

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

THÚLIO JOSÉ RODRIGUES

**SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG DOS
AÇOS SUPERDUPLEX UNS S32750 E SUPERAUSTENÍTICO AISI 904L**

Ilha Solteira
2019

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

THÚLIO JOSÉ RODRIGUES

**SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG DOS
AÇOS SUPERDUPLEX UNS S32750 E SUPERAUSTENÍTICO AISI 904L**

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

Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

R696s Rodrigues, Thúlio José.
Soldagem dissimilar autógena com laser pulsado Nd:YAG dos aços
superduplex UNS S32750 e superaustenítico AISI 904L / Thúlio José Rodrigues.
-- Ilha Solteira: [s.n.], 2019
78 f. : il.

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

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Inclui bibliografia

1. Soldagem à laser. 2. Nd:YAG. 3. Super duplex. 4. Uns S32750. 5. Super
austenítico. 6. AISI 904L.


Raiane da Silva Santos

Supervisora Técnica de Seção
Seção Técnica de Referência, Atendimento ao usuário e Documentação
Diretoria Técnica de Biblioteca e Documentação
CRB/8 - 9999



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Câmpus de Ilha Solteira

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

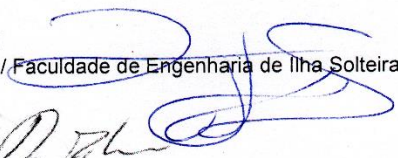
TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG
DOS AÇOS SUPERAUSTENÍTICO AISI 904L E SUPERDUPLEX UNS
S32750

AUTOR: THÚLIO JOSÉ RODRIGUES

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em ENGENHARIA
MECÂNICA, área: Materiais e Processos de Fabricação pela Comissão Examinadora:

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

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

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

Ilha Solteira, 28 de fevereiro de 2019

DEDICO

A minha amada e querida namorada **Wellen Taine Geromel**, por me apoiar e acreditar em meus sonhos ao longo desses anos. Por estar ao meu lado por praticamente toda minha vida acadêmica e me inspirar nos momentos difíceis. Te amo.

Ao meu pai **Adão Roberto José Rodrigues** e à minha mãe **Clarice Bernardete Martão Rodrigues**, por acreditarem e investirem em meus sonhos para que eu pudesse conquistar uma nova etapa em minha vida. Sem seu apoio, orientação e carinho, não estaria aqui. Amo vocês.

AGRADECIMENTOS

A Deus por minha vida, por minha saúde, por me abençoar e guiar.

A minha família, a minha namorada e aos amigos que participaram do dia a dia e me incentivaram a completar este desafio.

Ao meu orientador e amigo Vicente Afonso Ventrella, pelo incentivo e apoio, pela grande colaboração em meu crescimento pessoal e profissional ao longo desses anos em que trabalhamos juntos.

Ao meu professor e amigo Gilberto Pechoto de Melo, pela inspiração e incentivo em seguir a vida acadêmica no mestrado.

Ao professor Juno Gallego, por orientar sobre os ensaios de microdureza e contribuir com os ensaios de difração de raios-x, além de compartilhar sugestões para enriquecimento do trabalho.

Ao professor Ruís Camargo Tokimatsu que colaborou desde o início deste trabalho.

Aos técnicos dos laboratórios que muito me ajudaram nos projetos em que trabalhei.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP – Campus de Ilha Solteira pela oportunidade de vivenciar a carreira acadêmica como professor bolsista.

A Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – UNESP, pela oportunidade de me tornar Engenheiro e me qualificar com o Mestrado.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

“Tudo parece impossível até que seja feito”.
(NELSON MANDELA)

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex são materiais muito importantes, tanto economicamente, quanto tecnologicamente. Esses materiais possuem uma microestrutura binária, composta de 50% ferrita e 50% austenita, combinando resistência à corrosão com resistência mecânica. A soldagem a laser desses materiais faz com que ocorra desbalanceamento entre as fases da microestrutura do metal de solda, havendo formação excessiva de ferrita, e assim, perdendo suas características de resistência à corrosão e propriedades mecânicas. Este trabalho tem como objetivo aumentar a proporção de austenita no metal de solda através da soldagem à laser Nd:YAG pulsado, autógena e dissimilar, dos aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e superaustenítico AISI 904L, sendo este um material rico em níquel, elemento gerador de austenita. A soldagem foi feita em uma junta de topo, variando-se a taxa de sobreposição do cordão de solda em cinco condições, de 50% até 90%. A energia de pulso foi fixada em 30 J, com potência de pico de 3 kW, largura temporal de 10 ms e frequência de 3 Hz. Argônio puro foi utilizado como gás de proteção, com vazão de 15 l/min. As macrografias mostraram que a redução na taxa de sobreposição gera áreas sem solda, além de porosidades. Não observou-se formação da zona termicamente afetada macroscopicamente visível. A fratura no ensaio de tração ocorreu no metal base superaustenítico, exceto na amostra com 50% de sobreposição que fraturou no metal de solda. O ensaio de microdureza Vickers foi realizado, obtendo-se a média de 290 HV no metal de solda. As micrografias mostraram falta de mistura nos cordões de solda, com regiões austeníticas na porção adjacente ao metal base superaustenítico e regiões mistas na porção adjacente ao metal base superduplex. O balanço volumétrico entre as fases no metal de solda foi de aproximadamente 40% de austenita, mostrando que a soldagem favoreceu a formação deste microconstituente. A difração de raios-x verificou formação de austenita no metal de solda.

Palavras-chave: Soldagem à Laser. Nd:YAG. Super duplex. UNS S32750. Super austenítico. AISI 904L. Soldagem dissimilar.

ABSTRACT

Duplex and super duplex stainless steels are very important materials, both economically and technologically. These materials have a binary microstructure, composed by 50% ferrite and 50% austenite, combining corrosion resistance with mechanical strength. The laser welding of these materials causes imbalance between the microstructural phases of the weld metal, with excessive ferrite formation, losing its corrosion resistance and mechanical properties. The main goal of this work is to increase the austenite proportion of the weld metal, through an autogenous and dissimilar pulsed Nd: YAG laser welding of the super duplex stainless steel UNS S32750 with the super austenitic stainless steel AISI 904L, which is a nickel-rich material. The welding was performed in a butt joint configuration, controlling the overlapping rate in five different conditions, from 50% to 90%. The pulse energy was fixed in 30 J, with peak power of 3 kW, temporal width of 10 ms and frequency of 3 Hz. Pure argon was used as protection gas, with a flow rate of 15 l/min. The macrographs showed that reducing the overlap rate generates large weld-free areas and porosities. There was no sign of macroscopically visible heat affected zone formation. The tensile test fracture occurred in the superaustenitic parent metal, except the 50% overlapping sample, that fractured in the weld metal. The Vickers microhardness test was performed, obtaining a mean of 290 HV in the weld metal. The micrographs showed poor mixing in the weld beads, with austenitic regions in the adjacent portion of superaustenitic parent metal and mixed regions in the super duplex adjacent portion. The volumetric phase balance in the weld metal was approximately 40% austenite, revealing that the weld improved its formation. X-ray diffraction verified austenite formation in the weld metal.

Keywords: Laser welding. Nd: YAG. Super duplex. UNS S32750. Super astenitic. AISI 904L. Dissimilar welding.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Elementos básicos de um sistema laser	17
Figura 2 - Emissão espontânea.....	17
Figura 3 - Emissão estimulada	18
Figura 4– Amplificação	18
Figura 5 – Densidade de potência e perfil do cordão de solda para processos comuns de soldagem.....	19
Figura 6 – Cristal Nd:YAG	20
Figura 7 – Componentes da máquina de soldagem à laser Nd:YAG.	21
Figura 8 – Modos de soldagem à laser	22
Figura 9 – Comparação da potência entre as saídas de laser pulsado e contínuo. ...	23
Figura 10 – Sobreposição no cordão de solda.	25
Figura 11 – Relação entre penetração efetiva e taxa de sobreposição do cordão de solda.....	26
Figura 12 – Microestrutura ferrítica.	28
Figura 13 – Microestrutura Martensítica.....	29
Figura 14 – Microestrutura duplex.....	30
Figura 15 – Microestrutura Austenítica.....	31
Figura 16 – Máquina de eletroerosão a fio Eletrocut NOVIK.....	36
Figura 17 – Retífica plana hidráulica.	36
Figura 18 – Processo de retificação das chapas de AISD e AISA.	37
Figura 19 – Equipamento para soldagem à laser.....	38
Figura 20 – Chapas soldadas. Superior: AISD; Inferior: AISA.....	40
Figura 21 – Corpos de prova para ensaio de tração.	41
Figura 22 – Vista superior do cordão de solda e medições no AxioVision.	42
Figura 23 – Operações de corte das amostras. 1: corte transversal; 2: remoção do excesso de metal base; 3: amostra pronta para embutimento em resina.	43
Figura 24 – Amostra embutida.	43
Figura 25 – Curva de tendência de sobreposição em função da velocidade de soldagem.....	47
Figura 26 – Sobreposição dos cordões de solda.	48

Figura 27 – Macrografia da seção transversal do cordão de solda das amostras.....	51
Figura 28 – Porosidades nos cordões de solda com (a) 70% e (b) 60% de sobreposição.	52
Figura 29 – Porosidades no cordão de solda com 50% de sobreposição.	53
Figura 30 – Vista Longitudinal do Cordão de Solda e Penetração Efetiva.	55
Figura 31 – Resultados de ensaio de tração	57
Figura 32 – Fratura do cordão de solda da amostra com 50% de taxa de sobreposição.	58
Figura 33 – Fractografia do cordão de solda.....	59
Figura 34 – Resultados da microdureza Vickers na forma gráfica.	61
Figura 35 – Microestrutura do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750.	62
Figura 36 – Microestrutura do Aço Inoxidável Superaustenítico AISI 904L.....	63
Figura 37 – Micrografia da amostra com 90% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.	64
Figura 38 – Micrografia da amostra com 80% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.	65
Figura 39 – Formações austeníticas na amostra com 80% de sobreposição.	65
Figura 40 – Micrografia da amostra com 70% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.	66
Figura 41 – Micrografia da amostra com 60% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.	67
Figura 42 – Micrografia da amostra com 50% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.	67
Figura 43 – Micrografias binarizadas para balanço microestrutural.	69
Figura 44 – Difractogramas: (a) Metal Base Superaustenítico; (b) Metal Base Superduplex; (c) Metal de Solda da amostra com 90% de sobreposição. Simbologia: γ = austenita (vermelho); α = ferrita (azul).	72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química nominal dos aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e superaustenítico AISI 904L.	34
Tabela 2 – Propriedades mecânicas nominais aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e superaustenítico AISI 904L.	35
Tabela 3 – Parâmetros de soldagem.	39
Tabela 4 – Taxa de sobreposição efetiva do cordão de solda.	46
Tabela 5 – Aporte Térmico.	49
Tabela 6 – Resultados dos ensaios de tração.	57
Tabela 7 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers nas amostras.	60
Tabela 8 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers nos metais base.	60
Tabela 9 – Balanço microestrutural no metal de solda.	70
Tabela 10 – Proporções entre as fases medidas no difractograma.	73

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	OBJETIVOS	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	LASER.....	16
2.1.1	Funcionamento do Laser	16
2.1.2	Soldagem à Laser	19
2.1.3	Soldagem a Laser Nd:YAG	20
2.1.4	Modos de soldagem à laser: condução e keyhole	21
2.1.5	Laser pulsado e contínuo	23
2.1.6	Ajustes de parâmetros na soldagem à laser	23
2.1.7	Taxa de sobreposição	25
2.2	AÇOS INOXIDÁVEIS	27
2.2.1	Criação dos Aços Inoxidáveis Duplex.....	27
2.2.2	Séries e Famílias dos Aços Inoxidáveis	27
2.2.2.1	<i>Aços Inoxidáveis Ferríticos.....</i>	<i>28</i>
2.2.2.2	<i>Aços Inoxidáveis Martensíticos.</i>	<i>28</i>
2.2.2.3	<i>Aços Inoxidáveis Duplex</i>	<i>29</i>
2.2.2.4	<i>Aços Inoxidáveis Austeníticos</i>	<i>30</i>
2.2.3	Efeitos dos Principais Elementos de Liga.....	31
2.2.4	Metarlurgia dos Aços Inoxidáveis.....	32
3	MATERIAIS E MÉTODOS	34
3.1	MATERIAIS	34
3.2	PREPARAÇÃO DAS CHAPAS PARA SOLDAGEM.....	35
3.3	SOLDAGEM DAS CHAPAS	37
3.4	PARÂMETROS DE SOLDAGEM	38

3.5	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS E CORPOS DE PROVA.....	40
3.6	ENSAIO DE TRAÇÃO	40
3.7	ANÁLISE DA TAXA DE SOBREPOSIÇÃO REAL	41
3.8	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA MACROGRAFIA, MICROGRAFIA E ENSAIO DE MICRODUREZA.	42
3.9	MACROGRAFIA.....	44
3.10	MICROGRAFIA	44
3.11	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	45
3.12	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	45
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
4.1	TAXA DE SOBREPOSIÇÃO EFETIVA E APORTE TÉRMICO	46
4.2	MACROGRAFIA DO CORDÃO DE SOLDA.....	49
4.3	PROFUNDIDADE DE PENETRAÇÃO EFETIVA	53
4.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	57
4.5	FRACTOGRAFIA	58
4.6	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	59
4.7	MICROGRAFIA DO CORDÃO DE SOLDA	62
4.8	BALANÇO MICROESTRUTURAL.....	68
4.9	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	71
5	CONCLUSÃO	74
5.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	76
	REFERÊNCIAS.....	77

1 INTRODUÇÃO

Com a segunda revolução industrial surgiram diversas inovações tecnológicas, envolvendo equipamentos em operação sob altas temperaturas e em ambientes corrosivos. Estas inovações estimularam a demanda por novos materiais resistentes à corrosão. Estes materiais foram criados no início do século XX, são os aços inoxidáveis (MODENESI, 2001).

Após 100 anos da criação dos aços inoxidáveis, podemos enumerar diversas aplicações deste material, desde aplicações altamente tecnológicas até objetos do nosso dia a dia. O aço inoxidável é utilizado em plataformas de petróleo, na indústria de papel e celulose, na indústria farmacêutica, alimentícia, entre outras (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO AÇO INOXIDÁVEL – ABINOX, 2009).

Os aços inoxidáveis são cada vez mais importantes e utilizados no mundo todo, segundo o ISSF – *International Stainless Steel Forum*, a produção mundial de aço inoxidável cresceu 14,5% entre 2016 e 2017, produzindo-se em torno de 48 milhões de toneladas do material no ano de 2017 (ABINOX, 2017). Entre os anos de 1980 a 2017 houve um crescimento médio de 5,39% ao ano na produção mundial de aços inoxidáveis, muito superior a outros materiais quando comparados no mesmo período, como aço carbono com 2,35% de crescimento e alumínio com 3,90% de crescimento ao ano. Atualmente pode-se destacar a China como maior produtor de aço inoxidável do mundo, responsável por 53,6% da produção mundial (25,77 milhões de toneladas) no ano de 2017 (ABINOX, 2018). Observando-se dados estatísticos sobre o Brasil o consumo de aço inoxidável também é crescente, após uma leve queda entre 2014 e 2015, o país vem aumentando o consumo anualmente, sendo de 291 mil toneladas em 2017. A produção nacional de aço inoxidável se manteve em uma média constante durante a última década, sendo de aproximadamente 320 mil toneladas ao ano, no entanto a importação aumentou em relação à 2016, sendo uma maneira de suprir a demanda pelo material (ABINOX, 2018).

Além da demanda por materiais mais tecnológicos, também existe a constante busca por processos produtivos cada vez mais eficientes e competitivos. Entre os mais variados processos de soldagem, destaca-se o processo de soldagem a laser. O primeiro laser foi criado por Theodore H. Maiman, na década de 60. O nome provém do anagrama em inglês *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, que significa amplificação da luz por emissão estimulada de radiação (RENK, 2012).

A soldagem a laser possui alta densidade de potência, este processo de união possibilita a obtenção de penetração rápida e profunda, cordão de solda limpo e de alta qualidade, com uma zona termicamente afetada (ZTA) muito pequena ou inexistente, podendo ser aplicada na operação de vários seguimentos da indústria, como a automobilística, microeletrônica, naval, aeroespacial, nuclear, química, entre outras. O processo de soldagem a laser pode ser aplicado na união de chapas e/ou lâminas finas, possibilitando também a soldagem autógena (sem metal de adição) e a soldagem dissimilar (entre materiais diferentes) (KUMAR, 2017). O processo de soldagem a laser possui vantagens em relação aos processos convencionais por ser mais preciso, pode ser utilizado na soldagem de formas geométricas complexas, tem a capacidade de produzir soldas sem cavidade, ciclo térmico incrivelmente rápido e baixo aporte térmico (SIVAKUMAR, 2016).

Existem vários tipos de aços inoxidáveis no mercado, entre eles temos o do tipo duplex, desenvolvido para as indústrias naval e petroquímica, combinando alta resistência mecânica simultaneamente com resistência à corrosão em ambientes extremamente agressivos. O aço inoxidável duplex é caracterizado por uma microestrutura binária, sendo aproximadamente 50% austenita, responsável pela resistência à corrosão, e 50% ferrita, responsável por elevar a resistência mecânica deste material (ELHOUD, 2011).

Os processos convencionais de soldagem dos aços inoxidáveis duplex e superduplex afetam o equilíbrio entre as fases ferrita e austenita (RAMKUMAR, 2014). Na solidificação dos aços inoxidáveis duplex, inicialmente a liga se solidifica completamente em ferrita, posteriormente parte da ferrita se transforma em austenita através de um processo difusional, que acontece durante o resfriamento do metal. Quando esse material passa por um processo de soldagem à laser ocorre transformação parcial ferrita em austenita, devido ao rápido resfriamento e baixo aporte térmico do processo (SIVAKUMAR, 2016). A falta de tempo e energia para que haja transformação da ferrita em austenita cria um desequilíbrio entre as fases, fazendo com que as propriedades de resistência mecânica e corrosão sejam prejudicadas (SARAVANAN, 2016).

Franzini (2016) realizou a soldagem a laser Nd:YAG pulsado, autógena, no aço inoxidável superduplex UNS S32750, com junta de topo, utilizando chapas de 1,5 mm de espessura. Verificou-se que ocorreu severo desbalanceamento na fração volumétrica da microestrutura do material, a proporção no metal base é de

aproximadamente 50% ferrita e 50% austenita, no entanto, no metal de solda observou-se que a composição da microestrutura foi de aproximadamente 90% de ferrita e apenas 10% de austenita. Este desbalanço provavelmente provém do rápido resfriamento no processo de soldagem a laser, já que a ferrita é formada durante a solidificação e a austenita é formada por um processo difusional, que necessita de tempo e temperatura adequados. A baixa fração volumétrica de austenita pode prejudicar a resistência à corrosão do material.

Andrade (2018) realizou a soldagem a laser Nd:YAG pulsado, autógena, do aço inoxidável superaustenítico AISI 904L, com junta de topo, em chapas de 3 mm de espessura. Foi realizada uma difração de raios-x que verificou a formação exclusiva de austenita no metal de solda, de forma semelhante à microestrutura do metal base, não havendo geração de ferrita no metal de solda. A alta quantidade de níquel neste material favorece a formação de austenita, mesmo para resfriamentos extremamente rápidos como no caso da soldagem a laser. O resultado obtido pela difração de raios-x foi confirmado realizando-se a micrografia por microscopia eletrônica de varredura (MEV), onde observa-se apenas a formação da microestrutura austenítica, tanto no metal base quanto no metal de solda.

1.1 OBJETIVOS

O principal objetivo deste trabalho será a correção da fração volumétrica da microestrutura do aço inoxidável superduplex UNS S32750 após a soldagem a laser Nd:YAG pulsado, visando o aumento na formação de austenita, a fim de obter-se a proporção de 50% para cada fase, similar à composição do metal base. A soldagem foi realizada com o aço inoxidável superaustenítico AISI 904L, esperando-se que a alta quantidade de níquel neste material seja suficiente para que o equilíbrio entre a ferrita e austenita fosse recuperado no metal de solda.

A soldagem será do tipo dissimilar, ou seja, entre dois materiais diferentes, portanto espera-se que este trabalho também possa contribuir com o entendimento desse tipo soldagem, bem como a determinação de parâmetros adequados para que seja realizada.

De forma secundária, mas não menos importante, deseja-se contribuir com os estudos sobre a soldagem à laser Nd:YAG de maneira geral.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção serão apresentados os principais conceitos envolvidos neste trabalho, bem como uma análise mais detalhada sobre os materiais utilizados, o processo de soldagem a laser e uma revisão sobre os resultados obtidos por outros autores.

2.1 LASER

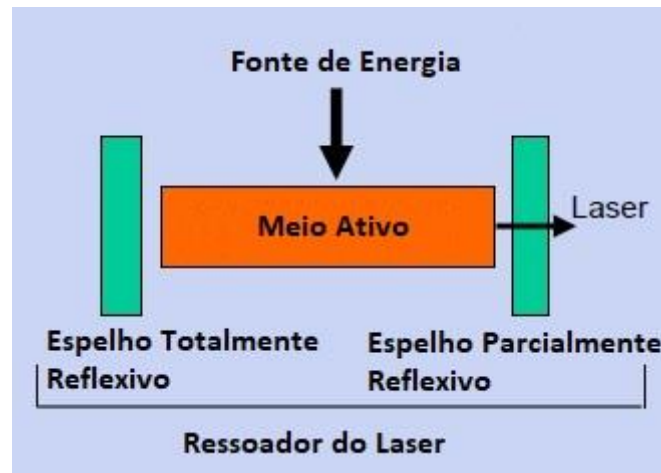
O surgimento do laser de rubi, criado por Maiman na década de 60, estimulou a pesquisa na área por cientistas do mundo todo, rapidamente surgiram vários materiais capazes de emitir um feixe de laser. Os tipos de laser mais utilizados são o de dióxido de carbono (CO₂) e o cristal de ítrio e alumínio dopado com neodímio (Nd:YAG), por possibilitarem uma grande faixa de aplicações, como corte, furação e soldagem, com custo competitivo, tornando-se uma tecnologia fundamental e muito promissora (KATAYAMA, 2013).

A criação do laser só foi possível após o surgimento e combinação de algumas teorias. Em 1905, Albert Einstein publicou um estudo sobre o efeito fotoelétrico explicando o surgimento de um fóton, a partícula da luz. Anos depois, Neils Bohr criou o modelo atômico explicando uma série de fenômenos não compreendidos até então. O modelo de Bohr tornou-se a base para a mecânica quântica, que explica a dinâmica dos elétrons, possibilitando a bagagem teórica necessária para a criação do laser (ATKINS, 1999).

2.1.1 Funcionamento do Laser

Um sistema laser consiste basicamente pelos seguintes elementos: Um meio ativo responsável por gerar o laser, para lasers por estado sólido geralmente é feito por um material dopado com o elemento ativo do laser. Uma fonte de energia responsável por fornecer a energia necessária ao meio ativo, possibilitando a geração do laser. E um ressoador, que consiste em um par de espelhos, sendo o de trás 100% reflexivo e o da frente parcialmente reflexivo, responsável por controlar e transmitir o laser gerado (AMERICA, 2016). A Figura 1 ilustra os elementos básicos para construção de um laser.

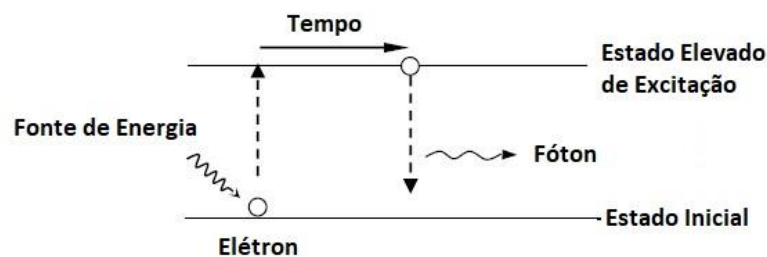
Figura 1 - Elementos básicos de um sistema laser



Fonte: Adaptado de America (2016)

O laser é gerado por um processo praticamente instantâneo que ocorre em três etapas. Inicialmente ocorre a emissão espontânea, etapa em que a fonte fornece energia levando os átomos a um estado de maior excitação, o átomo não pode ficar nesse estado por muito tempo e tende a voltar ao seu estado inicial, liberando a energia absorvida na forma de um fóton. Os fótons produzidos nesta etapa inicial são as sementes da geração do laser (AMERICA, 2016). A Figura 2 ilustra a primeira etapa.

Figura 2 - Emissão espontânea

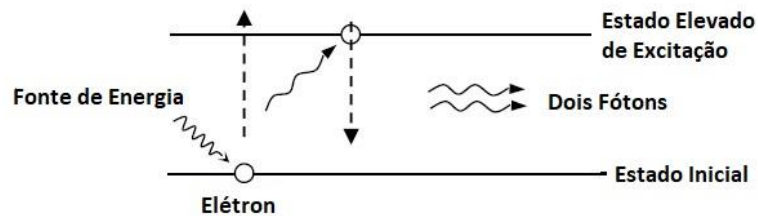


Fonte: Adaptado de America (2016)

A segunda etapa é chamada de emissão estimulada, os fótons gerados pela emissão espontânea eventualmente irão se chocar com outros elétrons em um estado de energia elevado, fazendo com que o elétron retorne para sua posição inicial e ao mesmo tempo libere mais um fóton. Esses dois fótons são coerentes, pois possuem

mesmo comprimento de onda, mesma fase e viajam na mesma direção (AMERICA, 2016). Esta etapa pode ser observada na Figura 3.

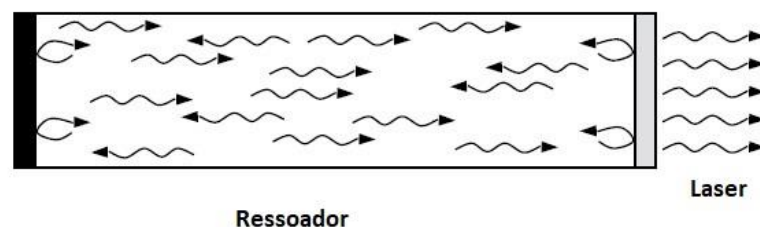
Figura 3 - Emissão estimulada



Fonte: Adaptado de America (2016)

A terceira e última etapa na geração do laser é chamada de amplificação, os fótons são emitidos em todas as direções, alguns viajam pelo meio ativo até serem refletidos pelo espelho do ressoador, fazendo com que os fótons se alinhem em uma direção preferencial na emissão estimulada, de forma que os fótons gerados estejam todos alinhados na direção preferencial do laser. Para que a amplificação aconteça é necessário que a maior parte dos elétrons estejam excitados com altos níveis energéticos, para que ocorra uma reação em cadeia, gerando o feixe de laser (AMERICA, 2016). A amplificação do laser é ilustrada pela Figura 4.

Figura 4– Amplificação

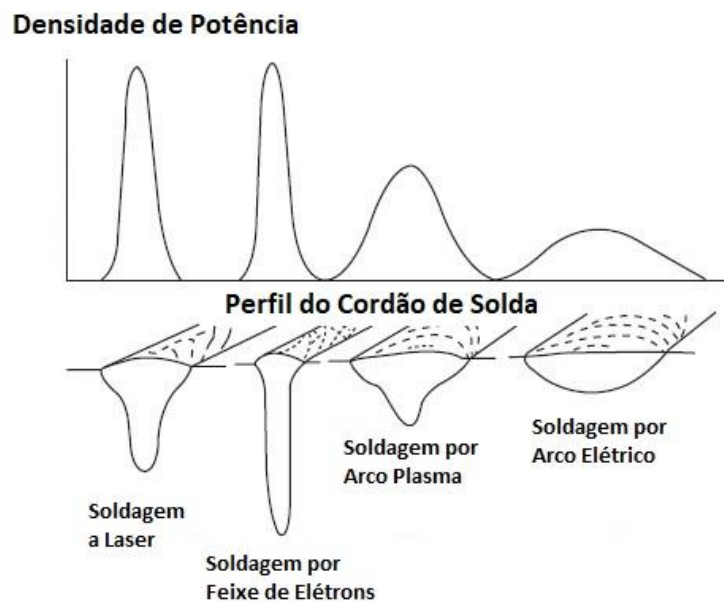


Fonte: Adaptado de America (2016)

2.1.2 Soldagem à Laser

O laser é uma fonte de aquecimento de alta densidade de energia e potência, sendo utilizado para soldagem, furação, corte e até mesmo tratamentos superficiais. A soldagem a laser possui uma densidade de potência parecida com o processo de soldagem por feixe de elétrons, sendo esses dois muito mais energéticos do que processos de soldagem por arco elétrico e plasma. A Figura 5 ilustra a densidade de potência e o perfil geométrico do cordão de solda gerado pelo processo a laser, comparando-o com outros processos de soldagem. O cordão de solda formado pelos processos a laser e feixe de elétrons são muito similares, geralmente são estreitos e muito profundos. (KATAYAMA, 2013).

Figura 5 – Densidade de potência e perfil do cordão de solda para processos comuns de soldagem.



Fonte: Adaptado de Katayama (2013)

A soldagem a laser se destaca por ser um processo muito versátil, podendo soldar juntas metálicas ou de materiais plásticos, pode ser utilizada na união de folhas muito finas na ordem de 0,01 mm de espessura, até chapas grossas de 50 mm de espessura. Quanto à atmosfera protetora pode-se utilizar os gases hélio (He), o argônio (Ar) e o nitrogênio (N₂). O laser pode operar no modo contínuo ou pulsado, a

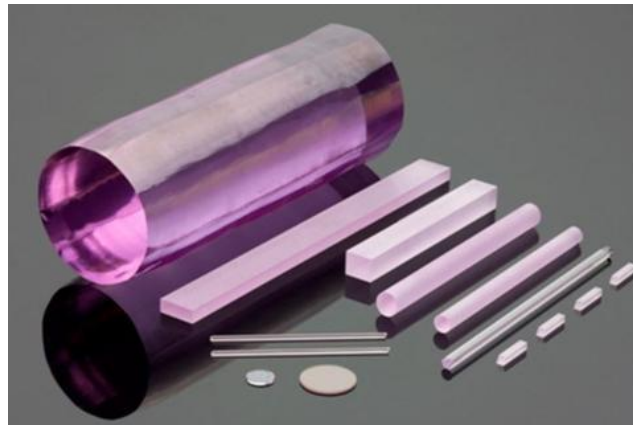
escolha irá depender do tipo de aplicação em que será utilizado. A soldagem a laser é um método promissor, apresenta soldas de alta qualidade e alta precisão, é realizada em alta velocidade, possui baixa distorção, podendo ser automatizada e aplicada em linhas de produção (KATAYAMA, 2013).

2.1.3 Soldagem a Laser Nd:YAG

Existe uma grande variedade de lasers disponíveis que podem ser aplicados em processos de soldagem, temos os lasers de CO₂, os lasers Nd:YAG, os lasers de diodo, os lasers de fibra, entre outros. Neste trabalho será utilizado o laser por estado sólido do tipo Nd:YAG, portanto, será discutido mais profundamente a seguir.

Os lasers do tipo Nd:YAG possuem comprimento de onda de 1,06 μm , são transportados por fibra óptica e podem operar no modo contínuo ou pulsado. Este tipo de laser recebe esse nome pois é gerado por um cristal de ítrio e alumínio dopado com neodímio (*Neodymium doped Yttrium Aluminium Garnet*) (KATAYAMA, 2013). O cristal Nd:YAG é mostrado pela Figura 6.

Figura 6 – Cristal Nd:YAG

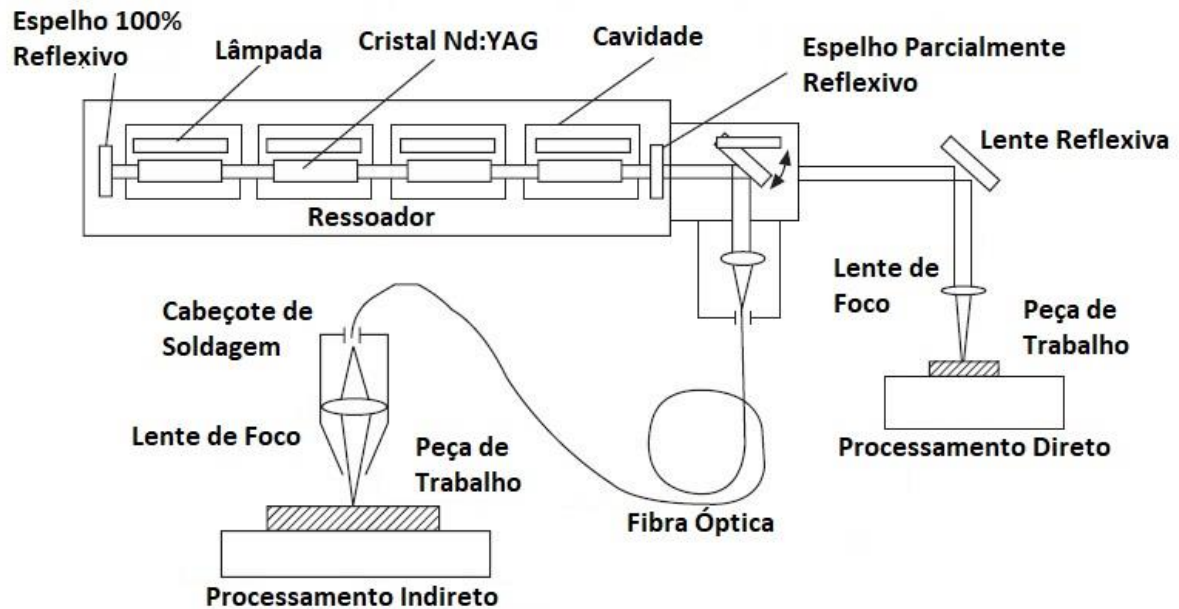


Fonte: MSE Supplies (2018)

O laser Nd:YAG possui uma construção semelhante aos outros tipos de laser, seu meio ativo é o cristal Nd:YAG, a fonte de energia é uma lâmpada pulsante, o ressoador é composto pelo espelho 100% reflexivo e pelo espelho parcialmente reflexivo. O laser é distribuído utilizando fibra óptica até o cabeçote de soldagem, que possui as lentes para foco e saídas de distribuição do gás de proteção (KATAYAMA,

2013). A Figura 7 exibe de forma esquemática os componentes do equipamento de soldagem a laser Nd:YAG.

Figura 7 – Componentes da máquina de soldagem à laser Nd:YAG.

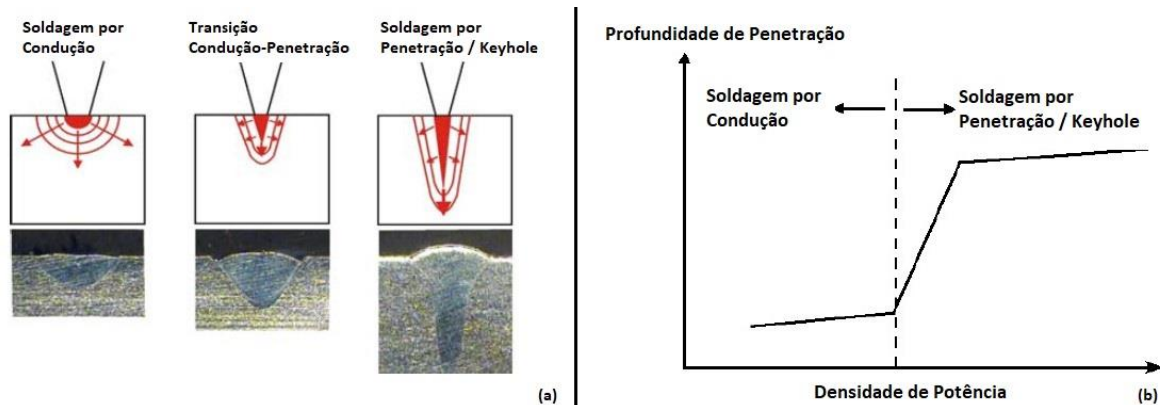


Fonte: Adaptado de Katayama (2013)

2.1.4 Modos de Soldagem à Laser: Condução e Keyhole

A soldagem a laser é um processo de alta densidade de potência, devido a esse fator possui características únicas, podendo maximizar a penetração com o mínimo aporte térmico. Existem três tipos de soldagem dependendo da densidade de potência aplicada, sendo a soldagem por condução, a soldagem por *keyhole* ou por penetração, e a soldagem de transição entre os dois modos (AMERICA, 2016). A Figura 8 (a) ilustra os modos de soldagem à laser e a Figura 8 (b) mostra a variação na profundidade do cordão de solda, bem como o modo de soldagem, em função da densidade de potência do feixe laser.

Figura 8 – Modos de soldagem à laser



Fonte: Adaptado de America (2016)

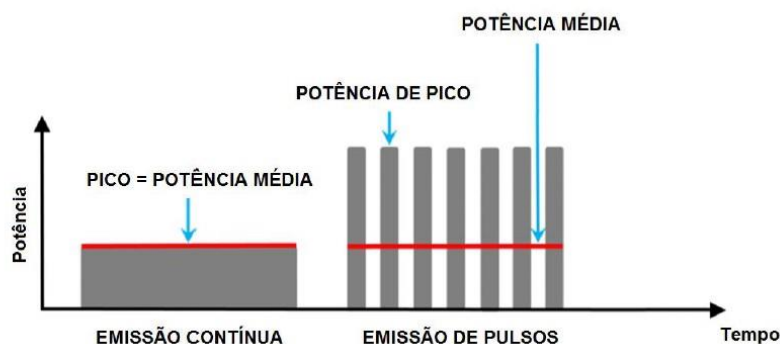
No modo por condução a soldagem é realizada com baixa densidade de potência, geralmente entre $0,5 \text{ MW/cm}^2$, gerando um cordão de solda largo e pouco profundo. O calor provém da superfície para o centro da junta a ser soldada. Este modo é indicado para soldagens mais estéticas ou quando há preocupação na contaminação por partículas, como é o caso da soldagem para selar baterias por exemplo. No modo keyhole ou por penetração a soldagem é feita com alta densidade de potência, com potência de pico acima $1,5 \text{ MW/cm}^2$, gerando um cordão de solda muito profundo e estreito, reduzindo o calor aplicado no material bem como a zona afetada termicamente e a distorção. No modo keyhole a soldagem pode ser realizada com alta velocidade, a 500 mm/s a penetração fica limitada a $0,5 \text{ mm}$, com velocidades menores pode-se atingir penetração de até 12 mm .

O termo keyhole provém da coluna de material vaporizado no centro do cordão de solda, a densidade de potência é tão alta que vaporiza o material, atingindo alta profundidade de penetração, posteriormente a coluna é preenchida por metal fundido das proximidades, no entanto podem ser geradas descontinuidades na solda. O keyhole funciona como um condúite para que o laser possa ser entregue de forma eficiente ao material, fazendo com que a eficiência seja muito próxima à 100% . O modo de transição é uma combinação entre o modo de condução e o keyhole, ocorrendo para densidades de potência em torno de 1 MW/cm^2 , gerando um cordão de solda não tão largo quanto por condução, mas com maior penetração (AMERICA, 2016).

2.1.5 LASER PULSADO E CONTÍNUO

Um cordão de solda pode ser criado por vários pulsos sobrepostos ou por uma solda contínua. A soldagem utilizando um laser de onda pulsada é gerada por uma série de pulsos, aplicando uma determinada quantidade de energia em uma dada frequência. O modo pulsado pode produzir uma potência de pico muito maior do que a potência média (nominal). Na soldagem por onda contínua, o laser mantém a potência média enquanto é aplicado, portanto torna-se mais difícil fornecer ondas de alta potência para lasers contínuos. Por exemplo, em uma soldagem com laser Nd:YAG de 25 W pode-se facilmente gerar pulsos de 5 kW por alguns milissegundos, para realizar a mesma soldagem utilizando um laser de onda contínua seria necessário um equipamento com potência de 5 kW. Pode-se gerar pulsos discretos para lasers contínuos, chamado de laser de onda contínua modulada, controlando a saída para que pulsos sejam gerados, no entanto a potência máxima continua sendo a potência média da onda contínua, não sendo possível gerar pulsos de potência elevada como nas ondas pulsadas (AMERICA, 2016). A Figura 9 compara a potência fornecida pelos lasers de onda pulsada e contínua, bem como a saída modulada da onda contínua.

Figura 9 – Comparação da potência entre as saídas de laser pulsado e contínuo.



Fonte: Andrade (2018)

2.1.6 Ajustes de Parâmetros na Soldagem à Laser

O processo de soldagem à laser não exige contato ou grande proximidade entre o cabeçote e a peça a ser soldada, possibilitando uma grande variação de tipos de

juntas e geometrias que podem ser soldadas por este processo, sendo necessário o acesso por apenas um dos lados da junta. Para que a soldagem seja realizada de forma confiável, é necessário que o contato entre as peças seja o mais próximo possível, atentando-se no caso de juntas de topo ou em soldagens de filete para que o laser não fique desalinhado em relação ao centro da junta, esta dificuldade pode ser contornada aumentando-se o diâmetro do feixe laser. Caso as faces sejam posicionadas muito distantes uma da outra, haverá metal de solda insuficiente para preencher este espaço, fazendo com que haja falta de preenchimento no cordão de solda (AMERICA, 2016).

O controle do processo de soldagem a laser no modo pulsado ou modulado é realizado por alguns parâmetros que determinarão a qualidade do cordão de solda, a capacidade de penetração, a geometria do cordão e o aporte térmico na soldagem. A potência de pico (P) é a potência fornecida por cada pulso, medido em watts (W). A largura temporal (t) é o tempo de duração de cada pulso, medido em milissegundos (ms). A taxa de repetição dos pulsos é a frequência (f) em que os pulsos são emitidos durante um segundo, medido em hertz (Hz). Relacionando-se esses parâmetros pode-se determinar a energia de cada pulso (E) em joules (J), dada pela Equação 1.

$$E = P \cdot t \quad (1)$$

Quando mais de um pulso é aplicado, por exemplo para gerar um cordão de solda, pode-se determinar a potência média (P_m), representando a quantidade de energia fornecida pelos pulsos em um segundo, também medida em watts (W), determinada pela Equação 2.

$$P_m = E \cdot f \quad (2)$$

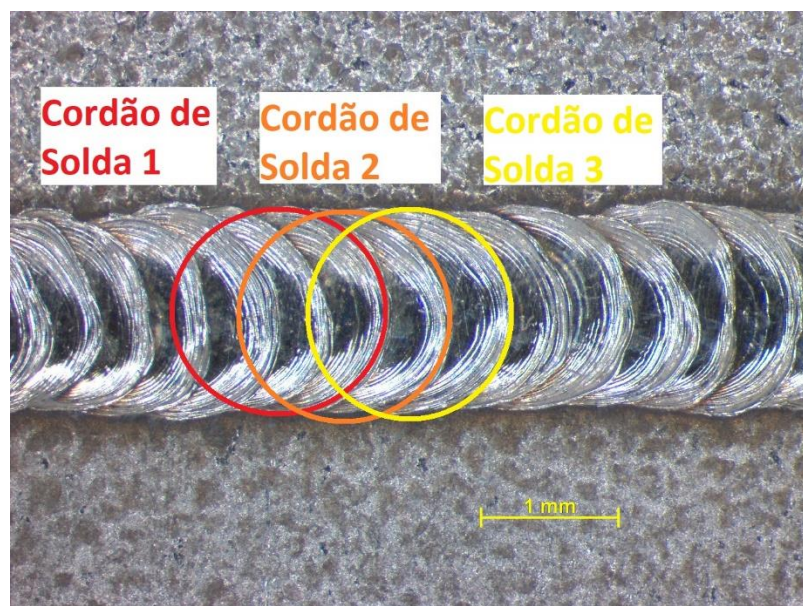
A otimização dos parâmetros de soldagem é realizada primariamente controlando-se a potência de pico, fator determinante no controle da penetração da solda. O ajuste fino da penetração, bem como da largura do cordão de solda é feito pela largura temporal, que também é utilizado para melhor estabilização do cordão de solda quando necessário. A frequência de pulso é utilizada para controlar o aquecimento da peça e o ciclo térmico no cordão de solda. O aumento da largura

temporal gera um cordão de solda mais largo e uma zona afetada termicamente maior, devido ao maior tempo de condução de calor. A potência de pico ideal é a energia que possibilita a maior penetração sem que haja expulsão de material. A soldagem por condução é favorecida para menor energia de pico e maior largura temporal, reduzindo-se o ciclo térmico de soldagem (AMERICA, 2016).

2.1.7 Taxa de Sobreposição

Quando deseja-se realizar uma soldagem de costura ou um cordão de solda contínuo à laser, no modo pulsado, é importante o entendimento e controle da taxa de sobreposição dos cordões de solda gerados a cada pulso. Este tipo de soldagem é obtido 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. A sobreposição de soldagem é dada pelo percentual que o cordão de solda anterior foi sobreposto pelo subsequente. Para uma soldagem hermética ou por costura a taxa ideal de sobreposição deve ser de 80 a 90 por cento. Para soldagem de fixação pode-se utilizar taxas de sobreposição de 60 a 70 por cento, possibilitando maior velocidade de soldagem (AMERICA, 2016). A Figura 10 mostra a sobreposição no cordão de solda.

Figura 10 – Sobreposição no cordão de solda.



Fonte: Próprio autor.

A taxa de sobreposição (TS) do cordão de solda é determinada pela relação entre a velocidade de soldagem (v), dividida pelo diâmetro do pulso (D) e a frequência dos pulsos (f), mostrado pela Equação 3.

$$TS = 1 - \frac{v}{D \cdot f} \quad (3)$$

Também pode-se determinar a taxa de sobreposição (TS) através de imagens, medindo-se a distância entre dois pulsos consecutivos (Δd), dividindo-se pelo diâmetro de um pulso (D), como mostra a Equação 4.

$$TS = \frac{D - \Delta d}{D} \quad (4)$$

Como o cordão de solda é formado por uma série de pulsos sobrepostos, haverá variação na penetração efetiva do cordão, já que os pulsos se solidificam em um formato cônico, deixando vazios na região mais profunda de cada pulso, como mostrado pela Figura 11. Para contornar este problema pode-se realizar a soldagem nos dois lados da junta (quando possível), de forma que a profundidade de penetração seja suficiente para que os vazios gerados pelo primeiro cordão sejam sobrepostos pelo segundo.

Figura 11 – Relação entre penetração efetiva e taxa de sobreposição do cordão de solda.



Fonte: Adaptado de America (2016)

2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

O ferro e suas ligas, como aço e ferro fundido, são materiais pouco resistentes à corrosão, eles sofrem oxidação ao ar, são facilmente atacados por ácidos e escamam em ambientes com altas temperaturas. Apesar destes fatos, existe um grupo de ligas ferrosas que possui capacidade de resistir à água do mar, ao ataque de ácidos concentrados e não escamam em temperaturas de até 1100°C. Tal grupo é constituído pelas ligas ferro-cromo (Fe-Cr), conhecidos como aços inoxidáveis (OUTOKUMPU, 2013).

2.2.1 Criação dos Aços Inoxidáveis Duplex

O potencial econômico e tecnológico dos aços inoxidáveis atraiu empresas e cientistas do mundo todo, ao longo do tempo vários tipos de aços inoxidáveis foram desenvolvidos, cada um com suas características e aplicações. O aço inoxidável duplex foi criado em Avesta, na Suécia, em 1930, com o objetivo de combinar resistência ao calor e ao ataque de ácidos. Os aços duplex mais antigos possuíam péssima soldabilidade, pois formavam quantidades excessivas de ferrita no metal de solda e na zona afetada termicamente. A necessidade de soldagem desse material levou a criação dos graus mais modernos dos aços inoxidáveis duplex. A solução só apareceu em 1970, quando foram desenvolvidas ligas com maiores quantidades de níquel, tornando-as mais austeníticas, e adicionando-se nitrogênio (N) como gás de proteção, possibilitando a soldagem desse material (OUTOKUMPU, 2013).

2.2.2 Séries e Famílias dos Aços Inoxidáveis

Pelo fato de a microestrutura desempenhar um papel decisivo nas propriedades mecânicas, químicas e físicas de um material, os aços inoxidáveis foram divididos em famílias ou grupos, baseando-se na sua microestrutura em temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis podem ser classificados como ferríticos, austeníticos, martensíticos e duplex. A seguir temos uma discussão mais aprofundada sobre os tipos mais relevantes ao trabalho.

2.2.2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligados com cromo (11,2 a 19 %), sem adição de níquel. A microestrutura ferrítica faz com que esse material seja magnético. Também existem alguns ferríticos resistentes à altas temperaturas (800 – 1150 °C), indicados para atmosferas ricas em enxofre, já que este elemento reage com o níquel dos aços inoxidáveis austeníticos. São indicados para aplicações de baixo nível de tensionamento (OUTOKUMPU, 2013). A Figura 13 mostra a microestrutura ferrítica, apresentando grãos equiaxiais.

Figura 12 – Microestrutura ferrítica.

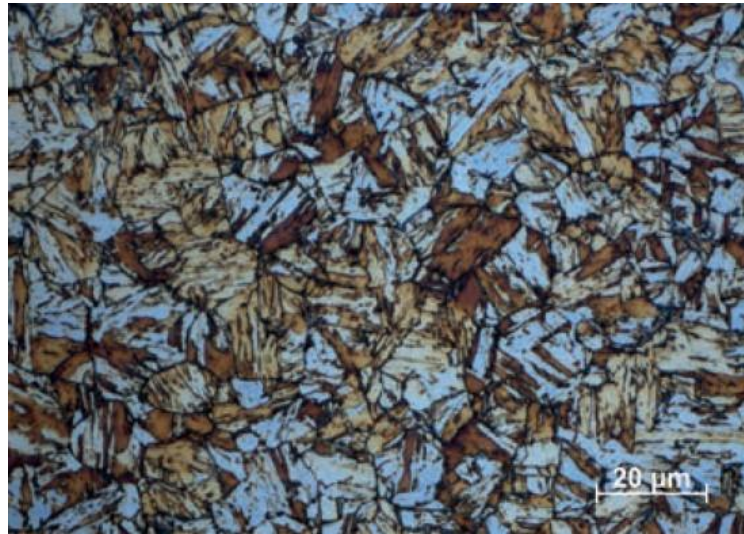


Fonte: Giraldo (2006)

2.2.2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS.

Os aços inoxidáveis martensíticos formam o menor grupo, possuem maior quantidade de carbono comparado com as outras famílias de aços inoxidáveis, de forma a aumentar a resistência mecânica e a capacidade de endurecimento do material. A soldabilidade desse material é muito ruim, mas pode ser melhorada adicionando-se uma pequena quantidade de níquel e reduzindo o carbono. A usinabilidade pode ser melhorada com adição de enxofre. Esse material é magnético e pode ser endurecido por tratamentos térmicos. (OUTOKUMPU, 2013). A Figura 13 mostra a microestrutura martensítica, apresentando martensita fina formada no interior dos grãos austeníticos.

Figura 13 – Microestrutura Martensítica.

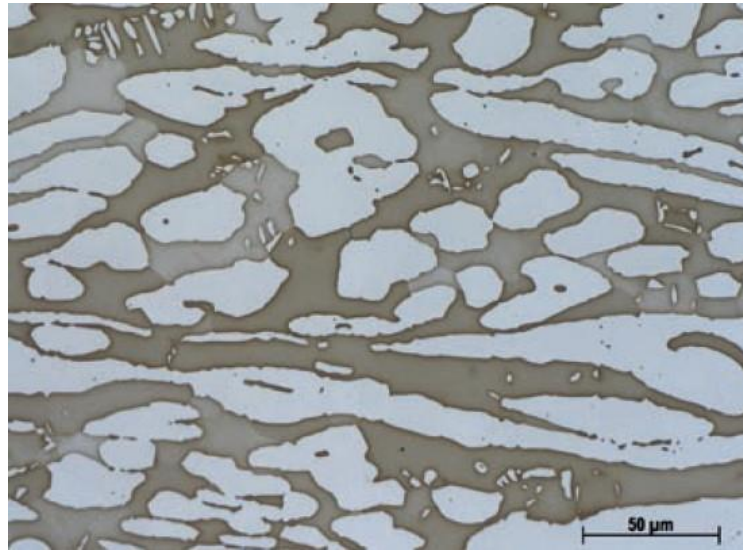


Fonte: Outokumpu (2013)

2.2.2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis duplex possuem uma microestrutura ferrítica-austenítica, com balanço de fase de aproximadamente 50% de cada uma, combinando as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e dos aços inoxidáveis austeníticos. Esta combinação eleva a resistência mecânica bem como a resistência à corrosão sob tensão. Os aços inoxidáveis duplex possuem elevada quantidade de cromo (20,1 a 25,4 %), mas com menor quantidade de níquel (1,4 a 7 %) quando comparado com os aços inoxidáveis austeníticos. O balanço da microestrutura, bem como aumento na resistência à corrosão é obtido com adição de nitrogênio e molibdênio (0,3 a 4 %). O nitrogênio também eleva a resistência mecânica do material. Em alguns aços inoxidáveis duplex é adicionado manganês para substituir parcialmente o níquel e elevar a solubilidade de nitrogênio no material. A grande quantidade de ferrita faz com que os aços desta família também sejam magnéticos (OUTOKUMPU, 2013). A Figura 14 mostra a microestrutura duplex, composta por lamelas de ferrita (porção escura) e austenita (porção mais clara).

Figura 14 – Microestrutura duplex.

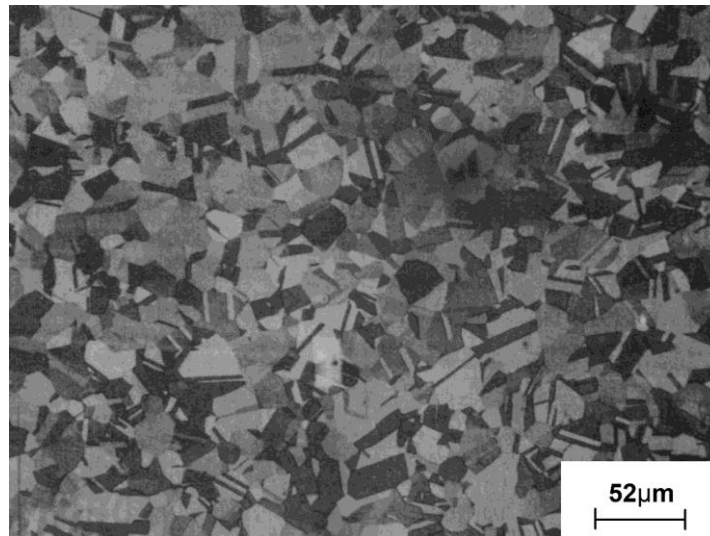


Fonte: Outokumpu (2013)

2.2.2.4 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem o maior grupo dos aços inoxidáveis, são os mais utilizados e podem ser divididos em cinco subgrupos. São materiais de boa a excelente resistência à corrosão, boa conformabilidade e soldabilidade. Como são constituídos por austenita possuem boa resistência ao impacto à baixas temperaturas e são frequentemente usados em aplicações criogênicas. Devido à sua microestrutura austenítica, esses materiais não são magnéticos. O trabalho a frio aumenta a resistência dos austeníticos, entretanto algumas famílias podem ser temperadas durante a laminação e tornar-se magnéticas com o aparecimento de martensita (OUTOKUMPU, 2013). A Figura 15 mostra a microestrutura austenítica, com grãos equiaxiais característicos na condição recozida desse material.

Figura 15 – Microestrutura Austenítica.



Fonte: Próprio autor.

2.2.3 Efeitos dos Principais Elementos de Liga

As propriedades e comportamento dos aços inoxidáveis são determinados por vários fatores, como os elementos de liga, os tratamentos térmicos aplicados, bem como o nível de impurezas do material (OUTOKUMPU, 2013). Os principais elementos de liga e seus efeitos são apresentados a seguir:

- **CROMO (Cr):** É o principal elemento de liga dos aços inoxidáveis, responsável por fornecer a resistência básica à corrosão. Os aços inoxidáveis possuem no mínimo 10,5% de cromo, sendo a resistência à corrosão aumentada com adição extra desse elemento. O cromo aumenta a resistência à corrosão em altas temperaturas e promove a microestrutura ferrítica.
- **NÍQUEL (Ni):** Elemento responsável por promover a microestrutura austenítica, eleva a ductilidade e tenacidade, reduz a taxa de corrosão e possibilita maior resistência em meios ácidos. Eleva a resistência mecânica dos aços inoxidáveis endurecidos por precipitação. Melhora a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos.

- **MOLIBDÊNIO (Mo):** Eleva significativamente a resistência à corrosão uniforme e localizada, promove a microestrutura ferrítica e eleva a resistência mecânica. O molibdênio pode elevar o risco de formação de fases secundárias nos aços inoxidáveis ferrítico, duplex e austenítico. Nos aços inoxidáveis martensíticos pode elevar a dureza em maiores temperaturas de têmpera devido à precipitação de carbonetos.
- **CARBONO (C):** É um forte formador de austenita, também elevando significativamente a resistência mecânica, no entanto, reduz a resistência à corrosão Intergranular causada por formação de carbonetos. Os aços modernos não sofrem por corrosão Intergranular por conterem quantidades extremamente baixas de carbono. Nos aços inoxidáveis ferríticos reduz fortemente a tenacidade e a resistência à corrosão. Nos aços inoxidáveis martensíticos eleva a dureza e resistência mecânica, mas também reduz a tenacidade.
- **NITROGÊNIO (N):** É um formador muito forte de austenita, eleva significativamente a resistência mecânica e a resistência à corrosão localizada. Nos aços inoxidáveis ferríticos reduz drasticamente a tenacidade e a resistência à corrosão. Afeta os martensíticos de forma semelhante ao carbono, elevando a dureza e resistência mecânica, mas reduzindo a tenacidade do material.

2.2.4 Metalurgia Dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são cuidadosamente projetados de forma que os elementos de liga se combinem gerando a microestrutura desejada durante o processamento do material, realizando-se o ajuste das propriedades e microestrutura através de tratamentos térmicos posteriores. No entanto, algumas fases indesejadas podem aparecer durante o processamento dos aços inoxidáveis, seja devido a um tratamento térmico inadequado, por exposição a temperaturas excessivamente altas ou mesmo por um processo de soldagem.

Na solidificação dos aços inoxidáveis dendritas são formadas conforme a temperatura vai abaixando, dependendo da composição química as dendritas podem

ser austeníticas (estrutura cristalina cúbica de face centrada) ou ferríticas (estrutura cristalina cúbica de corpo centrado). Após a solidificação iniciam-se as transformações no estado sólido do material. Um exemplo é a formação da austenita no aço inoxidável duplex, que possui a estrutura ferrítica como modo primário de solidificação e posteriormente é gerada a microestrutura austenítica ao longo dos contornos de grão ferríticos. A austenita se desenvolve durante o resfriamento até que a microestrutura final seja composta de frações aproximadamente iguais de austenita e ferrita

No processamento dos aços inoxidáveis deve-se atentar ao intervalo de temperaturas entre 600 e 1000 °C, em que são geradas fases intermetálicas de alta fragilidade devido ao alto teor de cromo. Essas fases intermetálicas podem fazer com que o material apresente redução na tenacidade e na resistência à alguns tipos de corrosão caso haja formação excessiva desses compostos. As fases intermetálicas são geradas ao utilizar-se elementos de liga como silício, molibdênio e tungstênio, aparecendo quase que instantaneamente nos aços ferríticos de alta liga (OUTOKUMPU, 2013).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os procedimentos experimentais utilizados para obtenção dos resultados deste trabalho. O processo de soldagem, preparação de amostras, macrografias e micrografias foram realizados na Universidade Estadual Paulista - Júlio de Mesquita Filho – Campus de Ilha Solteira (UNESP). O corte das chapas, bem como a confecção dos corpos de prova e ensaio de tração foram realizados em parceria com o Instituto Federal de São Paulo – Campus de Votuporanga (IFSP).

3.1 MATERIAIS

Neste trabalho foram utilizados dois tipos de aços inoxidáveis diferentes, o aço inoxidável superduplex UNS S32750 (AISD) e o aço inoxidável superaustenítico AISI 904L (AISA), ambos em chapas de 3 mm de espessura. A Tabela 1 apresenta a composição química nominal desses materiais.

Tabela 1 – Composição química nominal dos aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e superaustenítico AISI 904L.

Material	Carbono	Nitrogênio	Cromo	Níquel	Molibdênio	Outros
Superduplex UNS S32750	0,02%	0,27%	25%	7%	4%	-
Superaustenítico AISI 904L	0,01%	-	20%	25%	4,3%	Cobre 1,5%

Fonte: Outokumpu (2013)

Nota-se que a composição química dos aços é parecida, no entanto, a adição de nitrogênio no aço inoxidável superduplex favorece a formação de austenita, garantindo o balanço microestrutural, elemento químico não necessário no aço inoxidável superaustenítico devido à grande quantidade de níquel presente neste material, que é o principal elemento de liga gerador de austenita. O aço inoxidável superaustenítico possui ainda adição de cobre, possibilitando resistência à corrosão por alguns ácidos fortes no qual o superduplex não é capaz de resistir. A alta quantidade de níquel presente no superaustenítico é justamente o fator mais importante deste trabalho, pois deseja-se que parte deste elemento favoreça a

formação de austenita no metal de solda duplex, melhorando o balanço volumétrico entre as fases ferrita e austenita. Tratando-se de propriedades mecânicas, também podemos diferenciar os dois materiais, como pode ser observado pela Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas nominais aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e superaustenítico AISI 904L.

Material	Limite de Escoamento (Mpa)	Limite de Resistência (Mpa)	Elongação máxima (%)	Dureza Brinell (HB)
Superduplex UNS S32750	580	830	35	250
Superaustenítico AISI 904L	260	600	50	155

Fonte: Outokumpu (2013)

A resistência mecânica e dureza do aço inoxidável superduplex UNS S32750 são muito superiores às do superaustenítico AISI 904L, porém, é menos dúctil pois apresenta menor elongação máxima. Tais dados evidenciam a grande aplicação do superduplex como um aço estrutural resistente à corrosão, enquanto que o superaustenítico é mais indicado para aplicações que exijam elevada resistência à corrosão, mas que ainda possua resistência mecânica relativamente satisfatória, mantendo-se também maior tenacidade em relação ao outro material.

3.2 PREPARAÇÃO DAS CHAPAS PARA SOLDAGEM

As chapas de ambos os aços foram levadas ao IFSP – Votuporanga para corte utilizando a máquina de eletroerosão a fio Eletrocut NOVIK, mostrada na Figura 16. O acabamento superficial do corte por eletroerosão é muito superior ao de outros processos como corte por serra ou disco abrasivo, fato que favorece o contato adequado entra as faces da junta a ser soldada.

Figura 16 – Máquina de eletroerosão a fio Eletrocut NOVIK



Fonte: Franzini (2016)

As chapas cortadas foram levadas à Oficina Mecânica da Unesp – Ilha Solteira para retificação da superfície, possibilitando o melhor contato possível entre as duas faces da junta entre os dois materiais. A Figura 17 mostra a retífica plana hidráulica utilizada e a Figura 18 mostra em detalhe as chapas sendo retificadas.

Figura 17 – Retífica plana hidráulica.



Fonte: Próprio autor.

Figura 18 – Processo de retificação das chapas de AISD e AISA.

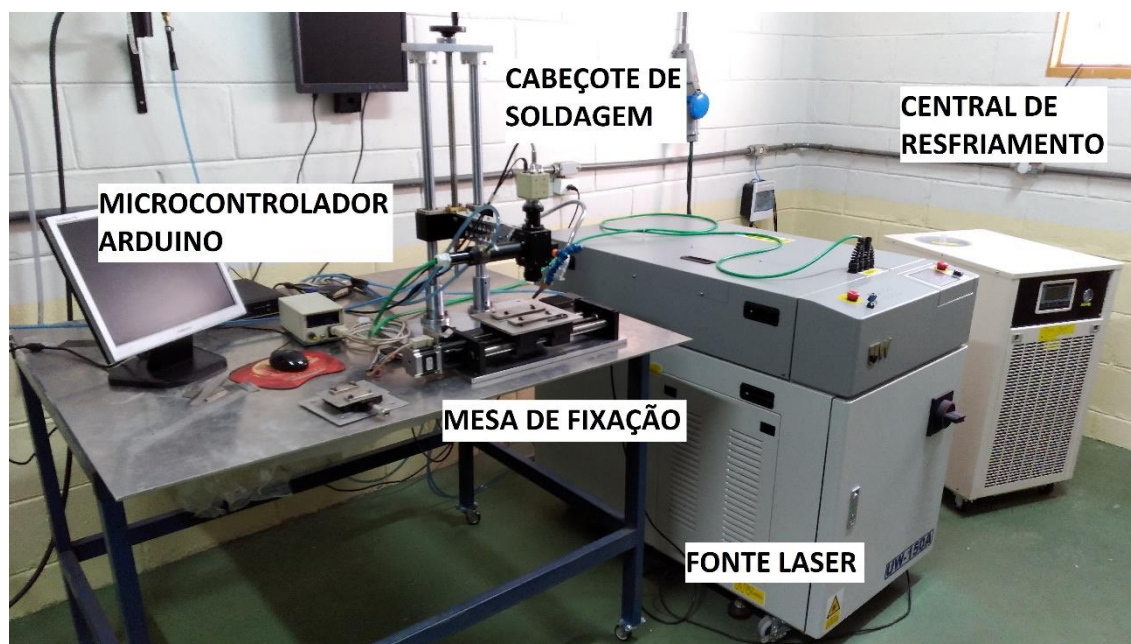


Fonte: Próprio Autor

3.3 SOLDAGEM DAS CHAPAS

A soldagem das chapas foi realizada no Laboratório de Soldagem da Unesp – Ilha Solteira. O contato adequado entre as chapas foi garantido pelo processo de retificação das superfícies. A soldagem foi autógena, ou seja, sem metal de adição. Foram soldados dois materiais diferentes, de um lado uma chapa de aço inoxidável superduplex UNS S32750 (AISD) e do outro uma chapa de aço inoxidável superaustenítico AISI 904L (AISA), portanto trata-se de uma soldagem dissimilar. O equipamento para soldagem à laser Nd:YAG do laboratório é fabricado pela United Winners, modelo UW 150A, composto pela fonte do laser, uma central de resfriamento, um cabeçote de soldagem preso à uma coluna para ajuste do foco, o sistema de alimentação do gás de proteção e uma mesa para fixação das chapas com velocidade controlada por um microcontrolador Arduino. Também possui uma câmera para monitoramento do processo de soldagem em tempo real, mostrado pelo monitor ao lado do cabeçote. O equipamento para soldagem à laser é mostrado na Figura 19.

Figura 19 – Equipamento para soldagem à laser.



Fonte: Próprio autor.

3.4 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

As chapas foram posicionadas em uma junta de topo, sem abertura de raiz, soldada dos dois lados. O argônio (Ar) foi utilizado como gás de proteção, com fluxo de 15 l/min. Não foi utilizado nitrogênio pois deseja-se estudar somente o efeito da combinação do AISD com o níquel presente no AISA, já que nitrogênio também é conhecido por favorecer a formação de austenita. Os parâmetros de soldagem foram selecionados de forma que fosse obtida profundidade de penetração adequada, determinada previamente por experimentos. A soldagem foi realizada nos dois lados da junta, no mesmo sentido de deslocamento para que os cordões de solda se sobrepusessem de forma espelhada. Como deseja-se estudar o metal de solda obtido pela combinação entre o AISD e o AISA, na tentativa de promover o aumento de austenita e regularizar o balanço volumétrico entre as fases do AISD (50% de ferrita e 50% de austenita), será estudada a influência do aporte térmico no cordão de solda.

O aporte térmico foi controlado através da variação da taxa de sobreposição do cordão de solda, para os valores de 90% a 50%. A velocidade de soldagem (v) foi o parâmetro escolhido para manipulação da taxa de sobreposição, calculada pela Equação 5, obtida pelo rearranjo da Equação 3 apresentada na seção da revisão bibliográfica. Os outros parâmetros foram mantidos constantes, a frequência (f) foi

fixada em 3 Hz, a largura temporal (t) foi de 10 ms, a potência de pico (P) foi de 3 kW, de forma que a energia de pulso (E) manteve-se em 30 J. Como a energia de pulso foi mantida constante, o diâmetro de cada cordão de solda manteve-se constante, com um diâmetro médio de 1,5 mm.

$$v = D \cdot f \cdot (1 - TS) \quad (5)$$

Sendo v a velocidade de soldagem, D o diâmetro do cordão de solda, f a frequência de soldagem e TS a taxa de sobreposição desejada. A velocidade v foi determinada para cada uma das condições e os parâmetros utilizados na soldagem são mostrados pela Tabela 3.

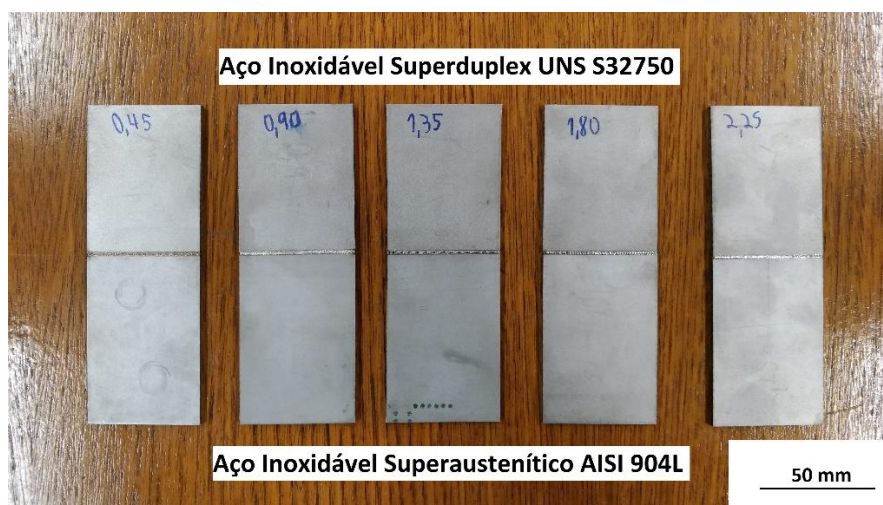
Tabela 3 – Parâmetros de soldagem.

Taxa de Sobreposição (%)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Frequência (Hz)	Largura temporal (ms)	Potência de pico (kW)	Energia de pulso (J)	Diâmetro médio do cordão (mm)
90	0,45	3	10	3	30	1,5
80	0,90	3	10	3	30	1,5
70	1,35	3	10	3	30	1,5
60	1,80	3	10	3	30	1,5
50	2,25	3	10	3	30	1,5

Fonte: Próprio autor.

A Figura 20 mostra as chapas soldadas, uma para cada condição de sobreposição, sendo o material da porção superior o aço inoxidável superduplex UNS S32750 (AISD) e da porção inferior o aço inoxidável superaustenítico AISI 904L (AISA), no centro pode-se observar o cordão de solda.

Figura 20 – Chapas soldadas. Superior: AISD; Inferior: AISA.



Fonte: Próprio autor.

3.5 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS E CORPOS DE PROVA

Devido à limitação na quantidade de material disponível, os corpos de prova foram confeccionados de forma que não houvesse desperdício de material. Os corpos de prova de tração foram cortados cuidadosamente a partir das chapas mostradas pela Figura 20, utilizando-se novamente do corte por eletroerosão a fio, sendo que as porções de material entre os corpos de prova de tração foram utilizadas para embutimento das amostras para os ensaios de metalografia e microdureza.

3.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado em uma Máquina Universal de Ensaios, EMIC modelo: DL 30.000, disponível no IFSP – campus de Votuporanga, seguindo a norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013 versão corrigida: 2015. A máquina possui capacidade de 300kN, é micro processada de acionamento eletromecânico.

Os corpos de prova foram confeccionados na máquina de eletroerosão à fio do IFSP – campus de Votuporanga, seguindo a norma anterior para modelo reduzido. Foram confeccionados dois corpos de prova para cada condição de taxa de sobreposição, totalizando dez corpos de prova para ensaio de tração. A figura 21 mostra alguns corpos de prova para ensaio de tração.

Figura 21 – Corpos de prova para ensaio de tração.



Fonte: Próprio autor.

É importante destacar que o ensaio de tração foi realizado para análise qualitativa do cordão de solda, visando estudar apenas a região em que ocorre a fratura (metal base ou cordão de solda), e não determinar a resistência mecânica do cordão de solda propriamente dito. Caso fosse desejado estudar a resistência mecânica do cordão de solda seria necessário confeccionar um entalhe nessa região, para controlar a posição da fratura no corpo de prova, e só então comparar a resistência mecânica do cordão de solda para cada uma das condições de sobreposição.

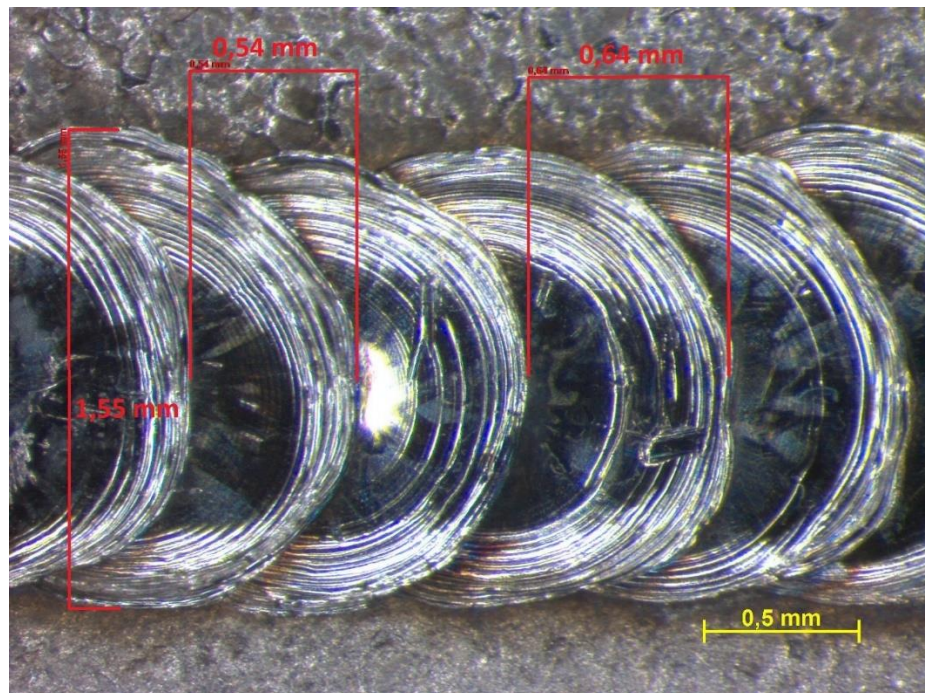
Devido à quantidade limitada de material não foi possível realizar um ensaio tão específico, portanto o ensaio de tração limitou-se à análise da região de fratura. Caso ocorra em um dos metais base é um indicativo de que o metal de solda possui resistência mecânica superior ao mesmo. Caso a fratura ocorra no cordão de solda a falha deve ser estudada através de fractografias dos corpos de prova.

3.7 ANÁLISE DA TAXA DE SOBREPOSIÇÃO REAL

A análise da taxa de sobreposição é importante para determinar se a soldagem foi realizada de acordo com os parâmetros pré-estabelecidos. A taxa de sobreposição estimada é mostrada na Tabela 3, no entanto deve-se determinar a taxa de sobreposição real do cordão de solda.

A taxa de sobreposição real será determinada pela Equação 4, utilizando-se de imagens da vista superior do cordão de solda, captadas pelo Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8 do laboratório de microscopia da Unesp – Ilha Solteira, tratadas pelo software AxioVision disponibilizado pelo próprio fabricante do microscópio. Foi medido o diâmetro médio dos cordões de solda e a respectiva distância entre dois cordões consecutivos, como exemplificado pela Figura 22.

Figura 22 – Vista superior do cordão de solda e medições no AxioVision.

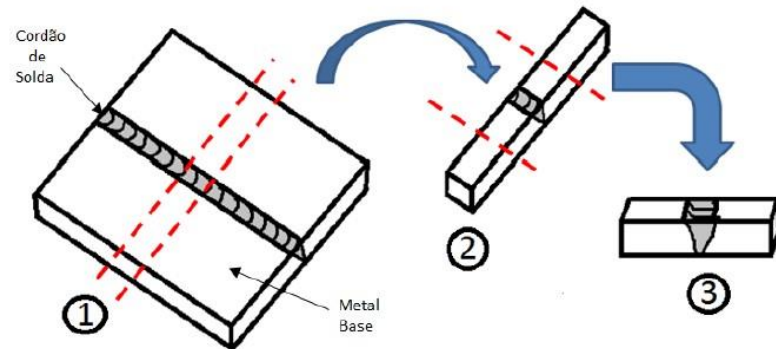


Fonte: Próprio autor.

3.8 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA MACROGRAFIA, MICROGRAFIA E ENSAIO DE MICRODUREZA.

As chapas foram cortadas transversalmente ao cordão de solda, obtendo-se pequenas amostras de cada uma das condições de sobreposição de soldagem. Pode-se observar as operações de corte para obtenção das amostras através da Figura 23.

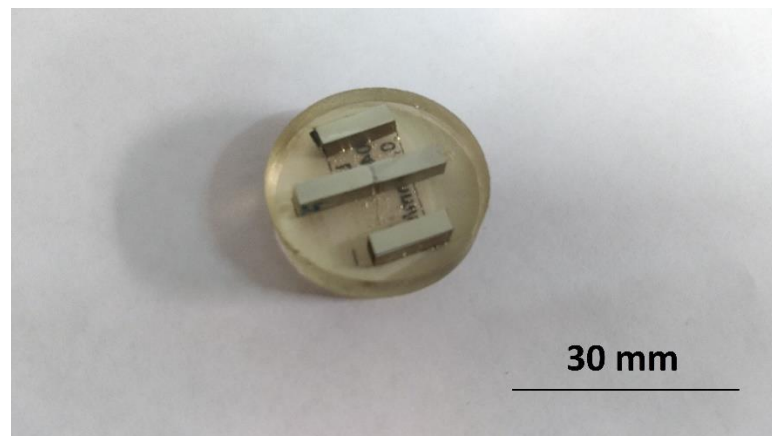
Figura 23 – Operações de corte das amostras. 1: corte transversal; 2: remoção do excesso de metal base; 3: amostra pronta para embutimento em resina.



Fonte: Andrade (2018)

As amostras foram embutidas em resina epóxi transparente, de cura a frio, em um molde de silicone. A Figura 24 apresenta uma amostra embutida.

Figura 24 – Amostra embutida.



Fonte: Próprio autor.

Após embutimento as amostras foram levadas à retífica da oficina mecânica da Unesp-Ilha Solteira, para reduzir sua espessura até cerca de 7 mm e garantir o paralelismo entre as faces superior e inferior. Apenas a parte superior da amostra foi retificada, a parte inferior foi deixada intacta de forma a evitar alguma interação entre o processo de retífica e a microestrutura do metal de solda. Tal procedimento foi realizado para atender às exigências do equipamento de ensaio de microdureza.

3.9 MACROGRAFIA

Para medição de características geométricas e morfológicas, foi realizada a macrografia das amostras referentes à vista transversal do cordão de solda. A preparação das amostras foi realizada seguindo o procedimento padrão: lixamento da superfície da amostra utilizando lixas de granulações maiores (400) até granulações mais finas (2000), seguido por polimento com alumina de 0,3 micrômetros até que as marcas de lixamento fossem removidas, deixando uma superfície espelhada e homogênea.

A microestrutura foi revelada utilizando-se um reagente contendo 1 ml de ácido nítrico (HNO_3), 40 ml de ácido clorídrico (HCl) e 13 g de cloreto de ferro III (FeCl_3). O ataque químico foi pela técnica de imersão por cerca de 20 segundos.

As amostras foram levadas ao Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8 do laboratório de microscopia da Unesp – Ilha Solteira, captando as imagens por uma câmera ligada a um microcomputador que possui o software AxioVision, utilizado para medição da geometria do cordão de solda.

Para analisar a profundidade de penetração efetiva do cordão de solda as amostras foram cortadas no sentido longitudinal ao cordão de solda e preparadas da mesma forma que as amostras para macrografia.

3.10 MICROGRAFIA

As amostras para micrografia foram preparadas de forma semelhante ao item anterior, que trata da macrografia das amostras. Quanto ao ataque químico foram utilizados dois reagentes diferentes, realizando-se dois conjuntos de micrografias. Para observação da microestrutura do superduplex e do metal de solda foi utilizado o reagente Bahara (80 ml de água destilada, 20 ml de ácido clorídrico, 1 g de metabissulfito de potássio e 2 g de bifluoreto de amônio), utilizando-se a técnica de imersão por 25 segundos.

O reagente Bahara não foi capaz de atacar o superaustenítico, para observação deste utilizou-se o reagente composto por 1 ml de ácido nítrico (HNO_3), 40 ml de ácido clorídrico (HCl) e 13 g de cloreto de ferro III (FeCl_3), também pela técnica de imersão por cerca de 15 segundos. É importante destacar que o segundo reagente também é capaz de revelar a microestrutura do metal de solda e do metal

base superduplex, no entanto o tempo de imersão deve ser reduzido para que essas regiões não sofram ataque químico excessivo.

A micrografia foi realizada no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Carl Zeiss EVO do laboratório multiusuário e no Microscópio Óptico Neophot 21 do laboratório de microscopia, ambos no campus da Unesp de Ilha Solteira.

3.11 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Para verificação e quantificação da proporção entre as microestruturas ferrita e austenita, nos dois metais base e no metal de solda, foi realizada uma difração de raios-x com o difratômetro Siemens D5000 do Laboratório de Caracterização Estrutural da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar). A análise dos resultados foi feita com o software livre PROFEX.

3.12 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

A análise da dureza das amostras no cordão de solda e nos dois metais base foi feita pelo ensaio de microdureza Vickers. As amostras foram preparadas seguindo o procedimento citado anteriormente no item 3.8.

Os ensaios de microdureza foram realizados no ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S, disponível no laboratório de microscopia da Unesp – Ilha Solteira. O ensaio foi realizado de acordo com a norma ISO 14577-1:2015, com um indentador Vickers (piramidal de diamante), aplicando-se a carga de ensaio de 1000 mN (100 gf). A técnica de ensaio escolhida foi a de carregamento-descarregamento, na qual o ultramicrodurômetro eleva a carga até o valor determinado, mantendo-se a carga aplicada por alguns segundos e finalizando o ensaio com a etapa de descarregamento.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados dos experimentos e ensaios expostos no capítulo de materiais e métodos são apresentados a seguir. Os ensaios foram realizados para cada uma das condições de soldagem, lembrando-se que a variável de controle foi a taxa de sobreposição no cordão de solda.

4.1 TAXA DE SOBREPOSIÇÃO EFETIVA E APORTE TÉRMICO

Como visto anteriormente, foi realizado o cálculo da taxa de sobreposição efetiva para verificar se a soldagem foi feita de acordo com os parâmetros estimados inicialmente, em particular a velocidade de soldagem. A taxa de sobreposição efetiva foi calculada utilizando-se a Equação 4 apresentada na Revisão Bibliográfica, medindo-se o diâmetro médio de cada cordão de solda e a distância entre dois cordões de solda consecutivos. A Tabela 4 apresenta a taxa de sobreposição efetiva do cordão de solda.

Tabela 4 – Taxa de sobreposição efetiva do cordão de solda.

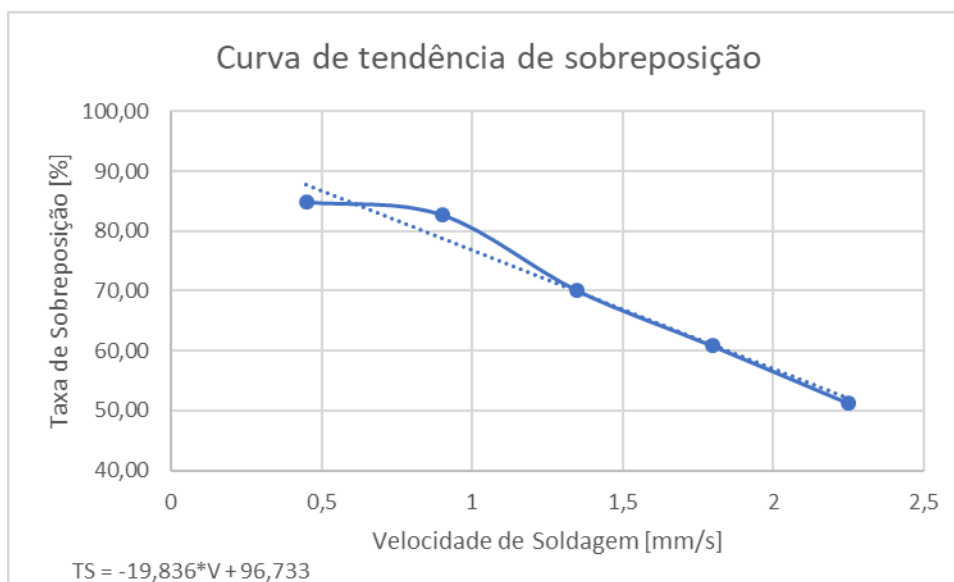
Taxa de Sobreposição Estimada (%)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Diâmetro médio do cordão (mm)	Distância média entre dois cordões (mm)	Taxa de Sobreposição Efetiva (%)	Desvio Percentual (%)
90	0,45	1,46	0,22	84,90	6,01
80	0,90	1,50	0,26	82,75	3,33
70	1,35	1,46	0,44	70,01	0,10
60	1,80	1,48	0,58	60,81	1,33
50	2,25	1,53	0,75	51,24	2,42

Fonte: Próprio autor.

Como pode ser visto pela Tabela 4, a taxa de sobreposição efetiva ficou muito próxima da taxa de sobreposição estimada. Para as taxas de sobreposição mais altas (80% e 90%) há uma pequena diferença entre o valor estimado e o efetivo, tal fato provém da vibração da mesa de soldagem quando acionada em velocidades muito baixas, geralmente menores que 1 mm/s. A vibração faz com que a mesa não se desloque em velocidade constante, sendo que quanto menor a velocidade maior a vibração, não havendo vibração significativa para velocidades acima de 1 mm/s.

Outro fato que pode ter contribuído na diferença entre os valores estimados e efetivos é a dificuldade de medição da distância entre dois pulsos consecutivos, quando a taxa de sobreposição é alta a fronteira entre os pulsos não é tão fácil de ser identificada. Para facilitar a compreensão do trabalho, as amostras serão referenciadas sempre ao valor estimado da taxa de sobreposição. Foi construída uma curva de tendência da taxa de sobreposição em função da velocidade de soldagem, com intuito de facilitar a compreensão da variação entre os valores estimados e medidos, mostrada pela Figura 25.

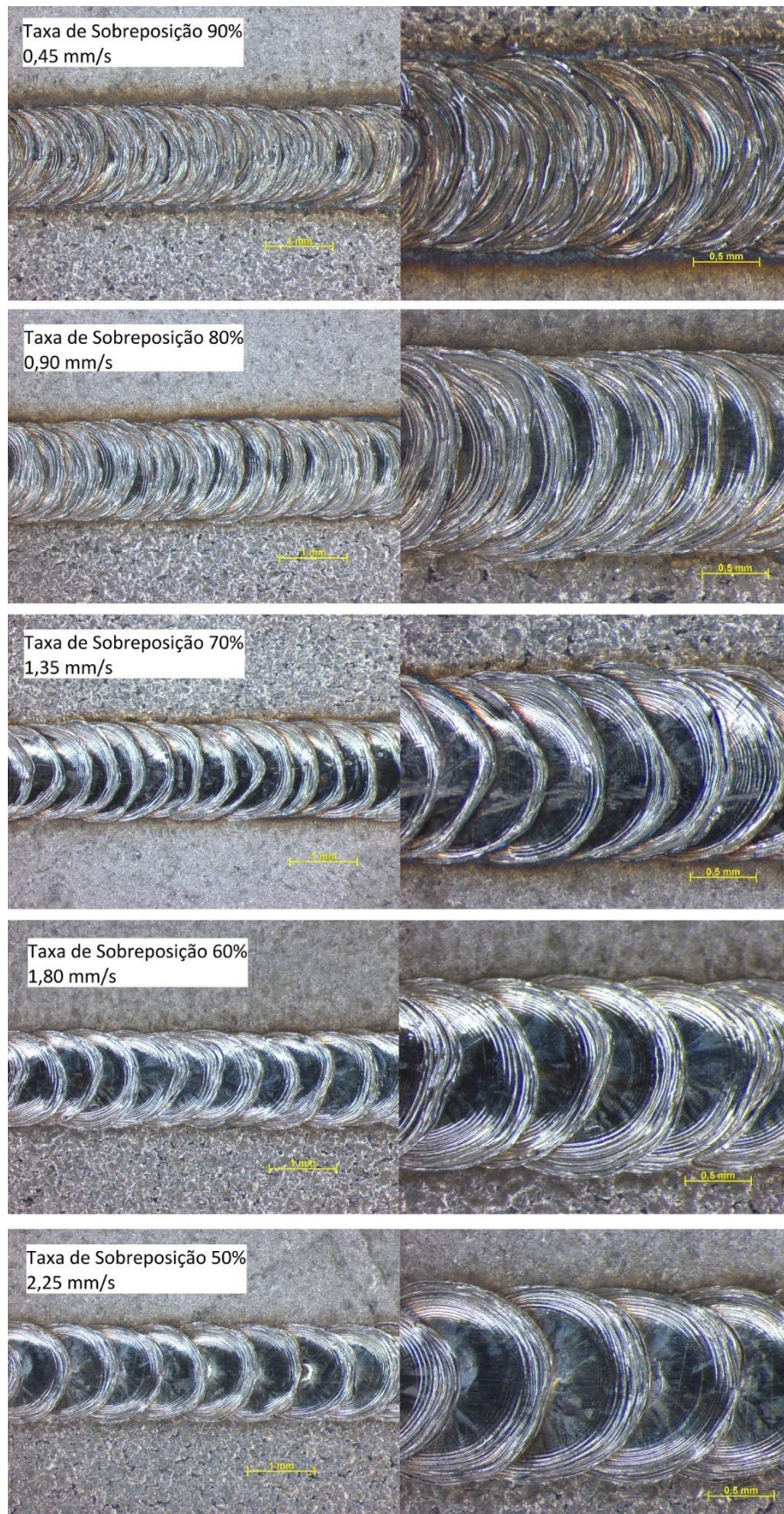
Figura 25 – Curva de tendência de sobreposição em função da velocidade de soldagem.



Fonte: Próprio autor.

A figura 26 apresenta a diferença dos cordões de solda devido a taxa de sobreposição, nota-se que para altas taxas de sobreposição fica difícil distinguir a interface entre dois pulsos consecutivos, para taxas de sobreposição mais baixas torna-se evidente a fronteira entre cada um deles.

Figura 26 – Sobreposição dos cordões de solda.



Fonte: Próprio Autor.

Aporte Térmico é a energia de soldagem aplicada a cada milímetro do material, medido em joules por milímetro. Como variou-se a velocidade de soldagem para controle da taxa de sobreposição, consequentemente o Aporte Térmico (AT) também foi alterado. O Aporte Térmico para cada uma das condições de soldagem é mostrado pela Tabela 5. O Aporte Térmico é calculado pela relação mostrada na Equação 5, dada pela potência de pico (PP) dividida pela velocidade de soldagem (v).

$$AT = \frac{PP}{v} \quad (5)$$

Tabela 5 – Aporte Térmico.

Taxa de Sobreposição (%)	Potência de Pico (kW)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Aporte Térmico (kJ/mm)
90	3	0,45	6,67
80	3	0,90	3,33
70	3	1,35	2,22
60	3	1,80	1,67
50	3	2,25	1,33

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 5 mostra que quanto maior a taxa de sobreposição, maior é a energia envolvida no processo de soldagem (aporte térmico), podendo-se observar o efeito da maior quantidade de calor na Figura 26 para a amostra com 90% de sobreposição, que apresenta regiões escurecidas ao redor do cordão de solda.

4.2 MACROGRAFIA DO CORDÃO DE SOLDA

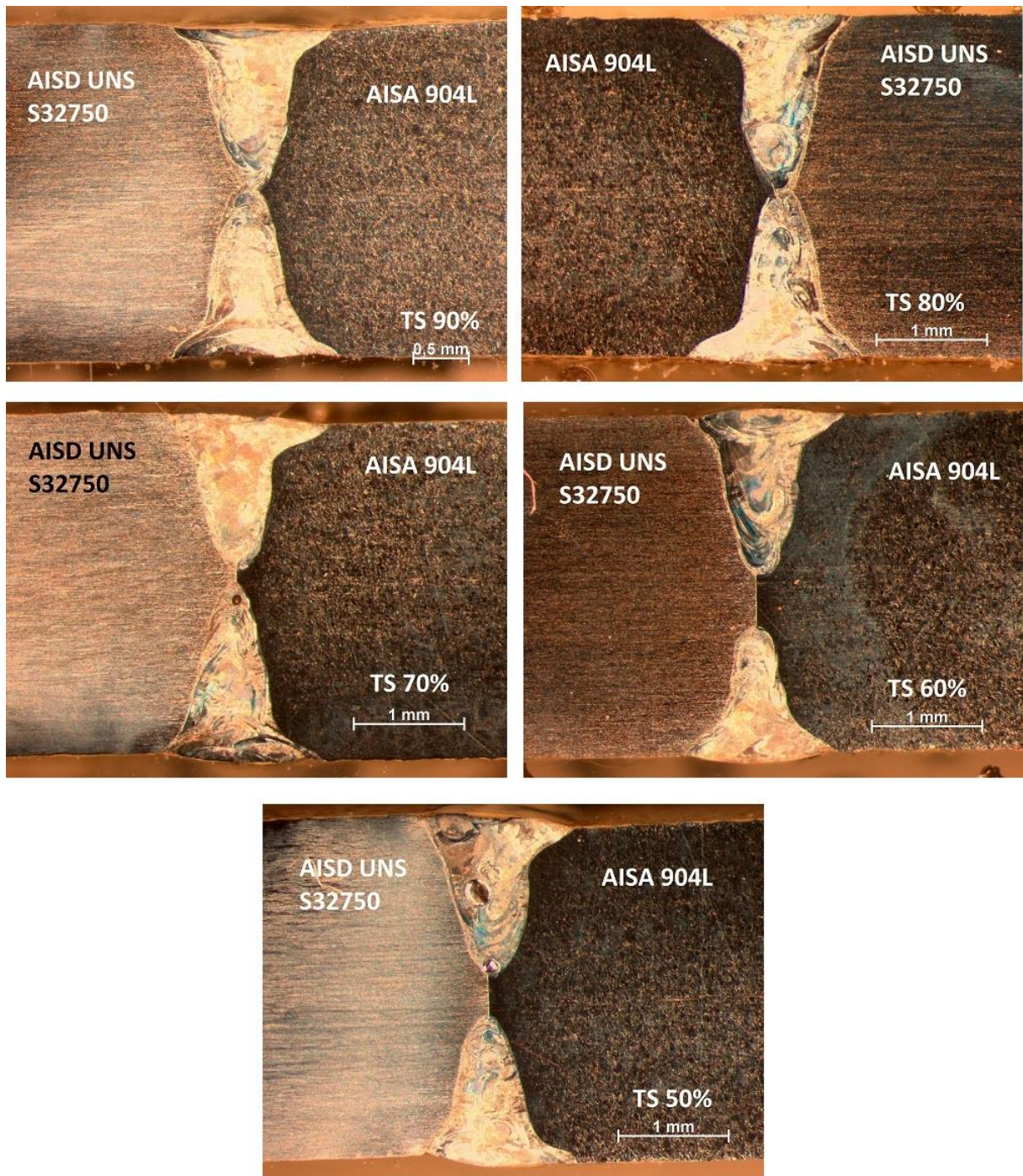
A macrografia da seção transversal das amostras foi realizada com objetivo de observar a geometria do cordão de solda, o aparecimento ou não de descontinuidades como trincas e porosidades e verificar se há formação de uma zona afetada termicamente (ZAT).

Deve-se levar em conta a dificuldade em cortar a amostra exatamente no centro do cordão de solda, portanto algumas imagens apresentam cordões em que os pulsos não se sobrepõem no centro, aparentando que não houve penetração total do pulso. Deve-se lembrar que mesmo variando a taxa de sobreposição a energia entregue pelo

laser a cada pulso de solda é exatamente a mesma (30 joules), garantindo assim penetração adequada por cada pulso de solda, atingindo uma profundidade pouco maior do que metade da espessura das chapas. Como as chapas foram soldadas dos dois lados os cordões se encontram no centro das mesmas. O motivo de os cordões não se encontrarem no centro da junta deve-se ao fato dos pulsos possuírem formato cônico, que em taxas de sobreposição menores reduz a penetração efetiva da soldagem, deixando vazios entre pulsos consecutivos.

A Figura 27 apresenta as macrografias dos cordões de solda para cada uma das taxas de sobreposição.

Figura 27 – Macrografia da seção transversal do cordão de solda das amostras.



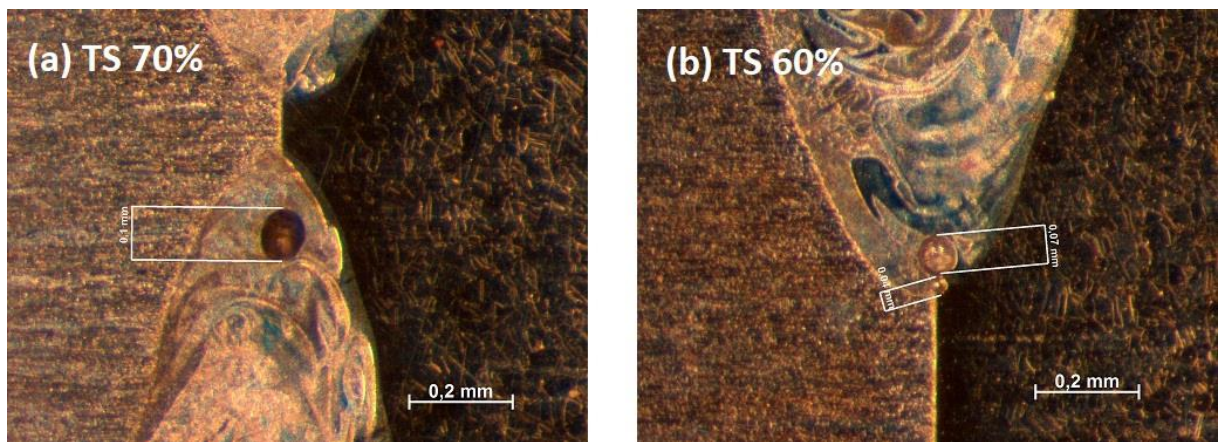
Fonte: Próprio autor.

Na figura 27 pode-se observar que os cordões de solda possuem formato delgado e profundo, comprovando que a soldagem ocorreu no modo *keyhole* ou por penetração. As macrografias não apresentaram formação de uma zona termicamente afetada macroscopicamente visível, provavelmente há mudanças metalográficas nas regiões de fronteira com o cordão de solda, mas são pequenas demais para serem

observadas ou medidas. As amostras com 90% e 80% de sobreposição foram cortadas em posições muito próximas ao centro, fato que os pulsos se encontram no centro da chapa. Os cortes das outras amostras foram feitos em posições levemente distantes do centro do pulso, estes não se encontram no centro da chapa. Não é adequado analisar a profundidade de penetração efetiva através dessas imagens, pois o corte transversal do cordão de solda possibilita a observação de apenas um pulso, não sendo possível medir o vazio entre dois pulsos consecutivos.

As macrografias das amostras com 90% e 80% de sobreposição não apresentaram descontinuidades no metal de solda, no entanto uma análise mais detalhada é necessária para afirmar que não existem descontinuidades. As amostras com 70% e 60% de sobreposição mostram indícios de descontinuidades, apresentando porosidades no metal de solda que provavelmente são geradas devido ao baixo aporte térmico, fazendo com que o metal fundido se solidifique rápido demais aprisionando gases no interior do metal de solda. A Figura 28 mostra em detalhe as porosidades encontradas nos respectivos cordões de solda.

Figura 28 – Porosidades nos cordões de solda com (a) 70% e (b) 60% de sobreposição.

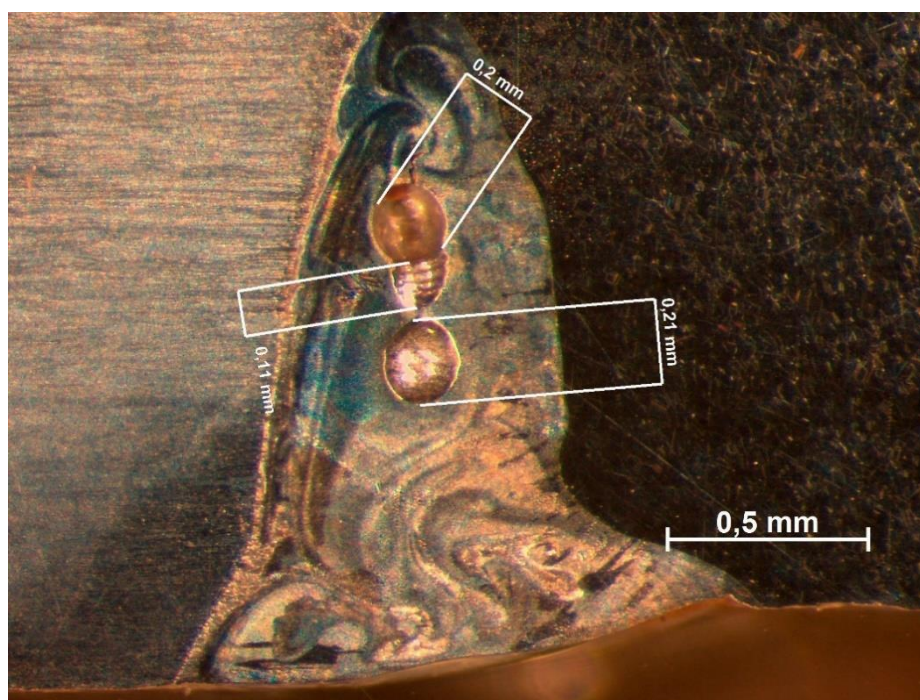


Fonte: Próprio autor.

A macrografia da amostra com 50% de sobreposição apresenta a condição mais desfavorável de soldagem, pois há excessivo aparecimento de porosidades no metal de solda. Outro fator desfavorável é a grande quantidade de material não soldado devido à baixa sobreposição, fazendo com que haja grande distância entre a região mais profunda de dois cordões de solda consecutivos, criando uma grande

quantidade de vazios entre as duas chapas. Este fator prejudica a resistência mecânica devido à redução da seção resistente na junta de solda. A Figura 29 destaca as porosidades encontradas no metal de solda da amostra com 50% de sobreposição.

Figura 29 – Porosidades no cordão de solda com 50% de sobreposição.



Fonte: Próprio autor.

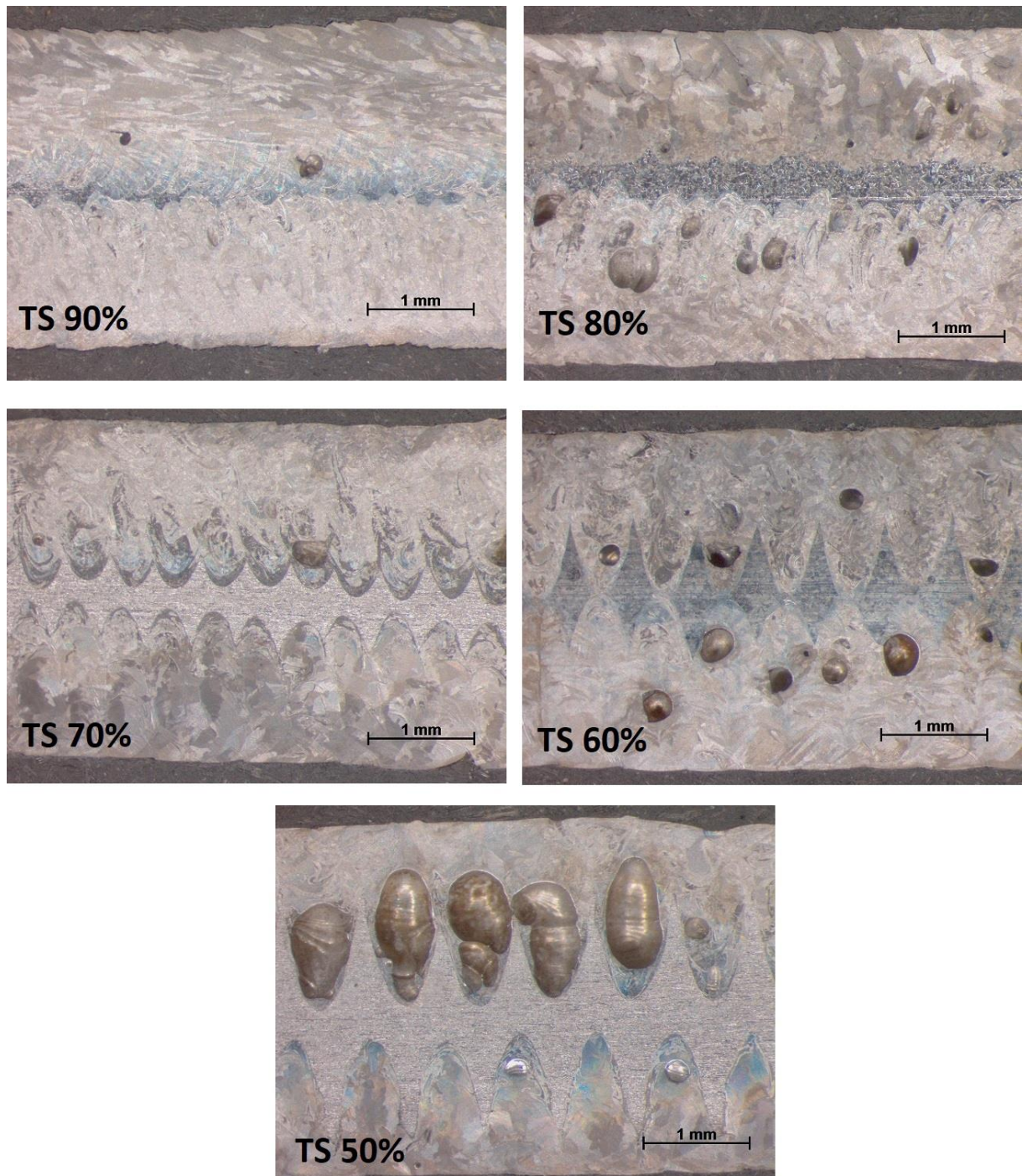
4.3 PROFUNDIDADE DE PENETRAÇÃO EFETIVA

Ao analisar a penetração efetiva das amostras, deve-se lembrar que os pulsos que formam o cordão de solda se solidificam em um formato cônico. As amostras foram cortadas o mais próximo possível ao centro do cordão, os pulsos possuem profundidade de penetração de aproximadamente 1,5 mm, chegando ao centro da chapa. Em algumas imagens os pulsos não se encontraram, tal fato se deve ao corte estar em uma região ligeiramente anterior ou posterior ao centro exato do cordão de solda. No entanto ainda pode-se estudar a variação da profundidade de penetração efetiva em função da taxa de sobreposição do cordão de solda.

A Figura 30 exibe a vista longitudinal do cordão de solda, possibilitando a análise da penetração efetiva do cordão. A análise quantitativa da profundidade de penetração efetiva não foi realizada pela dificuldade de cortar as amostras exatamente

no centro do cordão de solda. Como pode-se observar na Figura 30 as amostras com 90% e 60% de sobreposição foram cortadas bem próximas ao centro do cordão, enquanto as outras exibem seções ligeiramente afastadas do centro do mesmo, exibindo pulsos que não se encontrem no centro da chapa. A medição da profundidade efetiva traria resultados inadequados e sem efeito de comparação. Infelizmente não havia material extra para novas tentativas de corte, portanto a análise ficará restrita às características qualitativas da profundidade de penetração efetiva e da área sem solda.

Figura 30 – Vista Longitudinal do Cordão de Solda e Penetração Efetiva.



Fonte: Próprio autor.

Observando-se a Figura 30 para a taxa de sobreposição de 90% o cordão de solda apresenta penetração efetiva praticamente total, tendo aspecto contínuo com pouquíssimo aparecimento de regiões sem solda. Também se nota que o corte dessa amostra foi praticamente na posição central do cordão, mostrando a região de encontro dos mesmos. A amostra com 80% de sobreposição possui aspecto similar a

anterior, possuindo penetração efetiva adequada pois há uma seção sem solda muito pequena entre as extremidades do cordão. Todavia pode-se observar que o corte foi feito ligeiramente afastado do centro do cordão, resultando em uma posição em que os pulsos de solda não se encontram no centro da chapa. A amostra com 70% de sobreposição começa a mostrar indícios de que a penetração efetiva está sendo reduzida. Nesta amostra pode-se observar que o corte também não está totalmente alinhado com o centro do cordão de solda pois os pulsos não se encontram ao centro. Tratando-se da amostra com 60% de sobreposição fica mais evidente a redução da penetração efetiva do cordão de solda, fazendo com que haja uma região ainda maior sem solda. Neste caso o corte está exatamente no centro do mesmo já que os pulsos se encontram no centro da chapa. A amostra com 50% de sobreposição exhibe uma área sem solda ainda maior, mostrando que a penetração efetiva está ainda mais comprometida nesta condição de soldagem. O corte foi realizado em uma posição intermediária em relação ao centro do cordão, mostrando parcialmente os pulsos de solda.

De forma complementar às macrografias, pode-se observar o aparecimento de porosidades em todas as condições de soldagem. O motivo de aparecimento das porosidades foi discutido anteriormente, ocorre provavelmente devido ao aprisionamento de gases que não possuem tempo suficiente para sair de poça de metal fundido durante a solidificação, já que a soldagem a laser possui resfriamento extremamente rápido. A capacidade de observação das discontinuidades se deve ao fato de o corte longitudinal exibir uma grande seção do cordão de solda, mostrando vários pulsos subsequentes e aumentando a probabilidade de serem encontradas. Nas amostras com maior sobreposição, logo, maior aporte térmico, há aparecimento de pequenas porosidades e em baixa quantidade. À medida em que a taxa de sobreposição é reduzida, a quantidade e dimensão das porosidades é aumentada, até chegar na situação mais crítica com 50% de sobreposição, em que são observadas grandes porosidades no interior do cordão de solda.

4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado para determinar a região de fratura dos corpos de prova. A Tabela 6 apresenta os resultados dos ensaios como resistência mecânica à tração e a região de fratura. As amostras que falharam no metal base superaustenítico foram agrupadas sob o valor médio de tensão e as amostras que sofreram fratura no metal de solda são mostradas individualmente.

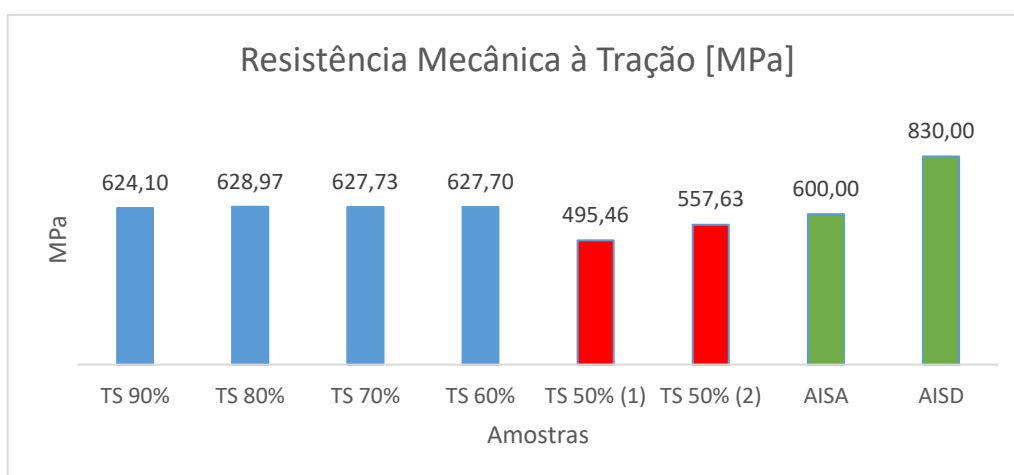
Tabela 6 – Resultados dos ensaios de tração.

Taxa de Sobreposição da amostra (%)	Região da fratura	Resistência Mecânica Média (Mpa)
90	Metal Base (904L)	624,10
80	Metal Base (904L)	628,97
70	Metal Base (904L)	627,73
60	Metal Base (904L)	627,70
50	Cordão de Solda	495,46
50	Cordão de Solda	557,63

Fonte: Próprio autor.

A Figura 31 mostra graficamente os resultados a fim de facilitar a análise dos mesmos. Em azul são mostradas as amostras que sofreram fratura no metal base superaustenítico, em vermelho são as amostras com fratura no cordão de solda e em verde são as resistências à tração nominais para os metais base utilizados.

Figura 31 – Resultados de ensaio de tração



Fonte: Próprio autor.

De maneira geral, os resultados do ensaio de tração mostram que a soldagem possui condições mais favoráveis para taxas de sobreposição de 90% até 60%, sendo a fratura localizada no metal base do aço inoxidável superaustenítico AISI 904L. O limite de resistência à tração obtido pelos ensaios é muito próximo ao mostrado pela Tabela 2, fornecido pelo *handbook* da Outokumpu, indicando boa confiabilidade nos resultados obtidos.

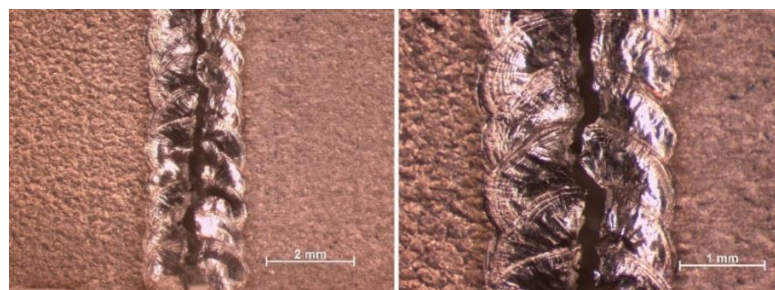
Para as amostras com taxa de sobreposição de 50% a fratura ocorreu no cordão de solda, mostrando possuir resistência mecânica menor do que o metal base superaustenítico. A perda de resistência mecânica deve-se à taxa de sobreposição ser baixa demais, deixando uma grande área sem solda e formando porosidades em excesso no cordão de solda, fazendo com que a área da seção resistente seja reduzida.

É possível afirmar que a soldagem dissimilar entre os aços inoxidáveis superaustenítico e superduplex, para taxas de sobreposição maiores que 60% apresenta condições mais favoráveis quanto a resistência mecânica à tração, pois os corpos de prova tendem a falhar no metal base e não no cordão de solda.

4.5 FRACTOGRAFIA

Para estudar a causa das fraturas do ensaio de tração na região do cordão de solda foram realizadas fractografias no MEV combinadas com imagens da vista superior da fratura no cordão de solda, obtidas pelo Estéreo Microscópio. A Figura 39 mostra a vista superior da fratura do cordão de solda das amostras com 50% de taxa de sobreposição.

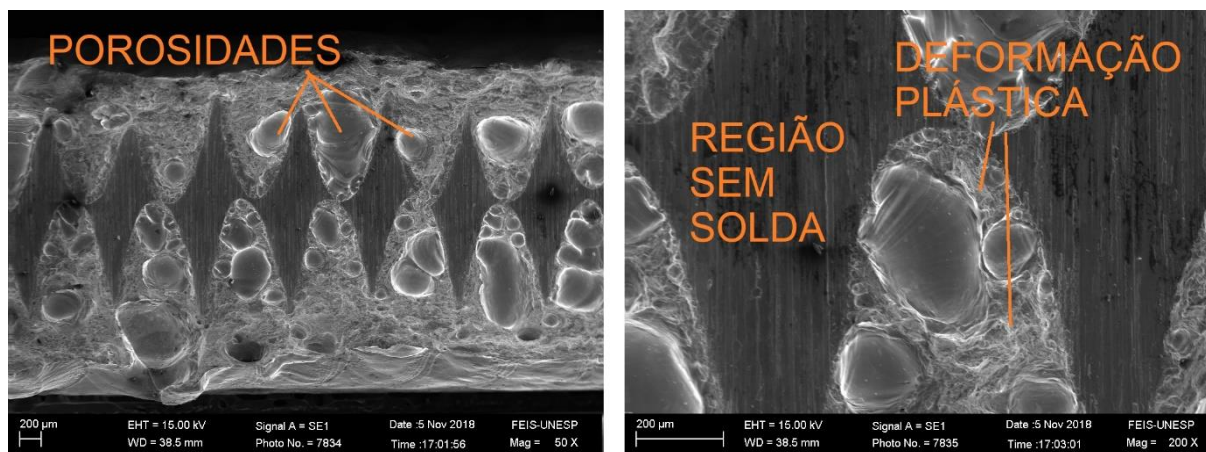
Figura 32 – Fratura do cordão de solda da amostra com 50% de taxa de sobreposição.



Fonte: Próprio autor.

Pode-se observar que a fratura se localizou na região central do cordão de solda. A Figura 33 mostra a fractografia obtida no MEV.

Figura 33 – Fractografia do cordão de solda.



Fonte: Próprio autor.

A fractografia mostra uma combinação de fatores que contribuíram para redução da resistência à tração da junta soldada. Há aparecimento excessivo de porosidades combinadas com uma grande região sem solda devido à baixa taxa de sobreposição. Os pulsos de solda atingem a profundidade desejada, mas a distância entre dois pulsos consecutivos é grande demais formando uma série de descontinuidades ao longo do cordão. O mecanismo de fratura é predominantemente dúctil caracterizado por regiões rugosas apresentando grande deformação plástica.

4.6 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado para todas as taxas de sobreposição e nos dois metais base. A microdureza foi mapeada por uma linha vertical ao longo do cordão de solda, do pulso superior até o inferior, passando pelo centro na região de refusão. A Tabela 7 mostra os resultados dos ensaios de microdureza Vickers.

Tabela 7 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers nas amostras.

Indentação	HV TS 90%	HV TS 80%	HV TS 70%	HV TS 60%	HV TS 50%
1	353	276	303	274	357
2	315	302	261	257	260
3	282	298	259	251	257
4	209	247	365	226	265
5	430	441	514	225	238
6	267	459	545	267	296
7	232	458	330	249	331
8	272	477	303	243	283
9	285	303	348	231	396
10	281	314	301	390	425
MÉDIA	293	290	301	247	276

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 8 apresenta os resultados dos ensaios de microdureza Vickers nos metais base.

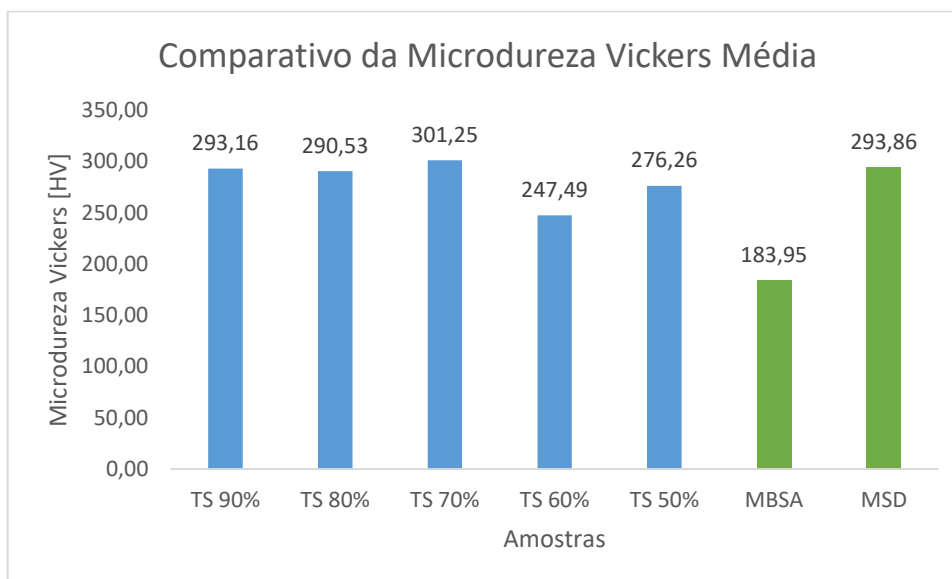
Tabela 8 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers nos metais base.

Indentação	HV MB-AISD	HV MB-AISA
1	264	182
2	303	189
3	305	184
4	305	183
5	287	179
6	296	183
MÉDIA	293	183

Fonte: Próprio autor.

Para facilitar a análise dos resultados, foram traçados gráficos de barras com os respectivos valores médios de microdureza Vickers para cada uma das amostras, apresentado pela Figura 34.

Figura 34 – Resultados da microdureza Vickers na forma gráfica.



Fonte: Próprio autor.

Antes de analisar os resultados deve-se lembrar que as indentações foram feitas em regiões aleatórias, ao longo de uma linha reta vertical no cordão de solda, tomando dez medidas com intervalo de 0,2 mm entre elas. Algumas indentações atingiram regiões ricas em austenita, regiões ricas em ferrita ou regiões de mistura entre as duas fases, muito parecidas com o metal base superduplex. A média da dureza foi calculada com os valores obtidos pelas indentações que atingiram regiões mais homogêneas, não utilizando valores de regiões de refusão ou com falta de mistura resultando na formação preferencial de apenas uma das fases.

A Figura 34 mostra que a microdureza Vickers das amostras está muito próxima à microdureza do metal base superduplex, com valores na média de 290 HV. As amostras de sobreposição mais baixa apresentam valores menores de microdureza causados pela falta de mistura do cordão de solda, gerando regiões ricas em austenita ou ferrita que alteram a dureza média do mesmo. O metal base superduplex possui uma microdureza média de 293 HV, enquanto o superaustenítico de 183 HV.

O ensaio de microdureza possibilita a comparação dos valores de dureza com a microestrutura formada. A maior parte das indentações atingiram regiões com microestrutura parecida com o superduplex, fornecendo valores muito próximos ao metal base, assim evidenciando a formação da microestrutura desejada para o metal

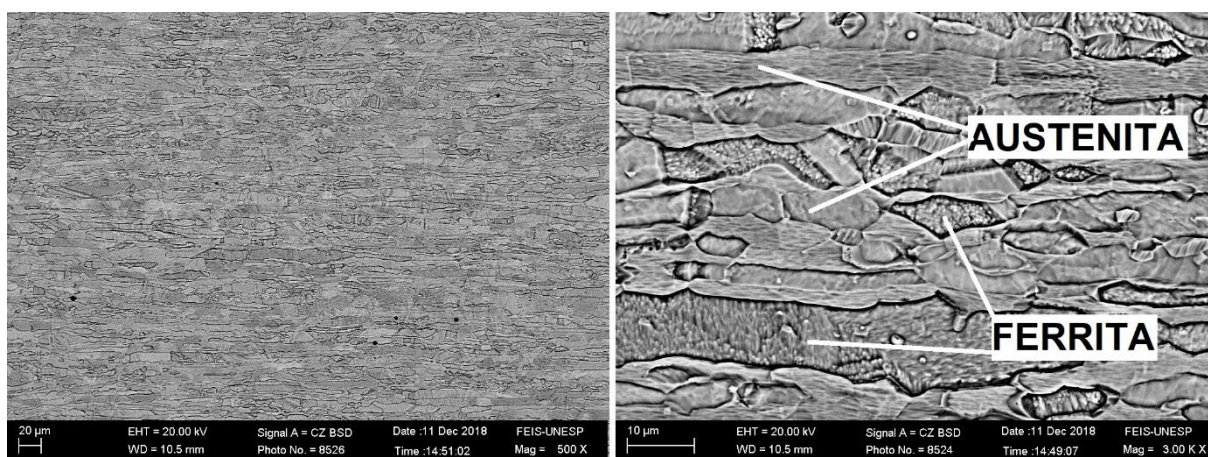
de solda, como pode ser visto pelos dados das Tabelas 6 e 7. Algumas indentações atingiram regiões de refusão, em que as raízes dos pulsos se sobrepõem formando regiões com alta quantidade de ferrita, com dureza na ordem de 450 HV a 500 HV. Nas regiões ricas em austenita foram medidas durezas na ordem de 200 HV, bem próximas à dureza do metal base superaustenítico.

O aparecimento de regiões ricas em ferrita ou austenita se deve à falta de mistura do metal de solda, causada pela baixa frequência dos pulsos do laser. Para que haja melhor balanceamento e mistura entre as fases seria interessante aumentar a frequência dos pulsos juntamente com utilização de taxas de sobreposição acima de 70%. Altas taxas de sobreposição apresentaram microdureza mais homogênea, bem como microestrutura que será apresentada na seção de micrografia.

4.7 MICROGRAFIA DO CORDÃO DE SOLDA

A análise micrográfica dos metais base foi realizada no MEV. A revelação da microestrutura foi feita por imersão na solução de HCl, HNO₃ e FeCl₃. A figura 35 apresenta a microestrutura do metal base superduplex, caracterizado por possuir proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita. As regiões mais altas e claras apresentam austenita, a ferrita aparece nas regiões mais escuras e profundas. Os grãos são alongados devido ao processo de laminação das chapas do material.

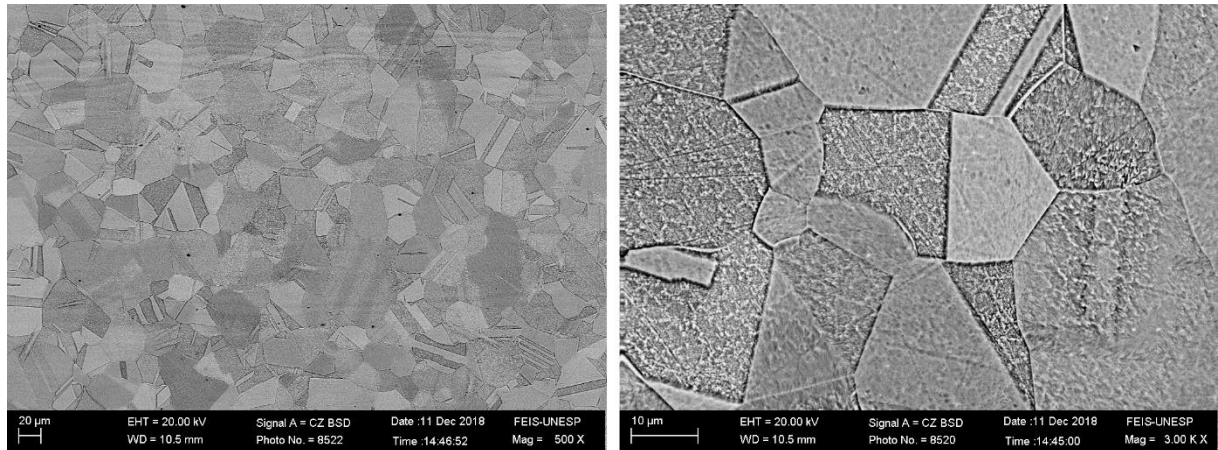
Figura 35 – Microestrutura do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 36 mostra a microestrutura do metal base superaustenítico, caracterizado por grãos facetados.

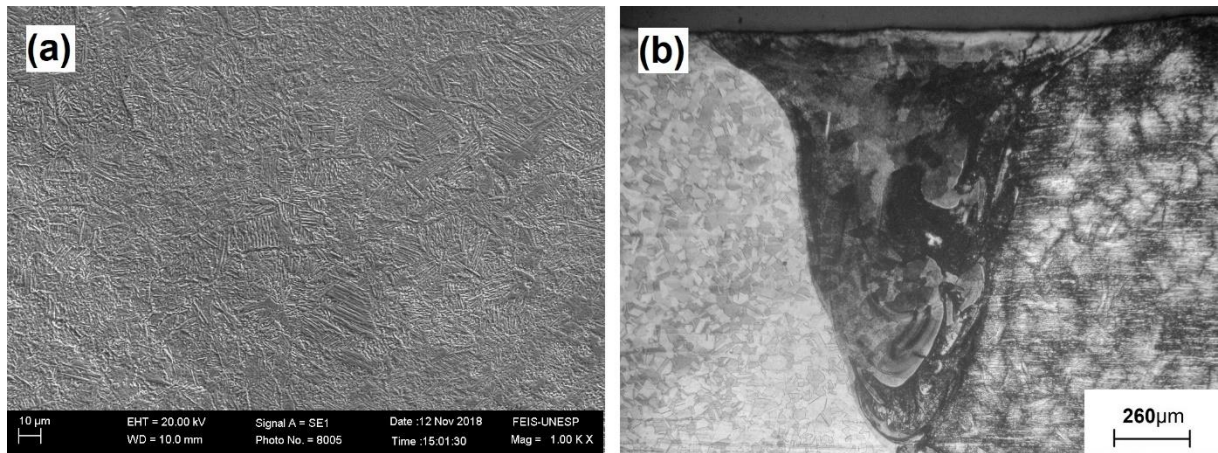
Figura 36 – Microestrutura do Aço Inoxidável Superaustenítico AISI 904L.



Fonte: Próprio autor.

A análise microestrutural do metal de solda foi realizada de duas formas, combinando dois ataques químicos diferentes bem como microscopia eletrônica e óptica. A revelação com o reagente Behara trouxe melhor definição da microestrutura duplex, portanto a caracterização e balanço microestrutural foram feitos através desta técnica. O reagente Behara não foi capaz de revelar a microestrutura austenítica, para complementar os resultados utilizou-se o reagente de HCl, HNO₃ e FeCl₃. O segundo reagente ataca o duplex excessivamente, mas revela a austenita de forma adequada possibilitando a análise da mistura no metal de solda. A Figura 37 traz a micrografia da amostra com 90% de sobreposição.

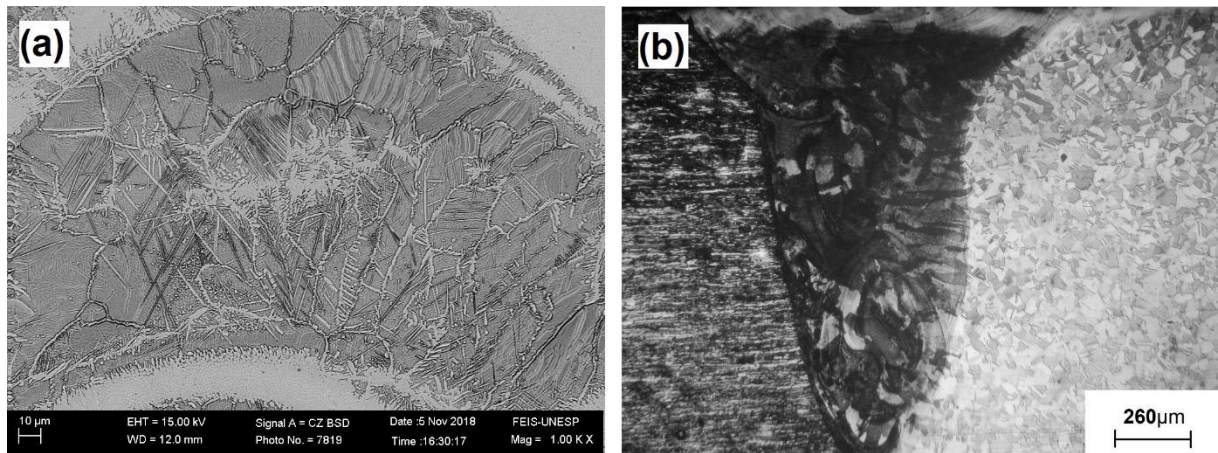
Figura 37 – Micrografia da amostra com 90% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 37 (a) mostra que a microestrutura formada no metal de solda é similar à do metal base superduplex, há formação de agulhas de austenita sobre uma matriz ferrítica. Em (b) observa-se que não houve mistura adequada no metal de solda, o lado esquerdo adjacente ao metal base superaustenítico apresenta microestrutura predominantemente austenítica, enquanto ao lado direito adjacente ao superduplex apresenta microestrutura mista (ferrita e austenita) com predominância ferrítica. Mesmo não havendo mistura completa no cordão, a soldagem com o aço inoxidável superaustenítico favoreceu o aumento na formação de austenita no metal de solda adjacente ao metal base superduplex. A imagem (a) foi obtida desta porção de material, já que se deseja analisar a formação de austenita no metal de solda do superduplex. A Figura 38 traz a micrografia da amostra com 80% de sobreposição.

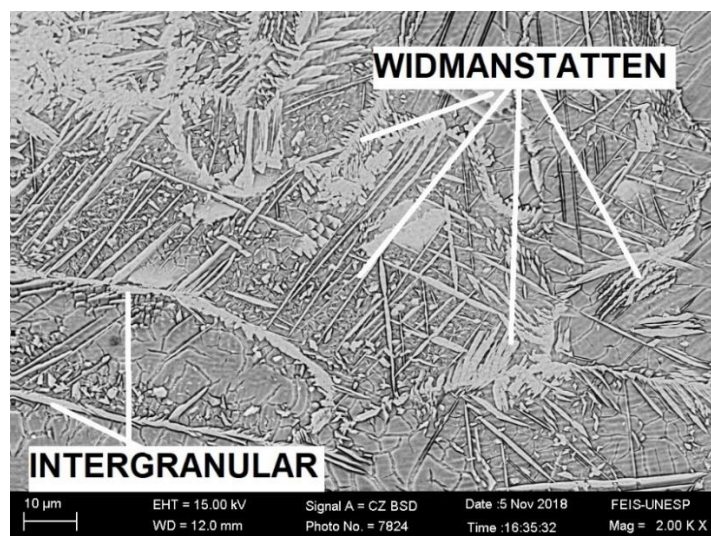
Figura 38 – Micrografia da amostra com 80% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

A amostra com 80% de sobreposição possui regiões ricas em austenita pura, indicando que não houve mistura adequada no metal de solda. Nas regiões de matriz ferrítica há formação de austenita intergranular nos contornos de grão, poligonal intergranular no interior dos grãos e de austenita de Widmanstatten, como mostrado na Figura 39. Quanto à mistura do metal de solda o comportamento é similar à amostra anterior, não havendo mistura adequada do metal de solda, mas suficientemente para aumentar o teor de austenita no metal de solda adjacente ao metal base superduplex.

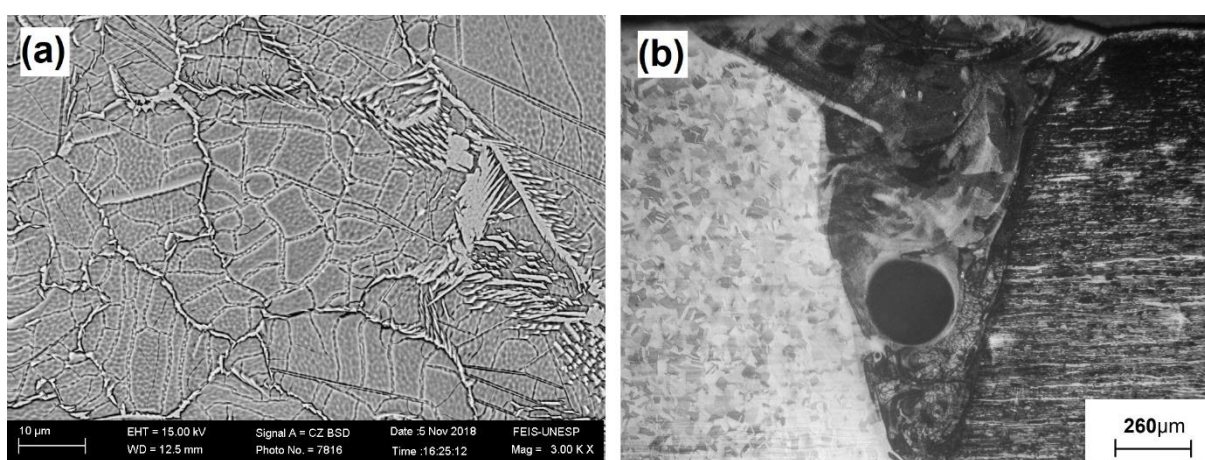
Figura 39 – Formações austeníticas na amostra com 80% de sobreposição.



Fonte: Próprio autor.

Há aparecimento de austenita intergranular nos contornos de grão e poligonal intergranular no interior dos grãos. Também se observa grande quantidade de austenita de Widmanstatten, estruturas que aparecem nos contornos e no interior dos grãos, com crescimento em direções cristalográficas preferenciais gerando formatos assimétricos. A Figura 40 apresenta a micrografia da amostra com 70% de sobreposição.

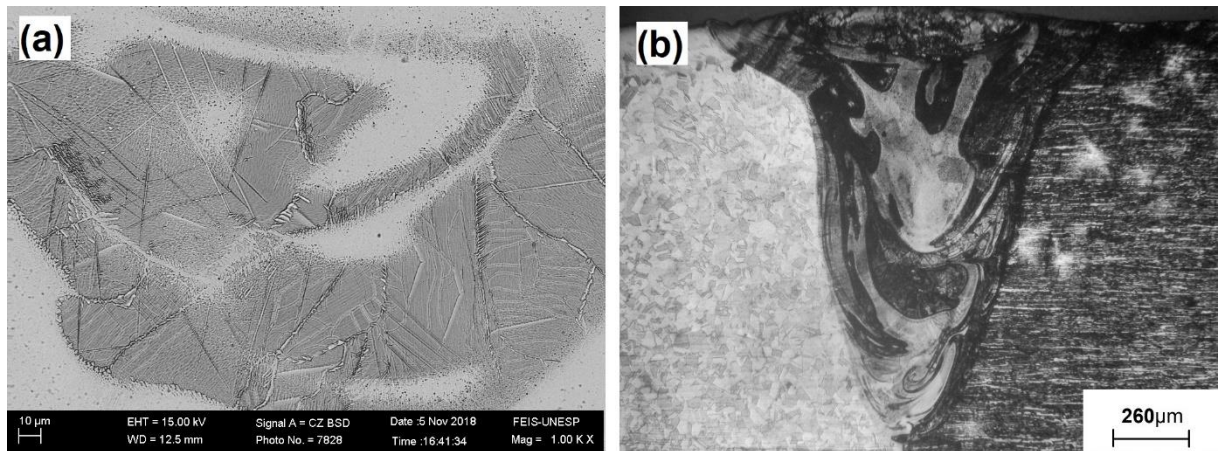
Figura 40 – Micrografia da amostra com 70% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

Assim como nas amostras anteriores, a amostra com 70% de sobreposição não possui mistura adequada no metal de solda. Na microestrutura do metal de solda há formação de austenita intergranular e de Widmanstatten sobre uma matriz ferrítica. Nota-se que com a redução da taxa de sobreposição as estruturas austeníticas aparecem de forma mais dispersa ao longo do metal de solda, com redução na proporção da austenita de Widmanstatten. A micrografia da amostra com 60% de sobreposição é apresentada pela Figura 41.

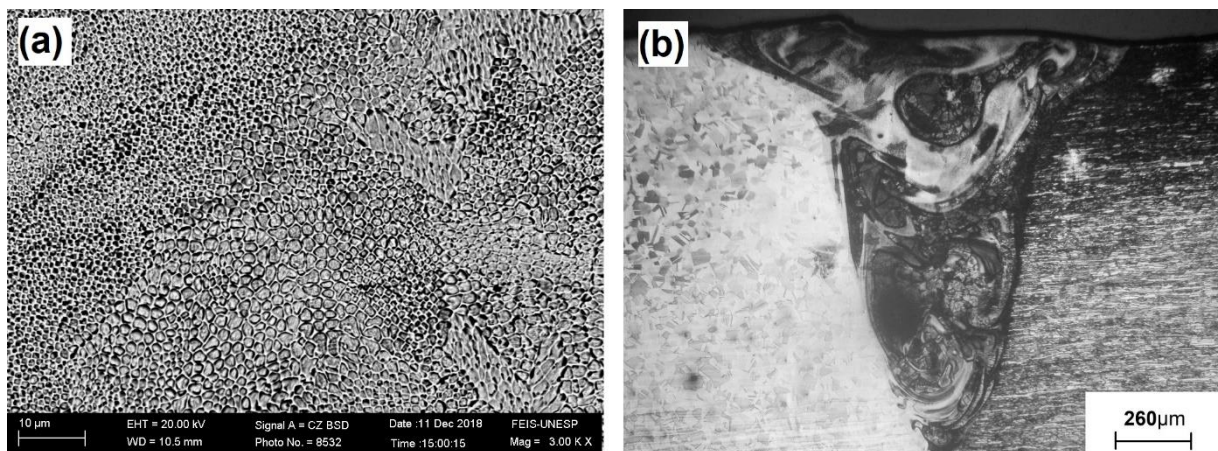
Figura 41 – Micrografia da amostra com 60% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

Também há falta de mistura no metal de solda da amostra com 60% de sobreposição. Quanto a microestrutura observa-se formação de ilhas austeníticas (devido à falta de mistura). Ao longo da matriz ferrítica há formação de austenita intergranular e observa-se pequenas regiões com austenita de Widmanstatten, bem menores do que nas amostras anteriores. Para finalizar a análise microestrutural a micrografia da amostra de menor sobreposição é mostrada pela Figura 42.

Figura 42 – Micrografia da amostra com 50% de sobreposição. (a) Microestrutura; (b) Mistura do metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

A amostra com 50% de sobreposição também possui falta de mistura no metal de solda. Quanto a microestrutura não foi observado austenita de Widmanstätten, há apenas formação de austenita intergranular nos contornos de grão da matriz ferrítica.

Todas as amostras mostraram que houve falta de mistura no metal de solda. Tal efeito decorre da baixa frequência dos pulsos do laser, o aumento da frequência de emissão do laser ou adição de vibração durante a soldagem podem melhorar a mistura no cordão de solda. O equipamento utilizado na soldagem não possui potência suficiente para que seja utilizada uma frequência mais alta que 3 Hz, simultaneamente à energia de pico necessária para que o cordão de solda atinja a profundidade necessária para soldagem. O aumento da frequência exige redução na potência de pico da máquina, fazendo com que a soldagem não seja capaz de atingir a profundidade adequada.

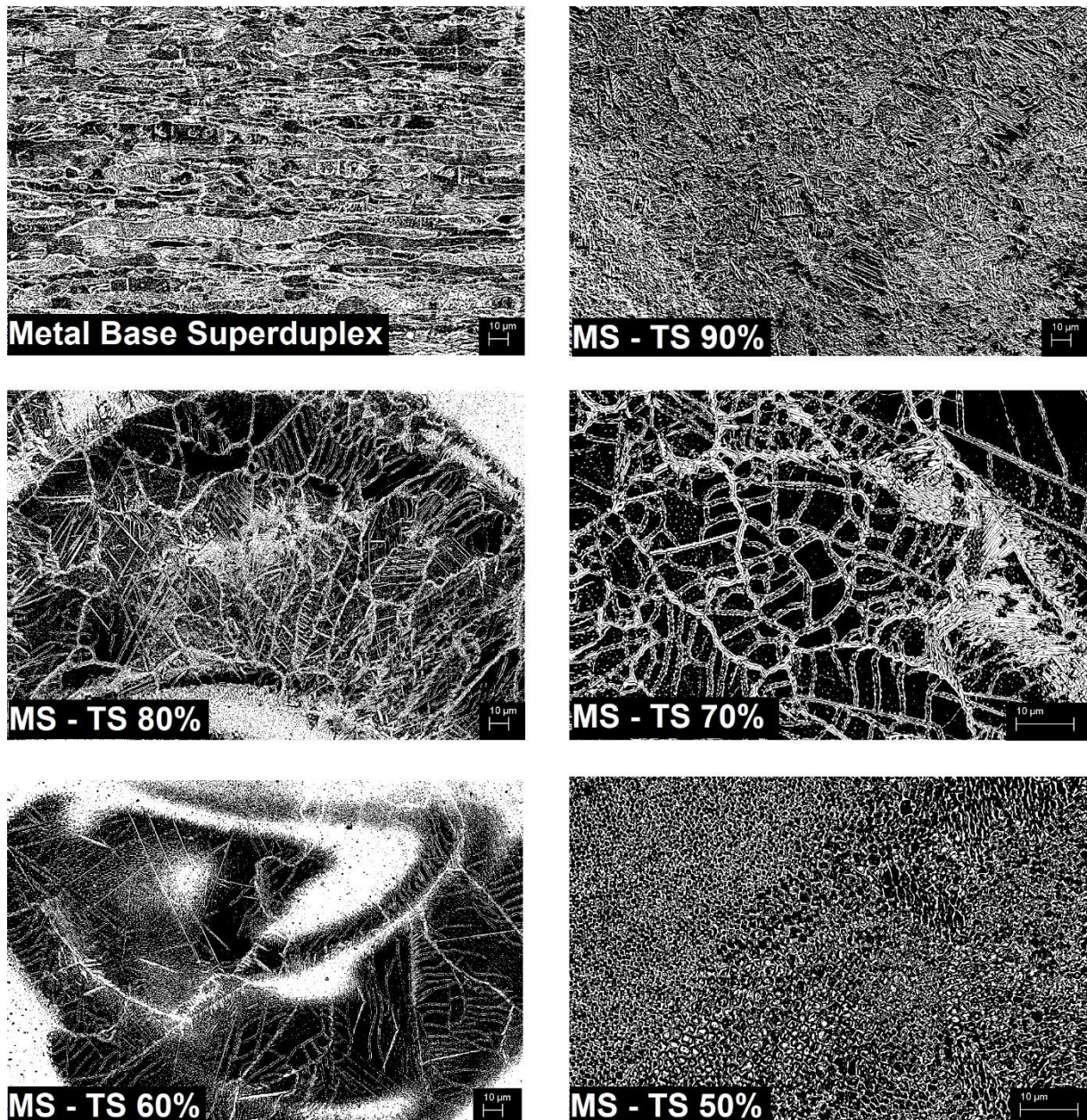
Quanto a microestrutura formada, o metal de solda adjacente ao metal base superaustenítico possui microestrutura austenítica similar ao mesmo. No metal de solda adjacente ao metal base superduplex observa-se que há influência da soldagem dissimilar com o aço superaustenítico, havendo aumento na formação de estruturas austeníticas. Para sobreposições mais altas, ou seja, para maior energia de soldagem, há melhor distribuição entre ferrita e austenita, similares as formações observadas no metal base superduplex. A redução da taxa de sobreposição, conseqüentemente da energia de soldagem, faz com que haja aparecimento de outras estruturas austeníticas na matriz ferrítica, observando-se austenita intergranular ao longo dos contornos de grão, poligonal intergranular no interior dos grãos e austenita de Widmanstätten. À medida em que a taxa de sobreposição é reduzida, observa-se redução da austenita de Widmanstätten com predominância da austenita intergranular, sendo a distribuição de austenita cada vez menos homogênea. A amostra de menor sobreposição apresenta apenas austenita intergranular em uma matriz ferrítica.

4.8 BALANÇO MICROESTRUTURAL

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. As imagens utilizadas são as

mesmas da seção de micrografia, inicialmente removeu-se as legendas para não influenciarem no resultado da contagem dos bits e posteriormente foram devolvidas às respectivas imagens. A Figura 43 mostra as imagens binarizadas das respectivas amostras incluindo o metal base superduplex.

Figura 43 – Micrografias binarizadas para balanço microestrutural.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 9 mostra os resultados obtidos da contagem dos bits nas figuras anteriores.

Tabela 9 – Balanço microestrutural no metal de solda.

Amostra	Percentual de Ferrita	Percentual de Austenita
Metal base	52,2	47,8
TS 90	59,1	40,9
TS 80	61,1	38,9
TS 70	68,6	31,4
TS 60	59,3	40,7
TS 50	68,3	31,7

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 8 mostra aumento significativo na quantidade de austenita do metal de solda, atingindo proporções entre 30% a 40%. Ainda que o valor esteja distante dos 50% (aproximados) do metal base superduplex, há um ganho significativo na quantidade deste microconstituente através da soldagem dissimilar com o aço superaustenítico. A soldagem à laser convencional do aço inoxidável superduplex é capaz de gerar até 8% de austenita no metal de solda (FRANZINI, 2016).

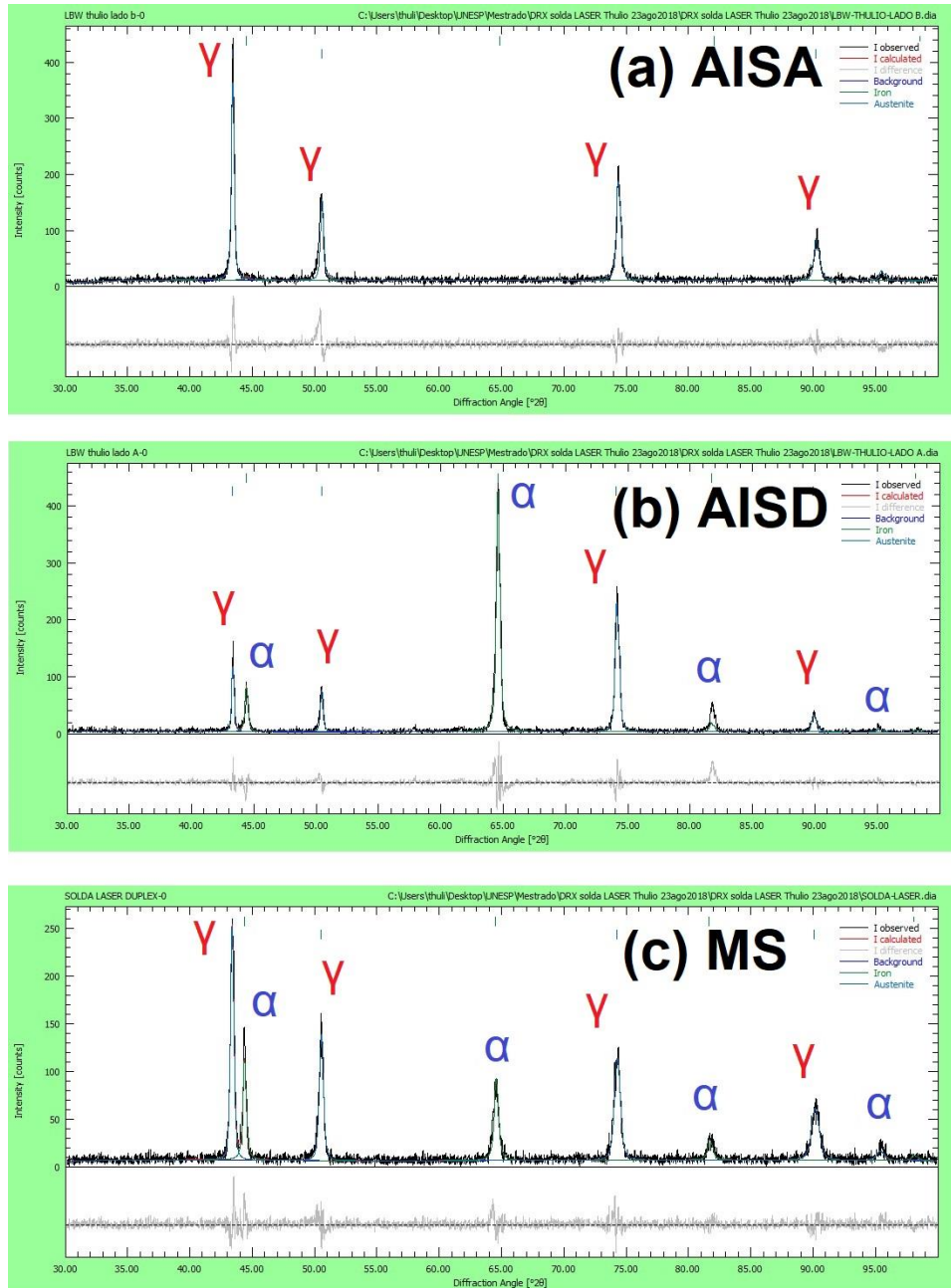
A análise desses resultados dá indícios de que a soldagem à laser do aço inoxidável superduplex pode ser melhorada com adição de níquel em sua composição. As micrografias mostraram que não houve mistura adequada no cordão de soldagem, portanto deve-se tomar cuidado ao analisar os resultados do balanço volumétrico da microestrutura. Há formação de austenita, no entanto a distribuição não é homogênea, havendo regiões ricas em austenita pura e regiões de matriz ferrítica com formações austeníticas. A proporção de austenita gerada provém da soma total deste microconstituente formado no cordão de solda.

A influência da taxa de sobreposição não é tão relevante quando trata-se da proporção volumétrica entre ferrita e austenita, porém há influência na distribuição destes no interior do cordão de solda, quanto maior a taxa de sobreposição maior é a energia e refusão no cordão, mais homogênea torna-se a microestrutura.

4.9 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

O ensaio de difração de raios-x foi realizado apenas na amostra com 90% de sobreposição, pois trata-se da condição mais favorável à soldagem estudada neste trabalho, evitando o gasto desnecessário de recursos. A difração foi feita nos dois metais base isolados e no metal de solda. A Figura 44 mostra os respectivos difractogramas de cada uma dessas regiões.

Figura 44 – Difractogramas: (a) Metal Base Superaustenítico; (b) Metal Base Superduplex; (c) Metal de Solda da amostra com 90% de sobreposição. Simbologia: γ = austenita (vermelho); α = ferrita (azul).



Fonte: Próprio autor.

O difractograma (a) exibe os picos respectivos à presença de austenita, em (b) são exibidos picos de ferrita e austenita, comprovando a microestrutura dos metais base. O difractograma (c) exibe picos similares aos apresentados pelo metal base superduplex, atestando a formação de ferrita e austenita no metal de solda. O cálculo

da proporção entre as fases e a plotagem dos difractogramas foram feitos pelo software livre PROFEX. As proporções entre as fases são mostradas pela Tabela 10.

Tabela 10 – Proporções entre as fases medidas no difractograma.

Amostra	Percentual de Ferrita (%)	Percentual de Austenita (%)
Metal Base	0,84	99,16
Superaustenítico		
Metal Base Superduplex	52,18	47,82
Metal de Solda (90% de Sobreposição)	27,28	72,72

Fonte: Próprio autor.

A difração de raios-x mostra que no metal base superaustenítico há formação praticamente total de austenita, como observado na micrografia. Quanto ao metal base superduplex observa-se formação de ferrita e austenita em proporções aproximadamente iguais, sendo os valores muito próximos aos medidos pela análise das frações volumétricas da microestrutura. Há divergência entre as proporções medidas no metal de solda pelo difratômetro e pelo balanço microestrutural de imagens, no entanto, deve-se lembrar que a micrografia apresentou falta de mistura no cordão de solda, de forma que aproximadamente metade do metal de solda é austenítico. Além disso, o *spot* do difratômetro atinge uma área um pouco maior do que a do cordão de solda (muito delgado), adicionando medições dos dois metais base.

O resultado da difração de raios-x apresenta uma quantidade extremamente alta de austenita no cordão de solda, tal diferença com a análise micrográfica se deve pelo equipamento medir não somente a austenita presente na porção do cordão de solda adjacente ao duplex, mas também a austenita de parte dos dois metais base e da porção puramente austenítica do metal de solda. No entanto, a difração de raios-x reforça que há formação de austenita no metal de solda.

5 CONCLUSÃO

A taxa efetiva de sobreposição foi muito próxima aos valores estimados inicialmente, indicando que a soldagem foi realizada de acordo com os parâmetros escolhidos. O aporte térmico aplicado na soldagem foi relativamente baixo, com 6,67 kJ/mm para a amostra com 90% de sobreposição, reduzindo até 1,33 kJ/mm na amostra com 50% de sobreposição.

As macrografias das amostras não apresentaram uma ZAT macroscopicamente visível. Os cordões de solda possuem formato delgado e profundo indicando que a soldagem foi feita no modo *keyhole*. Foram observadas algumas descontinuidades no cordão de solda, como porosidades e regiões sem solda. As amostras com maiores taxas de sobreposição apresentaram poucas descontinuidades, no entanto as mesmas vão aumentando em dimensão e quantidade à medida em que a taxa de sobreposição é reduzida.

A análise da penetração efetiva mostrou que quanto maior a taxa de sobreposição, menor é a quantidade de vazios entre os pulsos de soldagem. Para taxas de sobreposição acima de 90% a penetração efetiva é praticamente total.

Os ensaios de tração produziram resultados interessantes, os corpos de prova de 90% a 60% de sobreposição romperam no metal base do aço inoxidável superaustenítico, possuindo resistência mecânica de aproximadamente 624 Mpa. Como o superduplex possui resistência mecânica superior ao superaustenítico pode-se afirmar que a soldagem é segura para taxas de sobreposição maiores do que 60%, já que a falha ocorreu no metal base menos resistente e não no metal de solda.

Foram feitas fractografias dos corpos de prova com 50% de sobreposição, pois os mesmos sofreram fratura no cordão de solda. A fratura foi predominantemente dúctil, observou-se porosidades em excesso e grandes áreas sem soldagem, explicando a redução de resistência mecânica dessas amostras.

A microdureza Vickers do metal base superaustenítico foi de aproximadamente 183 HV enquanto que do superduplex foi de 293 HV, comprovando maior resistência mecânica deste material. A dureza das amostras de 90% a 70% possui valores muito próximos ao metal base superduplex, fator que evidencia a formação de microestrutura semelhante no metal de solda. As amostras de menor sobreposição apresentaram dureza mais baixa devido a formação de ilhas de austenita na microestrutura do metal de solda, reduzindo a dureza média do cordão.

As micrografias de todas as amostras apresentaram falta de mistura no metal de solda, com austenita praticamente pura nas regiões adjacentes ao metal base superaustenítico. Na região adjacente ao metal base superduplex há aparecimento de austenita em uma matriz ferrítica, a análise de balanço microestrutural foi realizada justamente nessas regiões.

Na amostra de maior sobreposição observou-se uma microestrutura mista, com agulhas de austenita em uma matriz ferrítica, parecidas com o metal base superduplex. À medida em que a taxa de sobreposição foi sendo reduzida observou-se formações austeníticas intergranulares e de Widmanstätten, com aparecimento de ilhas de austenita, todas imersas em uma matriz ferrítica. A redução da taxa de sobreposição também provocou perda de homogeneidade na microestrutura do metal de solda. A sobreposição foi sendo reduzida até a amostra com 50% que apresentou apenas ferrita intergranular.

O balanço microestrutural do metal base apresentou aproximadamente 47,8% de austenita e 52,2% de ferrita. As amostras apresentaram proporções de austenita na ordem de 30% a 40%, comprovando a ação austenitizante da soldagem do superduplex com um aço inoxidável superaustenítico.

A difração de raios-x trouxe com precisão o balanço microestrutural dos metais base. O superduplex possui aproximadamente 47,82% de austenita e 52,18% de ferrita, valores muito próximos aos obtidos pela micrografia. O superaustenítico é praticamente composto apenas por austenita. O metal de solda apresentou uma alta quantidade de austenita (72,72%), fato que a divergência com a micrografia é melhor discutida na seção de resultados deste trabalho.

Com todos os fatos anteriormente citados, a condição mais indicada de soldagem em chapas de 3 mm é provavelmente a de 90% de sobreposição. Essas amostras não sofreram fratura no cordão de solda pelo ensaio de tração, apresentaram profundidade de penetração adequada e pouquíssimas descontinuidades na macrografia. A microestrutura possui uma quantidade considerável de austenita, bem distribuída ao longo do metal de solda.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Soldar com taxa de sobreposição de 90%, elevando a frequência para estudar o aumento da mistura no metal de solda;
- Utilizar estratégias como vibração mecânica ou magnética para melhorar a mistura no cordão de solda;
- Repetir os estudos utilizando chapas mais finas, na ordem de 1,5 mm;
- Realizar a difração de raios-x em uma amostra de corte longitudinal, de forma semelhante as amostras utilizadas para determinar a profundidade de penetração efetiva;
- Complementar a caracterização mecânica com ensaios de impacto para estudar a tenacidade do cordão de solda;
- Substituir o Aço Inoxidável Superaustenítico AISI 904L por ligas de níquel e repetir os ensaios, preferencialmente para folhas de níquel entre uma junta do superduplex.

REFERÊNCIAS

ABINOX. **Aplicações Inox 100 Anos**. São Paulo: Associação Brasileira do Aço Inoxidável – ABINOX, 2009. Disponível em: <http://www.abinox.org.br/site/aco-inox-aplicacoes-inox-100-anos.php>. Acesso em: 02 jul. 2018.

ABINOX. **Dados estatísticos da produção e mercado mundial de inox foram apresentados pelo ISSF na 22ª Conferência Mundial**. São Paulo: Associação Brasileira do Aço Inoxidável – ABINOX, 2018. Disponível em: <http://www.abinox.org.br/site/agenda-inox-noticias-detalhes.php?cod=5856>. Acesso em: 02 jul. 2018.

ABINOX. **Estatísticas anuais**. São Paulo: Associação Brasileira do Aço Inoxidável – ABINOX, 2018. Disponível em: <http://www.abinox.org.br/site/aco-inox-estatisticas-anuais.php>. Acesso em: 02 jul. 2018.

ABINOX. **Produção mundial de aço inoxidável - 2017**. São Paulo: Associação Brasileira do Aço Inoxidável – ABINOX, 2018. Disponível em: <http://www.abinox.org.br/site/agenda-inox-noticias-detalhes.php?cod=5855>. Acesso em: 02 jul. 2018.

AMERICA, A. M. **Laser welding fundamentals**. Califórnia; [s. n.], 2016. 42 p.

ANDRADE, G. G. **Soldagem à laser Nd:YAG pulsado no aço superaustenítico AISI 904L**. 2018. 110 f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Ilha Solteira, 2018.

ATKINS, P. W. **Físico-química**. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 1999. v. 2, 382 p.

BONUTI, R. S. **Efeito da adição de níquel e nitrogênio na microestrutura e propriedades mecânicas de juntas de aço superduplex UNS S32750 soldadas com Laser Pulsado Nd:YAG**. 2018. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Ilha Solteira, 2018.

ELHOUD, M.; RENTON, N. C.; DEANS, W. F. The effect of manufacturing variables on the corrosion resistance of a super duplex stainless steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Londres, v. 52, p. 451-461, 2011.

FRANZINI, O. D. **Aplicação De Laser Pulsado ND:YAG Na Soldagem Do Aço Super Duplex UNS S32750**. 2016. 70 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Ilha Solteira, 2016.

GIRALDO, C. A. S. **Resistência à corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico UNS S43000: avaliação por método de reativação eletroquímica, efeito de tratamento isotérmico e mecanismo de sensibilização**. 2006. 85 f. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo (USP), São Paulo, 2006.

KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies**. Osaka: Woodhead, 2013. 14 p.

KUMAR, N.; MUKHERJEE, M.; BANDYOPADHYAY, A. Comparative study of pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 304 and AISI 316 stainless steels. **Optics & Laser Technology**, Surrey, v. 88, p. 24-39, fev. 2017.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de aços austeníticos**. São Paulo: SENAI-SP, 2001. Apostila.

MSE SUPPLIES. **Nd:YAG, Nd doped yttrium aluminium garnet laser crystal**. [S. l.], 2018. Disponível em: <https://www.msесupplies.com/products/nd-yag-nd-doped-yttrium-aluminium-garnet-laser-crystal>. Acesso em: 07 jul. 2018.

OUTOKUMPU. **Outokumpu stainless steel handbook**. Suécia: Outokumpu Oyj, 2013. 92 p.

RAMKUMAR, K. D.; KUMAR, P. S. G.; RADHAKRISHNA, V. S.; KOTHARI, K.; Studies on microstructure and mechanical properties of keyhole mode Nd:YAG laser welded Inconel 625 and duplex stainless steel, SAF 2205. **Journal of Materials Research**, New York, v. 30, n. 21, p. 3288-3298, 2015.

RAMKUMAR, K.D.; MISHRA, D.; VIGNESH, M.K.; GANESHRAJ B.; ARIVAZHAGAN N.; NAREN S. V.; et al. Metallurgical and mechanical characterization of electron beam welded super-duplex stainless steel UNS 32750. **Journal of Manufacture Processes**, London, v. 16, n. 4, p. 527–534. 2014.

RENK, K. F. **Basics of laser physics**: for students of science and engineering. Regensburg: Springer, 2012. 617 p.

SARAVANAN, S.; RAGHUKANDAN, K.; SIVAGURUMANIKANDAN, N. Pulsed Nd:YAG laser welding and a subsequent post-weld heat treatment on super duplex stainless steel. **Journal of Manufacturing Processes**, London, v. 25, p. 284-289, 2017.

SARAVANAN, S.; RAGHUKANDAN, K.; SIVAGURUMANIKANDAN, N. Studies on metallurgical and mechanical properties of laser welded dissimilar grade steels. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, Rio de Janeiro, v. 39, n. 9, p. 3491-3498, 2016.

SHAMANIAN, M.; MOHAMMADNEZHAD, M.; AMINI, M.; ZABOLIAN, A.; SZPUNAR, J. A. Electron Backscatter Diffraction Analysis of joints between AISI 316L Austenitic/UNS S32750 Dual-Phase Stainless Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Materials Park, v. 24, n. 8, p. 3118-3128, 2015.

SIVAKUMAR, G.; SARAVANAN, S.; RAGHUKANDAN, K. Intelligent and integrated soft computing techniques for the prediction and graphical generation of Nd: YAG laser weldment macrostructure. **Optik Journal**, Jena, v. 127, n. 20, p. 9727–9733, 2016.