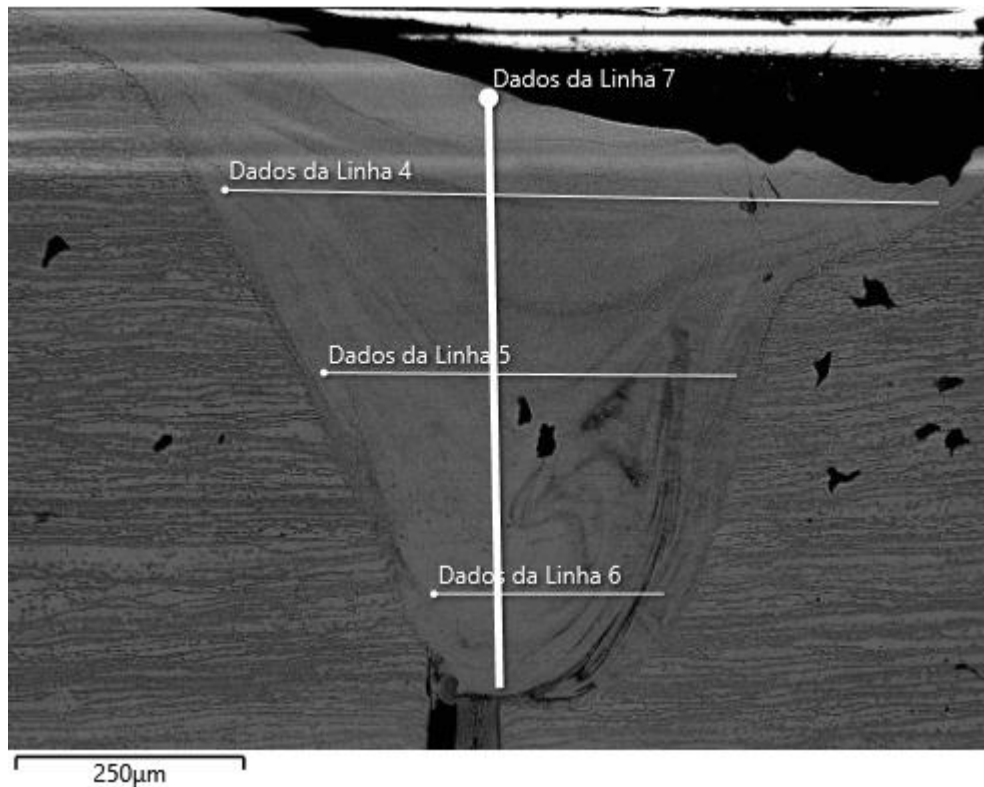
Tabela 11. Composição química dos aços (% em peso).

Aço	Ni	Cr	Mo	Fe
UNS S32205	4,50	22,00	3,00	67,33
AISI 316L	13	17,28	2,3	65,79

Fonte: Empresa Realum.

Na Figura 37 temos a análise de EDS da amostra L 50. Na Tabela 12 temos os valores médios da amostra L 50.

Figura 37. Análise de EDS da amostra L 50.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 12. EDS valores médios da amostra L 50.

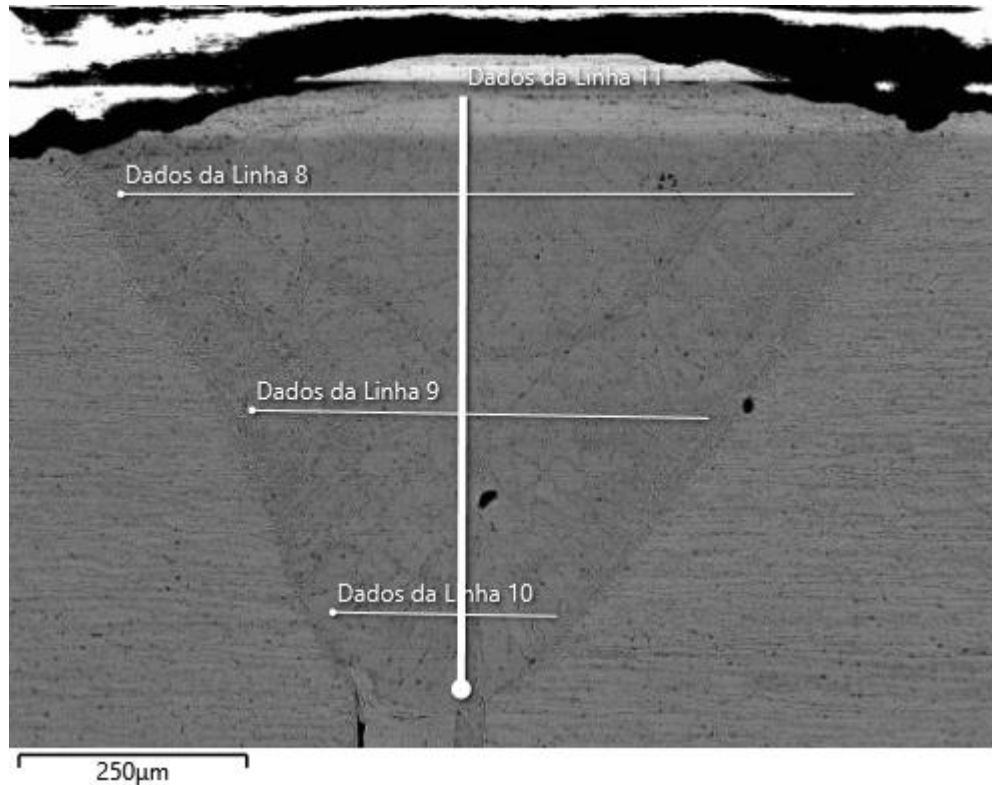
Amostra L 50				
Linhas	Ni	Cr	Mo	Fe
1	7,31	24,95	4,96	62,78
2	7,04	24,78	4,83	63,35
3	7,06	25,06	4,49	63,39
4	7,25	24,85	4,48	63,42
Média	7,17	24,91	4,69	63,24
Desv. Padrão	0,12	0,11	0,21	0,26

Fonte: Próprio Autor.

A amostra L 50 em relação ao percentual de Ni no metal base, o metal de solda apresentou um aumento percentual de 59,33% de Ni. Essa quantidade percentual de Ni, não foi suficiente para formar uma quantidade suficiente de austenita, capaz de restabelecer o balanceamento de fases.

Na Figura 38 temos a análise de EDS da amostra L 100. Na Tabela 13 temos os valores médios da amostra L 100.

Figura 38. Análise de EDS da amostra L 100.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 13. EDS valores médios da amostra L 100.

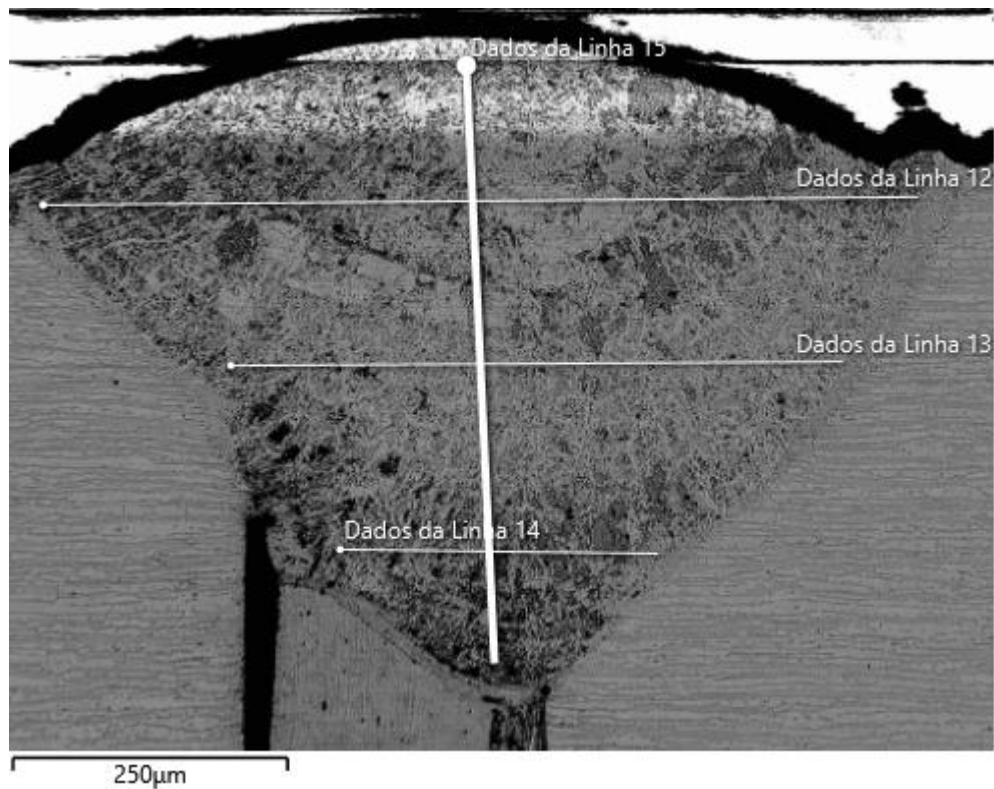
Amostra L 100				
Linhas	Ni	Cr	Mo	Fe
1	7,91	23,27	4,51	64,32
2	7,82	23,95	4,71	63,52
3	8,11	23,14	4,83	63,92
4	7,94	23,21	4,24	64,61
Média	7,95	23,39	4,57	64,09
DEsv. Padrão	0,11	0,33	0,22	0,41

Fonte: Próprio Autor.

A amostra L 100 em relação ao percentual de Ni no metal base, o metal de solda apresentou um aumento percentual de 76,66% de Ni. Essa quantidade percentual de Ni, proporcionou uma formação de austenita nos contornos de grãos e intragranular, mas que não foi suficiente para restabelecer o balanceamento de fases.

Na Figura 39 temos a análise de EDS da amostra L 200. Na Tabela 14 temos os valores médios da amostra L 200.

Figura 39. Análise de EDS da amostra L 200.



Fonte: Próprio Autor

Tabela 14. EDS valores médios da amostra L 200.

Amostra L 200				
Linhas	Ni	Cr	Mo	Fe
1	8,88	19,98	6,30	64,85
2	8,63	20,34	4,68	66,35
3	8,73	20,31	5,34	65,62
4	8,87	20,24	5,49	65,41
Média	8,78	20,22	5,45	65,56
Desv. Padrão	0,10	0,14	0,58	0,54

Fonte: Próprio Autor.

A amostra L 200 em relação ao percentual de Ni no metal base, o metal de solda apresentou um aumento de 95,11% de Ni. Esse aumento de Ni proporcionou uma maior quantidade na formação de austenita e ajudou a melhorar o balanceamento de fases.

Na Figura 40 temos a análise de EDS da amostra L 300. Na Tabela 15 temos os valores médios da amostra L 300.

Figura 40. Análise de EDS da amostra L 300.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 15. EDS valores médios da amostra L 300.

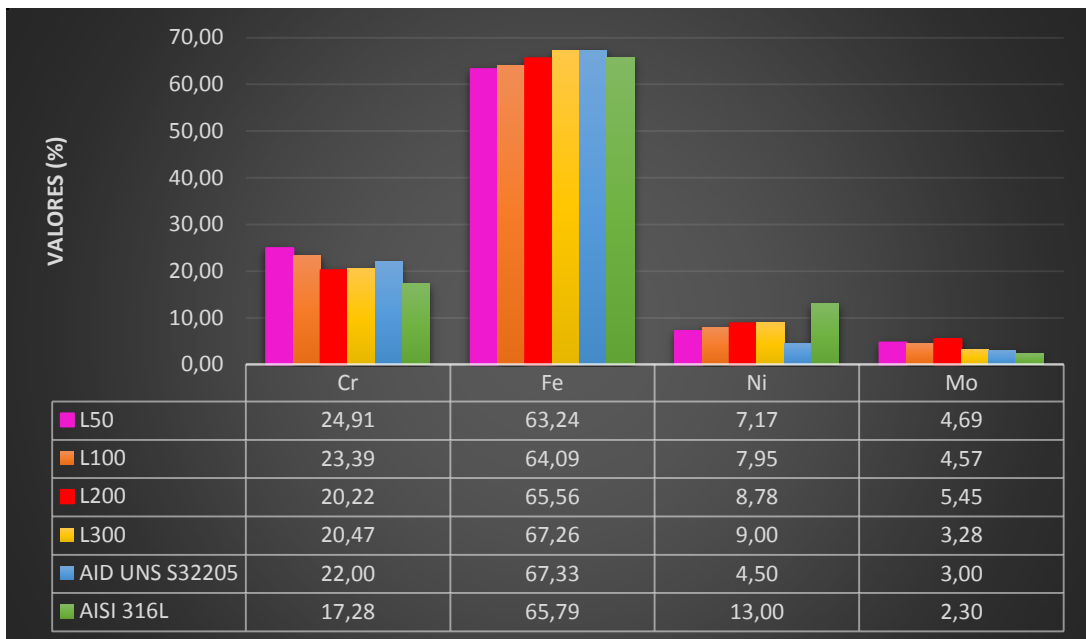
Amostra L 300				
Linhas	Ni	Cr	Mo	Fe
1	8,97	20,62	3,33	67,08
2	8,98	20,52	3,18	67,32
3	9,11	20,30	3,32	67,28
4	8,93	20,43	3,28	67,37
Média	9,00	20,47	3,28	67,26
Desv. Padrão	0,07	0,12	0,06	0,11

Fonte: Próprio Autor.

A amostra L 300 em relação ao percentual de Ni no metal base, o metal de solda apresentou um aumento percentual de 100% de Ni, esse aumento de Ni proporcionou uma maior austenitização no cordão de solda e ajudou no reestabelecimento do balanceamento de fases.

Na Figura 41 temos a representação gráfica entre a espessura das amostras e a composição química média dos elementos (Ni, Cr, Mo e Fe).

Figura 41. Representação gráfica entre espessura das amostras e a composição química média dos elementos (Ni, Cr, Mo e Fe).



Fonte: Próprio Autor.

Podemos observar no gráfico que há uma variação numérica entre as espessuras adicionadas e os elementos químicos. Nos elementos químicos Cr e Mo, conforme houve aumento da espessura da lâmina empregada, ocorreu uma diminuição de participação percentual desses elementos no metal de solda. No caso do Cr, a variação entre as amostras L 50 e L 300 foi de 4,44%, enquanto que, no caso do Mo, a variação foi de 1,41%.

Nos elementos químicos Ni e Fe, a variação percentual desses elementos possui uma relação direta com a variação da espessura da lâmina de metal de adição empregada, de modo que, conforme houve aumento da espessura da lâmina empregada, ocorreu também um aumento da variação desses elementos. A variação de Ni entre as amostras L 50 e L300 foi de 1,83%, enquanto que, no Fe a variação foi de 4,02%.

Pelas análises individuais de cada amostra por meio do EDS, a amostra L 300 foi a que obteve o maior aumento percentual de Ni no metal de solda, quando comparado ao metal base, indo de 4,50% no metal base, para 9,00% no metal de solda, acarretando em um aumento de 100%.

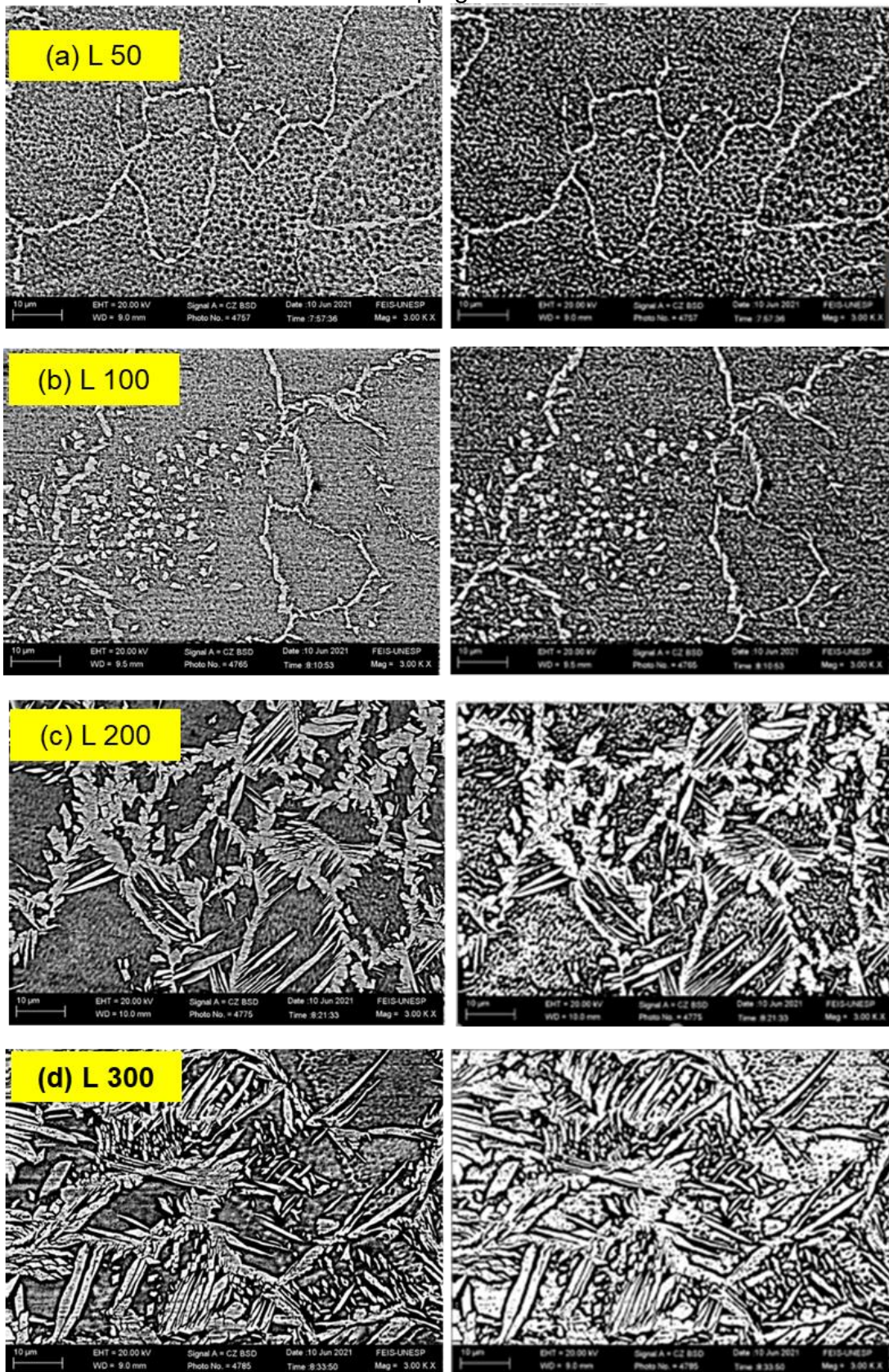
Esse aumento percentual de Ni foi crucial nos valores de balanceamento de fase, devido a sua característica gamagênica, o que auxiliou e favoreceu a formação e estabilização de austenita durante o processo de resfriamento do metal de solda.

5.3 BALANÇO VOLUMÉTRICO DE FASES

A análise do balanço microestrutural dos cordões de solda foi feita utilizando-se o software livre ImageJ. As imagens foram binarizadas e com o próprio software determinou-se a quantidade de bits pretos e brancos. Os bits pretos representam as regiões de ferrita e os brancos as regiões de austenita, foram realizadas 12 leituras aleatórias em cada amostra.

A Figura 42 apresenta as imagens binarizadas empregadas no cálculo de balanceamento volumétrico de fases austenita e ferrita, nas amostras L 50, L 100, L 200 e L 300.

Figura 42. Micrografias binarizadas empregadas no cálculo do balanço volumétrico de fases austenita e ferrita, para cada espessura de lâmina de metal de adição empregada.



Fonte: Próprio Autor

A Tabela 16 indica a média resultante das frações volumétricas de austenita e ferrita para as 4 condições de soldagem com metal de adição e, para a amostra soldada autogenamente.

Tabela 16. Fração volumétrica de austenita – ferrita.

Amostra	Austenita (%)	Ferrita (%)	Desvio Padrão
L 0	7,3	92,7	0,2
L 50	33,5	66,5	2,1
L 100	37,4	62,6	1,7
L 200	44,8	55,2	2,2
L 300	51,9	48,1	2,7

Fonte: Próprio Autor.

A Tabela 17 apresenta o quadro ANOVA para a variação do balanço volumétrico de fases de cada amostra

Tabela 17. Análise ANOVA para a variação volumétrica de fases, austenita e ferrita, para cada uma das amostras.

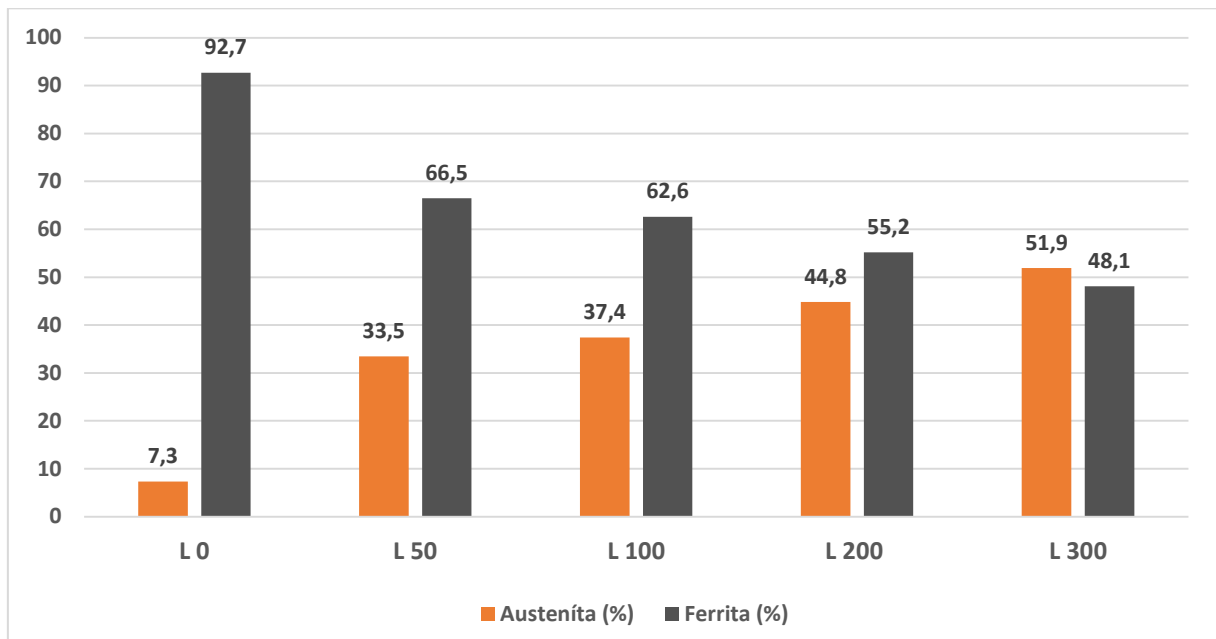
ANOVA - Variação das amostras						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	2256,00	1	2256,00	7,80	0,02	5,32
Dentro dos grupos	2313,90	8	289,24			
Total	4569,90	9				

Fonte: Próprio Autor.

De acordo com a análise de variância para as amostras, as variações de espessuras das lâminas utilizadas na soldagem, foi significativa uma vez que, sua probabilidade P foi menor que o nível de significância adotado $\alpha=5\%$ (ou intervalo de confiança de 95 %).

Na Figura 43 temos o gráfico da fração volumétrica de austenita e ferrita para cada uma das amostras.

Figura 43. Gráfico da fração volumétrica de austenita e ferrita para cada uma das amostras.



Fonte: Próprio Autor.

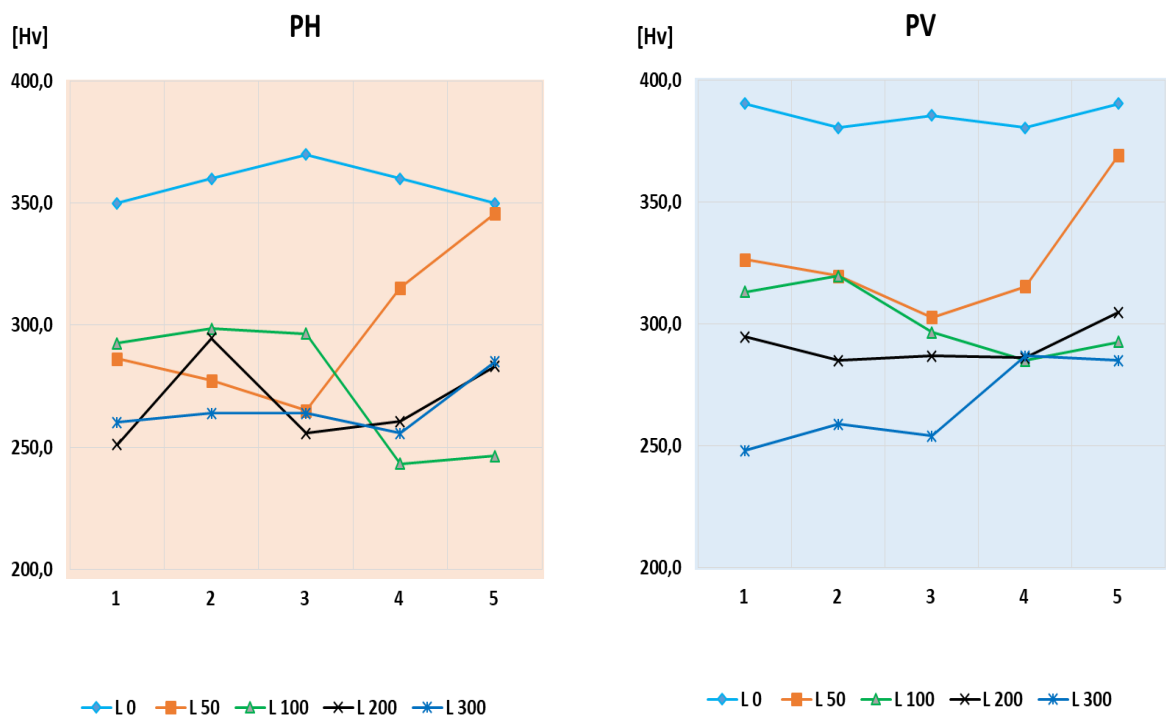
Na amostra L 0, que é a amostra autógena de referência, segundo FRANZINI (2016), pode ser gerado até 8% de austenita no metal de solda. Em soldagens de aços inoxidáveis duplex, austenita é formada pela transformação no estado sólido, que é fortemente afetada pelas taxas de resfriamento e aporte de calor. Sob altas taxas de resfriamento, não há tempo para completar a transformação de ferrita para austenita até a relação de fase ideal, resultando em uma microestrutura predominantemente ferrítica.

Nota-se que o balanceamento de fases melhorou conforme houve aumento da quantidade de metal de adição empregado, sendo que o melhor balanceamento volumétrico de fases ocorreu na amostra L 300, com frações volumétricas de (51,9%) de austenita e (48,1%) de ferrita, valores bem similares aos visualizados no MB. Esse fato pode ser atribuído a alta presença de elementos gamagênicos, como o Mn e o Ni, na composição química do metal de adição, o que contribuiu no processo de austenitização do metal de solda durante seu processo de resfriamento.

5.4 MICRODUREZA VICKERS

Na Figura 44 é apresentado o gráfico de microdureza Vickers x pontos de medição, para os valores medidos na Zona Fundida de cada uma das amostras.

Figura 44. Gráfico de perfil de microdureza Vickers na zona fundida a (Esquerda) Plano Horizontal (PH) e a (Direita) plano Vertical (PV).



Fonte: Próprio Autor.

A Tabela 18 apresenta os resultados da microdureza Vickers para cada condição de soldagem com metal de adição e, para a amostra soldada autogenamente, tanto para medições realizadas na direção horizontal (PH) do cordão de solda, quanto para medições realizadas na direção vertical (PV), no sentido da superfície do cordão para sua raiz.

Tabela 18. Resultados do ensaio de Microdureza Vickers.

Medição	Amostra	1	2	3	4	5	Média	DPA	(%)
PH	L O	350,0	360,0	370,0	360,0	350,0	358,0	7,4	2,0
PH	L 50	286,2	277,3	265,0	315,3	345,8	297,9	29,1	9,7
PH	L 100	292,6	298,6	296,6	243,3	246,5	275,5	25,1	9,1
PH	L 200	251,0	294,6	255,7	260,6	283,2	269,0	16,9	6,2
PH	L 300	260,3	263,9	263,9	255,7	285,0	265,7	10,0	3,7
PV	L O	390,3	380,5	385,5	380,5	390,3	385,4	4,3	1,1
PV	L 50	326,4	319,7	302,6	315,3	369,2	326,6	22,6	6,9
PV	L 100	313,1	319,7	296,6	285,0	292,6	301,4	12,9	4,3
PV	L 200	294,6	285,0	286,9	286,0	304,7	291,4	7,4	2,5
PV	L 300	248,0	258,9	254,1	286,9	285,0	266,5	16,2	6,0

Fonte: Próprio Autor.

Podemos observar no gráfico da Figura 45, que houve mudança na análise de microdureza pelas diferentes espessuras de lâminas empregadas, ou seja, podemos notar que conforme se aumenta a espessura da lâmina a dureza se reduz.

Este fato pode ser explicado através da análise química dos elementos no cordão de solda que pela análise do EDS mostrou que conforme se aumenta a espessura da lâmina o elemento químico Ni aumenta, enquanto o elemento químico Cr diminui. O Ni por ser um elemento gamagenico ajuda a aumentar a austenitização e o Cr como elemento alfa gênico ajuda na formação Ferrítica.

Para se ter maior clareza e validade estatística da influência das espessuras das lâminas empregadas, nos resultados de dureza obtidos, as Tabelas 19 e 20 trazem, respectivamente, os resultados das análises ANOVA para os resultados de dureza nas direções horizontal e vertical.

Tabela 19. ANOVA microdureza das amostras no metal de solda (PH).

ANOVA microdureza das amostras no metal de solda plano horizontal						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	29357,60	4	7339,40	15,28	7,08E-06	2,86
Dentro dos grupos	9606,46	20	480,32			
Total	38964,00	24				

Fonte: próprio Autor.

Tabela 20. ANOVA microdureza das amostras no metal de solda (PV).

ANOVA microdureza das amostras no metal de solda plano vertical						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	40882,60	4	10220,60	40,13	2,75E-09	2,86
Dentro dos grupos	5093,00	20	254,65			
Total	45975,60	24				

Fonte: Próprio Autor.

De acordo com a análise de variância, para diferentes espessuras de lâminas houve diferença significativa na variação da média das microdurezas das amostras, em ambos os planos horizontal e vertical, pois as probabilidades P foram menores que o nível de significância $\alpha=5\%$ (ou intervalo de confiança de 95%). A Tabela 21 traz os resultados para o teste de TUKEY, demonstrando como que as médias se diferem uma das outras.

Tabela 21. Resultados das médias Teste de TUKEY.

AMOSTRA	PLANO	Média PH	Média PV	Mód. Média
L 0	PH - PV	358,00	385,42	27,42
L 50	PH - PV	297,92	326,64	28,72
L 100	PH - PV	275,52	301,40	25,88
L 200	PH - PV	269,02	291,44	22,42
L 300	PH - PV	265,76	266,76	0,82

Fonte: Próprio Autor.

Para os dados obtidos na análise de ANOVA, temos o valor de DMS igual a 24,52. Analisando os resultados obtidos na Tabela de TUKEY, as amostras L 0, L 50

e L 100 possuem diferenças significativas, pois os valores em módulo das médias foram maiores que o DMS calculado de 24,52. Já para as amostras L 200 e L 300, não houveram diferenças significativas, pois os módulos das suas médias foram menores que o valor de DMS calculado.

Pela análise gráfica, a amostra L 0 é a que apresenta a maior dureza, pois sendo a amostra autógena possui a sua microestrutura predominantemente ferrítica (92,7%).

Analisando-se as durezas das amostras no plano vertical, houve uma tendência no aumento da dureza no centro do cordão da solda, podendo tal fato ser relacionado à formação de regiões refundidas no metal de solda.

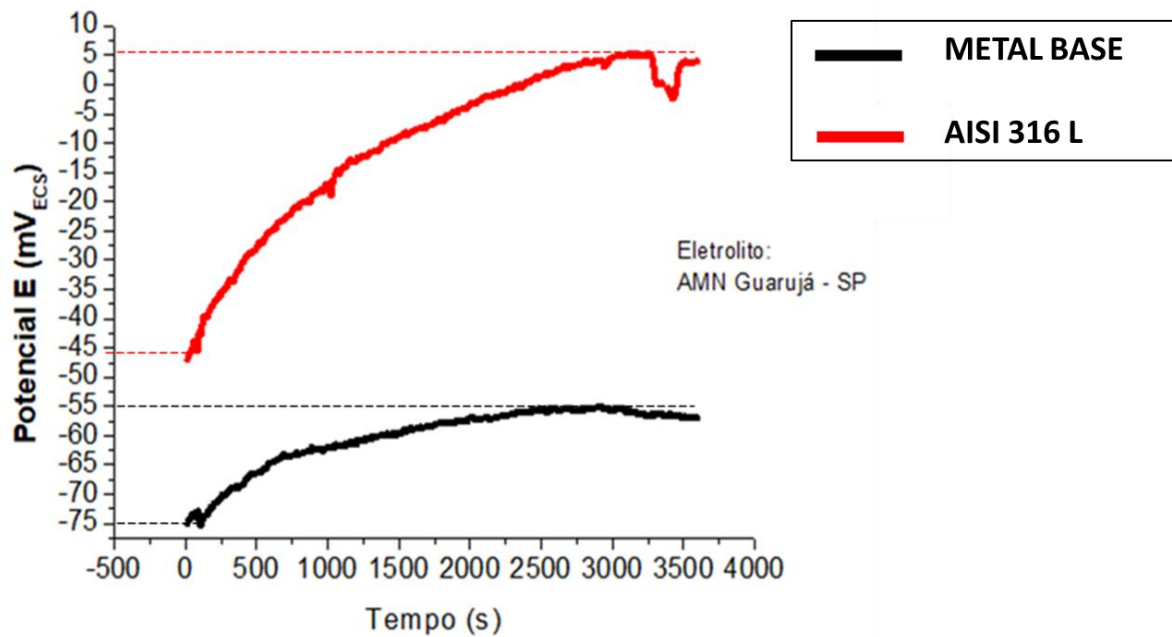
A medida que houve aumento da quantidade de metal de adição, houve um melhor balanceamento de fases no cordão de solda. Esse fenômeno está diretamente ligado à microestrutura formada no cordão de solda, visto que a austenita possui uma dureza inferior que a ferrita, e suas diferentes quantidades resultam em diferentes durezas, também não foram observadas trincas nas regiões da junta soldada fato estes também justificados por Rossi, Neves e Rocha (2013).

A amostra L 300 apresentou uma dureza média de (266,17 Hv) muito próxima a dureza do MB (261 Hv), fato atrelado ao fato de a amostra L 300 ter sido a que apresentou o maior aumento percentual de Ni conforme análise química do EDS, e também a que apresentou os melhores resultados para o balanceamento de fases.

5.5 CORROSÃO

Na Figura 45 são apresentadas as curvas de Potencial de Circuito Aberto (PCA), tanto para o metal de adição, quanto para o MB.

Figura 45. Curva de Potencial de Circuito Aberto (PCA).



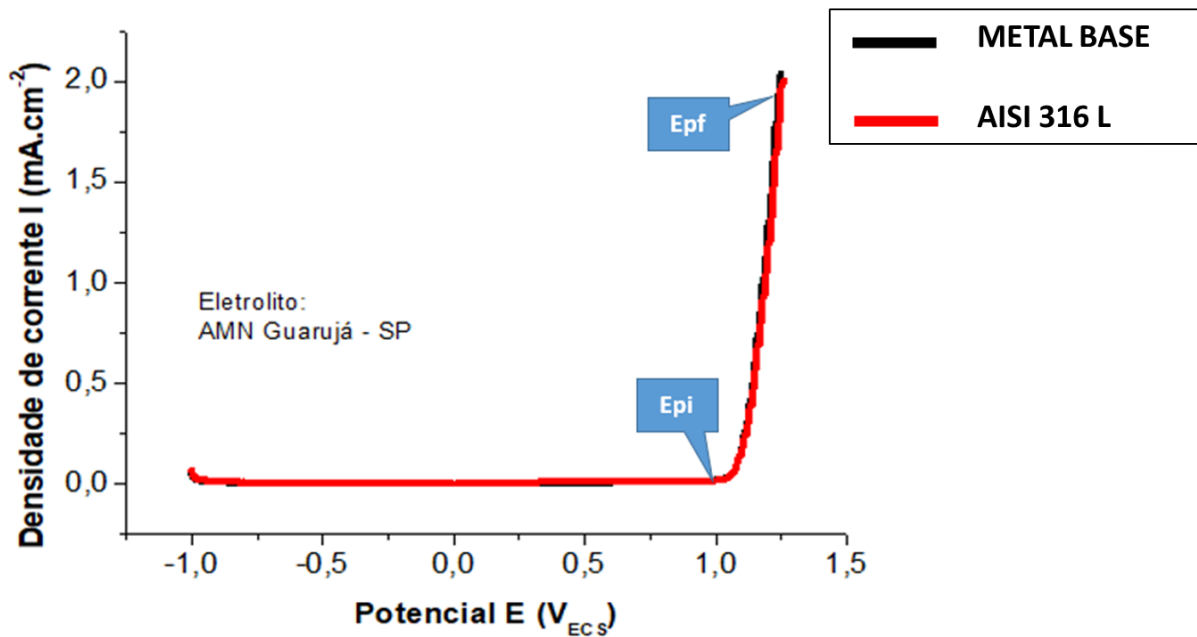
Fonte: Próprio Autor.

Nota-se que o metal de adição AISI 316L inicia o experimento em - 45 mV. Porém, ao final dos 3600 s, ele demonstra um aumento de 55 Mv, demonstrando uma tendência ao aumento do potencial pelo tempo, constatando assim que a película protetora não é quebrada nesse tempo, mantendo a passividade do material.

O MB inicia em - 75 mv e, finaliza em -55 mV, mostrando uma pequena variação. Sendo assim, o MB possui uma maior tendência a perda da passividade, ou seja, uma tendência maior a corrosão.

Na Figura 46 temos a curva de polarização linear.

Figura 46. Curva de Polarização Linear.



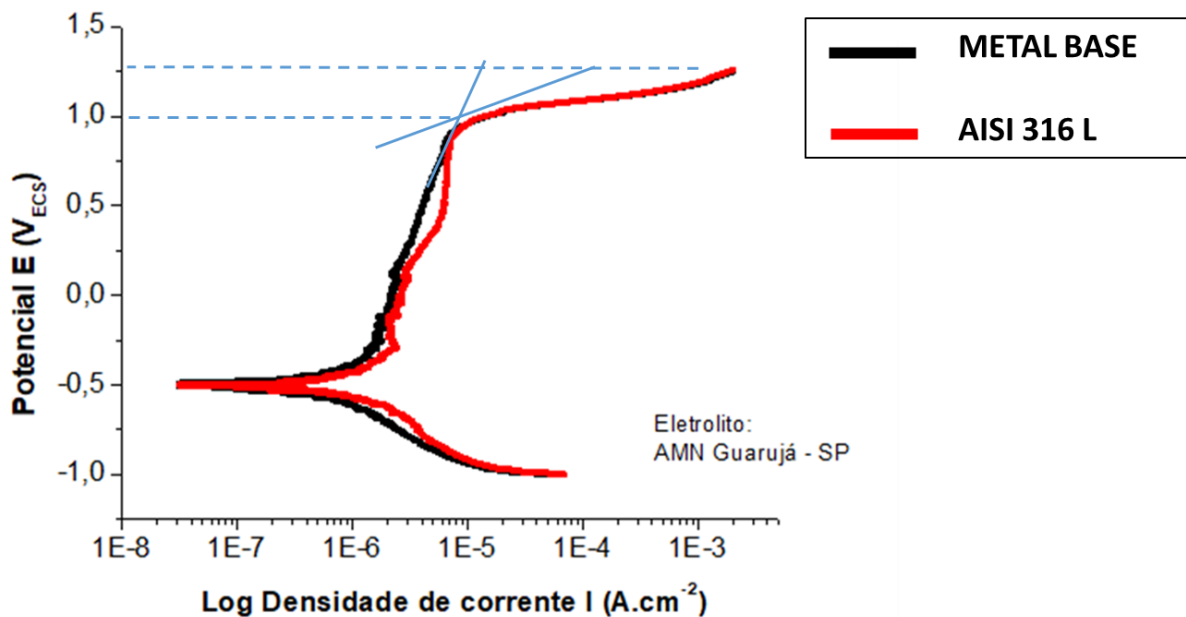
Fonte: Próprio Autor.

Conforme podemos observar na Curva de Polarização Linear, o metal de adição e o MB, apresentaram um comportamento semelhante.

Os valores obtidos para o MB foram ($E_{\text{pi}} = 1035 \text{ mV}$ e $E_{\text{pf}} = 1245 \text{ mV}$). Já para o metal de adição foram: ($E_{\text{pi}} = 1040 \text{ mV}$ e $E_{\text{pf}} = 1265 \text{ mV}$). O metal de adição na junta soldada apresentou um maior potencial de pit, fato também relacionado com o aumento de Ni na amostra, que aumentou a austenitização e, conseqüentemente, a resistência a corrosão.

Na Figura 47 temos a curva de polarização potenciodinâmica.

Figura 47. Curva de Polarização Potenciodinâmica.



Fonte: Próprio Autor.

Percebe-se que as amostras não demonstram influência no comportamento de corrosão por pites, vista curvas semelhantes para ambas. Os parâmetros eletroquímicos, obtidos das curvas de polarização estão inseridos na Tabela 22.

Tabela 22. Parâmetros eletroquímico das amostras.

Amostra	E_{corr} (mV)	I_{cor} ($\mu A/cm^2$)	R_p ($k\Omega \cdot cm^2$)	E_{pi} (mV)	E_{pf} (mV)
UNS S 32250	-517.4	0.3308	61.05	1035	1245
AISI 316L	-514.2	0.3205	62.89	1040	1265

Fonte: Próprio Autor.

Nota-se que o MB e o metal de adição apresentaram E_{corr} próximos, demonstrando que iniciam a corrosão praticamente juntos. Porém, a corrente de corrosão é menor no metal de adição ($I_{cor} = 0,3205 \mu A/cm^2$) e, a sua resistência de polarização é maior ($R_p = 62,89 k\Omega \cdot cm^2$), quando comparado ao MB que teve corrente de corrosão ($I_{cor} = 0,3308 \mu A/cm^2$) e resistência de polarização ($R_p = 61,05 k\Omega \cdot cm^2$). Sendo assim o material de adição teve uma maior resistência a corrosão geral.

O melhor balanceamento de fases contribuiu para uma melhor austenitização e conseqüentemente aumentou a resistência a corrosão por pites (SHUANG LIU, et al., 2020). Outro fator que contribuiu para a melhoria da resistência a corrosão foi o fato do metal de adição AISI 316L que, com o aumento da espessura da lâmina aumentou o teor de Ni (elemento gamagênico) na amostra, o qual foi comprovado na análise química de EDS.

6 CONCLUSÕES

As macrografias das amostras apresentaram uma ZTA estreita, localizada na região entre metal base e metal de solda, com tal fato atrelado à estreita focalização do feixe laser, que produz baixo aporte térmico e rápido resfriamento, característico do processo de soldagem a laser.

Nas amostras L 50 e L 100 as frações volumétricas entre austenita/ferrita foram de 33,5%/66,5% e 37,4%/62,6% respectivamente, resultando em uma microestrutura majoritariamente ferrítica.

A amostra L 200, apresentou uma fração volumétrica com 44,8% de austenita e 55,2% de ferrita, dotada de uma microestrutura com presença de austenita de Widmanstätten.

Na análise química por meio do EDS, a amostra L 300 foi a que obteve o maior aumento percentual de Ni no metal de solda, quando comparado ao metal base, indo de 4,50% no metal base, para 9,00% no metal de solda, acarretando em um aumento de 100%. Esse aumento percentual de Ni foi crucial nos valores de balanceamento de fase, devido a sua característica gamagênica, o que auxiliou e favoreceu a formação e estabilização de austenita durante o processo de resfriamento do metal de solda.

A amostra L 300 foi a que apresentou o melhor balanceamento de fases, com 51,9% de austenita e, 48,1% de ferrita em sua microestrutura.

O valor da microdureza Vickers está relacionada com a taxa de formação de austenita nas amostras, visto que a austenita possui uma dureza inferior à da ferrita. Assim, as amostras L 200 e L 300, com balanço de fases mais próximo de 50%/50% de austenita e ferrita, foram as amostras que menos apresentaram variação nas suas durezas, em relação ao valor de dureza do MB.

Nos testes de corrosão, a amostra L 300 foi a que apresentou a melhor resistência à corrosão por pites. O alto teor de níquel no metal de solda conforme apresentado pelo EDS ajudou na austenitização, conseqüentemente aumentando a resistência à corrosão.

Em vista dos resultados obtidos, conclui-se que a adição de lâminas finas de aço inoxidável austenítico AISI 316L, como metal de adição, em juntas soldadas do aço inoxidável duplex UNS S32205, são eficazes na prevenção do desbalanceamento de fases, tanto na junta soldada, quanto na ZTA.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Utilizar um metal de adição a base Ni (elemento gamagênico) na junta soldada. Por exemplo, o Inconel ou Hastelloy;
- Realizar a soldagem com Nitrogênio como gás de proteção, pois o N é um elemento gamagênico;
- Complementar a caracterização mecânica, com adição de ensaios de impacto, permitindo o estudo da tenacidade do cordão de solda;
- Realizar a soldagem em alta temperatura, visando a redução da taxa de resfriamento e, favorecimento da formação da austenita;
- Repetir estudo utilizando aço austenítico AISI 316 Ti como metal de adição.

REFERÊNCIAS

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO AÇO INOXIDÁVEL - ABINOX. **Aplicações inox 100 anos**. [S. l.]: ABINOX, 2020. Disponível em: <https://www.abinox.org.br/site/aco-inox-aplicacoes-inox-100-anos.php>. Acesso em: 02 ago. 2020.
- ALVAREZ-ARMAS, I. Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys. **Recent Patents on Mechanical Engineering**, Sharjah, v. 1, n. 1, p. 51–57, 2008
- BOLUT, M. *et al.* Yb-fibre laser welding of 6 mm duplex stainless steel 2205. **Physics Procedia**, Amsterdam, v. 83, p. 417-425, 2016.
- COBB, H. M. **The history of stainless steel**. [S. l.]: ASM International, 2010.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.
- CRESPO, G. da S. **Influência da potência laser Nd: YAG na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S32205**. Ilha Solteira: [s. n], 2014.
- DA CRUZ JUNIOR, E. J. *et al.* Effects of nickel addition on the microstructure of laser-welded UNS S32750 duplex stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 50, n. 4, p. 1616-1618, 2019.
- DAVIM, J. P. **Laser in manufacturing**. [S. l.]: John Wiley & Sons, 2013.
- DIELS, J.-C.; ARISSIAN, L. **Lasers: the power and precision of light**. Weinheim: Wiley-vch, 2011. 276 p.
- DILLON, C. **Corrosion resistance of stainless steels**. [S. l.]: CRC Press, 1995.
- FONSECA, C. S. *et al.* **Avaliação da susceptibilidade de precipitação da fase sigma na soldagem do aço inoxidável duplex SAF2205** *Matéria*, Rio de Janeiro, v. 24, n. 3, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620190003.0786>.
- FRANZINI, O. D. **Aplicação de laser pulsado nd: Yag na soldagem do aço super duplex uns s32750**. Universidade Estadual Paulista (UNESP), 2016.
- GANEEV, R. A. **Laser: surface interactions**. [S. l.]: Springer, 2014. 271 p.
- GEMELLI, E. **Corrosão de materiais metálicos e sua caracterização**. Rio de Janeiro: LTC, 2001.
- GILNER, A. *et al.* Laser applications in microtechnology. **Journal of Materials Processing Technology**. 2005; 167, pp.494-498
- GNANASUNDARAM, B. R.; NATARAJAN, M. Influences of the heat input on a 2205 duplex stainless steel weld. **Materials and Technology**, Amsterdam, v. 48, n. 5, p. 761–763, 2014.

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. 297 p.

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

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.

JR, W. G.; AMUDA, M. Stainless steels: martensitic. **Journal of alloys and compounds**, Amsterdam, v. 509, n. 9, p. 3931–3936, 2011.

JUNIOR, E. J. da C. et al. Effects of nickel addition on the microstructure of laser-welded uns s32750 duplex stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 50, n. 4, p. 1616–1618, 2019.

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

KAVAMURA, H. A. **Aplicação de solda laser em carrocerias automotivas: estudo comparativo entre a solda laser e a solda ponto por resistência**. [S. l.: s. n.], 2007.

KHATAK, H S.; RAJ, B. **Corrosion of austenitic stainless steels**. v. 1. Mechanism, Mitigation and Monitoring. India: Woodhead Publishing, 2002. 385 p.

KESKITALO, M. *et al.* Laser welding of duplex stainless steel with nitrogen as shielding gas. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 216, p. 381-384, 2015.

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.

LAI, R. *et al.* Influence of absorbed nitrogen on microstructure and corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel joint processed by fiber laser welding. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 231, p. 397-405, 2016.

LAPSANSKA, H.; CHMELICKVA, H.; HRABOVSKY, M. Effect of beam energy on weld geometric characteristics in nd:yag laser overlapping spot welding of thin aisi 304 stainless steel sheets. **Metallurgical and Materials Transactions B**, New York, v. 41, n. 5, p. 1108–1115, 2010. DOI <https://doi.org/10.1007/s11663-010-9399-8>.

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.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. [S. l.: s. n.], 2005.

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

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.

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**, [s. l.], 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

MIRAKHORLI, F.; GHAINI, F. Malek; TORKAMANY, M. J. **Development of weld metal microstructures in pulsed laser welding of duplex stainless steel**. *Journal of materials engineering and performance*, v. 21, n. 10, p. 2173-2176, 2012.16

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. São Paulo: Ed. SENAI-SP, 2001. 100 p.

MOHAMMED, G. R. M.; ISHAK, S. N.; AQIDA, H. A. Abdulhadi. **Metals**, Basel, v. 7, n. 39, p. 2017.

MOTESHAKKER, A.; DANAEI, I. Microstructure and corrosion resistance of dissimilar weld-joints between duplex stainless steel 2205 and austenitic stainless steel 316L. **Journal of Materials Science & Technology**, Amsterdam, v. 32, n. 3, p. 282–290, 2016.

MUNEKATA, R. M. **Soldagem em laminas finas de hastelloy c-276 por laser pulsado Nd:YAG**. Universidade Estadual Paulista (UNESP), 2011.

MUTHUPANDI, V. P.; BALA SRINIVASAN, S. K.; SESHADRI, S. Sundaresan. **Mater. Sci. Eng. A**, [s. l.], v. 358, p. 9-16. 2003,

NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels Overview. **Materials Science and Technology**, United Kingdom, v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/mst.1992.8.8.685>. Acesso em: 1 set. 2020.

NOBLE, D. Selection of Wrought **Duplex Stainless Steels**. **Welding, Brazing and Soldering**. ASM Handbook. USA: ASM International, 1993.

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

PEDEFERRI, P. **Corrosion Science and Engineering**. Suíça: Springer, 2018. 752 p.

- PEREZ, N. **Electrochemistry and Corrosion Science**. 2. ed. Suíça: Springer, 2016.
- 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.
- RENK, K. F. **Basics of laser physics**. [S. l.]: Springer, 2012.
- ROSSI, W. DE; NEVES, M. D. M; ROCHA, G. A. Soldagem de aço inoxidável super duplex UNS S32750 com laser pulsado de Nd: YAG. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 7., Penedo. **Proceedings** [...] Penedo: [s. n.], 2013. p. 0–8.
- SANTOS, D. C. dos; MAGNABOSCO, R.; NETO, C. M. Influência do método de quantificação de fases na análise da formação de sigma em aço inoxidável duplex uns s31803. *In*: CONGRESSO INTERNACIONAL DA ABM. [S.l.: s.n.], 2012. v. 67.
- SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis aisi 304l/316l. **REM: Revista Escola de Minas, SciELO Brasil**, v. 60,n. 1, p. 175–181, 2007.
- 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.
- SIVAKUMAR, G.; SARAVANAN, S.; RAGHUKANDAN, K. **Investigation of microstructure and mechanical properties of Nd: YAG laser welded lean duplex stainless steel joints**. *Optik*, v. 131, p. 1-10, 2017.
- SHUANG LIU, et al. **Pitting Corrosion Resistance on Annealing Treated Super Duplex Stainless Steel S32750** article Published: 11 April 2020.
- STAINLESS, A. O. Handbook of stainless steel. **Avesta Resarch Centre, Avesta, Sweden**, 2013.
- STEEN, W. M., and JYOTIROMOY MAZUMDER. **Laser Material Processing**. London: Springer, 2010.
- 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.
- VASCONCELLOS, P. I. G. d.; ROSENTHAL, R.; PARANHOS, R. P. d. R. Estudo da soldagem de tubos de aço inoxidável duplex e superduplex na posição 5g. *Soldagem & Inspeção. SciELO Brasil*, [s. l.], v. 15, n. 3, p. 191–199, 2010.

- WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. São Paulo: EDUSP, 2003. 166 p.
- WU, S. K. et al. 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**, London, v. 34, p. 477-485, 2018
- ZEEMANN, A. Energia de soldagem. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, p. 14-15, 1998.
- YAZAWA, Y. et al. Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by 1 1 1 recrystallization texture control. **JSAE review**, Elsevier, v. 24, n. 4, p. 483–488, 2003.