

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

**OTACILIO DONISETTE FRANZINI**

**APLICAÇÃO DE LASER PULSADO Nd:YAG NA SOLDAGEM DO AÇO SUPER  
DUPLEX UNS S32750**

**Ilha Solteira**

**2016**

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

**OTACILIO DONISETTE FRANZINI**

**APLICAÇÃO DE LASER PULSADO Nd:YAG NA SOLDAGEM DO AÇO SUPER  
DUPLEX UNS S32750**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia - UNESP - Campus de Ilha Solteira, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

**Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella**

Orientador.

**Prof. Dr. Juno Gallego**

Co-orientador

Ilha Solteira

2016

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

Franzini, Otacilio Donisete.

F837a      Aplicação de laser pulsado Nd: YAG na soldagem do aço super duplex UNS S32750 / Otacilio Donisete Franzini. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2016  
72 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação , 2016

Orientador: Vicente Afonso Ventrella

Co-orientador: Juno Gallego

Inclui bibliografia

1. Laser Pulsado Nd:YAG. 2. Aço Inoxidável super duplex. 3. UNS S32750. 4. Soldagem.



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Câmpus de Ilha Solteira

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO


TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: APLICAÇÃO DE LASER PULSADO Nd:YAG NA SOLDAGEM DO AÇO SUPER DUPLEX UNS S32750

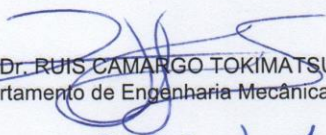
AUTOR: OTACILIO DONISETE FRANZINI

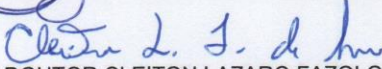
ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

COORIENTADOR: JUNO GALLEGO

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

  
PROFESSOR DOUTOR CLEITON LAZARO FAZOLO DE ASSIS  
Departamento de Indústria / INSTITUTO FEDERAL DE SÃO PAULO - IFSP

Ilha Solteira, 13 de dezembro de 2016

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por todas as coisas que me aconteceram, sejam elas boas ou más. Cada uma com um significado, ao qual me fizeram chegar onde estou, e me fez ser quem eu sou.

Ao Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella pela orientação do trabalho e pela oportunidade de trabalharmos juntos.

Aos Profs. Dr. Juno Gallego, Dr. Hidekasu Matsumoto, Dr. Ruís Camargo Tokimatsu, Dr. José Luiz Gasche, Dr. Antonio de Pádua Lima Filho e Dr. Alessandro Roger Rodrigues por todo suporte ao longo da minha caminhada replicando seus conhecimentos para que fosse possível a realização do presente trabalho.

Aos amigos Dair Ferreira Salgado Junior e Eli Jorge da Cruz Junior pela sabedoria, paciência e compreensão ao longo dessa jornada me ajudando sempre nos momentos em que precisei.

Agradeço aos técnicos Marino e Diego por todo o auxílio de laboratório na utilização dos aparelhos e dos materiais necessários. E por sempre estarem dispostos a ajudar no andamento do trabalho.

A UNESP – Universidade estadual Paulista – Campus Ilha Solteira, a UNIFEV – Centro Universitário de Votuporanga e ao IFSP – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo – Campus Votuporanga, por incentivarem e proporcionarem a oportunidade de poder estar aqui.

A minha esposa Daniela Trento Franzini por suportar meus defeitos, tolerar meus humores, por estar sempre ao meu lado me apoiando e incentivando mesmo nas horas mais difíceis e, principalmente, por me entender.

A minha filha Alice que apesar de ser pequenina compreende que isso tudo que faço é por ela.

Aos meus pais Otacilio Franzini que não conseguiu ver este momento, pois partiu antes de nós e minha mãe Sebastiana Carvalho Franzini. Hoje, estou aqui, alcançando um sonho, e sem dúvida nenhuma, a participação de vocês foi decisiva em cada etapa de formação da pessoa que sou.

Aos meus segundos pais Aparecido Trento e Leontina M. C. Trento, por todo apoio.

A todos aqueles que contribuíram de forma direta ou indireta para o desenvolvimento deste trabalho e que, por descuido, tenha esquecido de mencionar.

“Pensar é o trabalho mais difícil que existe. Talvez por isso tão poucos se dediquem a ele”.

Henry Ford

## RESUMO

Os aços inoxidáveis Duplex e Super Duplex, 50% austenita e 50% ferrita, combinam as características mais desejáveis dos aços ferríticos e austeníticos, possuem excelente resistência mecânica e à corrosão para uma ampla variedade de meios, com expressiva resistência à corrosão em água do mar e outros ambientes contendo cloreto, devido a seu elevado nível de cromo, molibdênio, e nitrogênio. Quando soldado a região do metal de solda desses aços perdem suas características de resistência mecânica e à corrosão devido ao desbalanceamento das fases ferrita e austenita. No presente trabalho foi analisado a influência do processo de soldagem autógena a laser Pulsado Nd:YAG nas características mecânicas e microestruturais da junta soldada, variando a taxa de sobreposição dos pulsos de 40 a 90% em chapas de aço inoxidável Super Duplex UNS S32750 com 1,5 mm de espessura. Utilizou-se uma fonte laser pulsada Nd:YAG, United Winner 150A, com potência máxima de 150 W. A energia do pulso de soldagem foi fixada em 10J, potência de pico de 2 kW, largura temporal de 5 ms e frequência variando entre 1,5 e 9,0 Hz. Como gás de proteção utilizou-se argônio puro com vazão de 10 l/min. A caracterização microestrutural foi realizada através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Os resultados mostraram que o aumento da taxa de sobreposição da junta de 40% até 90% aumenta a resistência mecânica e a dureza do metal de solda. Em relação à microestrutura do metal de solda observou-se uma ferritização da mesma com pequena fração volumétrica de austenita nas regiões de contorno de grão. Não foi observada a presença de fases frágeis no metal de solda.

**Palavras-chave:** Soldagem. Laser pulsado. Nd:YAG. Aço inoxidável super duplex. UNS S32750.



## ABSTRACT

Duplex Stainless steels and Super Duplex 50% austenite and 50% ferrite, combine the most desirable traits of ferritic and austenitic steels possess excellent mechanical strength and corrosion resistance to a wide variety of ways, with substantial corrosion resistance in seawater and other environments containing chloride, due to its high level of chromium, molybdenum, and nitrogen. When welded to the weld metal region of these steels lose their mechanical strength features and corrosion due to the imbalance of the ferrite and austenite phases. In this paper we analyzed the influence of the welding process autogenous laser Pulsed Nd: YAG laser on the mechanical and microstructural features of the welded joint, by varying the overlap rate of pulses from 40 to 90% in stainless steel plates Super Duplex UNS S32750 with 1.5 mm thick. We used a pulsed laser source Nd.YAG, United Winner 150A, with maximum power of 150 W. The power of the welding pulse was set at 10 J, peak power of 2 kW, temporal width of 5 ms and frequency ranging from 1.5 and 9.0 Hz. As shielding gas used is pure argon with a flow rate of 10 l / min. Microstructural characterization was performed by optical microscopy and scanning electron microscopy. The results showed that increasing the overlap rate of 40% to 90% joint strength increases and the hardness of the weld metal. Regarding the welding ferritização observed a metal microstructure thereof with small volume fraction of the austenite grain boundary regions. It was observed the presence of brittle phases in the weld metal.

**Palavras-chave:** Welding. Laser pulsed. Nd: YAG laser. Duplex stainless steels. UNS S32750.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 Principais componentes que constituem os sistemas a laser. ....	21
Figura 2 Geometria do cordão obtido por diferentes combinações.....	22
Figura 3 Solda por condução e keyhole. ....	23
Figura 4 Na Figura (a) foto do processo de soldagem pelo método <i>KEYHOLE</i> . Em (b) esquema mostrando a formação do <i>KEYHOLE</i> . ....	25
Figura 5 Representação esquemática de sistemas de soldagem laser CO <sub>2</sub> e YAG. ...	27
Figura 6 Esquema de funcionamento de cavidade geradora de laser .....	28
Figura 7 Esquema de sobreposição.....	30
Figura 8 Diâmetro da marca.....	31
Figura 9 Microestrutura de um aço inoxidável ferrítico. Grãos cristalizados de ferrita com carbonetos de cromo. Ataque químico Vilella .....	33
Figura 10 Microestrutura de um aço inoxidável martensítico .....	34
Figura 11 Microestrutura de um aço inoxidável austenítico .....	35
Figura 12 Representação esquemática de uma estrutura cúbica corpo centrado - alfa, e de uma cúbica de faces centradas – gama. ....	37
Figura 13 Microestrutura de um aço inoxidável duplex AISI 312 .....	38
Figura 14 Microestrutura de um aço inoxidável superduplex UNS S32750 .....	38
Figura 15 Sistema de soldagem por laser pulsado de Nd: YAG .....	41
Figure 16 Dispositivo de fixação da junta para a soldagem laser .....	43
Figure 17 Estereomicroscópio ZEISS, modelo DISCOVERY V.8 .....	43
Figura 18 Junta soldada e macrografia da secção transversal da junta [µm]. ....	44
Figura 19 Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S. ....	45
Figura 20 Máquina Universal de Ensaio, EMIC modelo: DL 30.000 .....	46
Figura 21 Corpo de prova de tração.....	46
Figura 22 Corpo de prova de tração.....	47
Figura 23 Equipamento de eletroerosão a fio Eletrocut NOVICK. ....	47

Figura 24 Corpo de prova sendo confeccionado na eletroerosão.....	48
Figura 25 Potência de Pico x Largura temporal.....	49
Figura 26 Microscopia óptica da sobreposição do cordão de solda: 40%, 50%, 60%, 70%, 80% e 90%.....	51
Figura 27. Microscopia óptica da sobreposição do cordão de solda (topo): 40%, 50%, 60%, 70%, 80% e 90%.....	52
Figura 28 Microscopia Eletrônica de Varredura da direção de laminação. ....	53
Figura 29 Micrografia da zona de ligação.....	53
Figura 30 Micrografias da zona de fusão ótica (a) e MEV (b) .....	54
Figura 31 Região da zona fundida do aço inoxidável duplex UNS S32750 com 90% de sobreposição.....	55
Figura 32 Esquema utilizado para medição da microdureza Vickers.....	55
Figura 33 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 90% .....	56
Figura 34 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 80% .....	56
Figura 35 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 70% .....	57
Figura 36 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 60% .....	57
Figura 37 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 50% .....	57
Figura 38 Foto do CP fraturado evidenciando a fratura no metal base.....	60
Figura 39 Foto do CP 50/1 evidenciando a fratura no cordão de solda. ....	60
Figura 40 Ampliação do CP 50/1 evidenciando a fratura no cordão de solda.....	61
Figura 41 Ensaio de tração CP 50% de sobreposição. ....	61
Figura 42 Foto do CP 40% evidenciando a fratura no cordão de solda. ....	61
Figura 43 Ampliação do CP 40% evidenciando a fratura no cordão de solda. ....	62
Figura 44 Ensaio de tração 40% de sobreposição. ....	62
Figura 45 Difratoograma da região do metal de solda 90% e metal base.....	63
Figura 46 Superfície de fratura conforme material recebido. ....	63
Figura 47 Superfície de fratura na zona fundida 40% (a) e 50% (b). ....	64

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Exemplos de PREN.....	38
Tabela 2 Composição química do aço UNS S32750.....	40
Tabela 3 Propriedades mecânicas do aço UNS S32750.....	40
Tabela 4 Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, United Winners.....	41
Tabela 5 Parâmetros de soldagem laser Nd:YAG pulsada.....	42
Tabela 6 Dimensões dos corpos de prova. ....	46
Tabela 7 Medidas de profundidade (mm) calculadas em cada uma das três seções analisadas para cada cordão de solda e valores de média e desvio padrão .....	50
Tabela 8 Fração volumétrica .....	54
Tabela 9 Microdureza Vickers região central.....	58
Tabela 10 Ensaio de tração.....	59

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 Tipos e características de processos de soldagem a laser .....	26
-------------------------------------------------------------------------	----

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID	Aço Inoxidável Duplex
AISD	Aço Inoxidável Super Duplex
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society of Testing and Materials
AWS	Sociedade Americana de Soldagem
LASER	Amplificação de Luz por Radiação Estimulada
LD	Laser de Diodo
Nd: YAD	Neodímio: ítrio alumínio granada
PREN	Número de Resistência Equivalente
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Térmica Afetada

## LISTA DE SIMBOLOS

A	Amper
Al	Alumínio
C	Carbono
°C	graus Célsius
CO <sub>2</sub>	Dióxido de Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
d	distância entre dois pontos
D	diâmetro
Ep	Energia do Pulso
f	frequência dos pulsos
Fe	Ferro
He	Hélio
Hz	Hertz
kW	kilo-Watt
l/min	litros por minuto
MW/cm <sup>2</sup>	MiliWatts por centímetro quadrado
mm	milímetro
µm	Micrômetro
mm/s	milímetros por segundo
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Mpa	Mega pascal
ms	milésimo de segundo
N	Nitrogênio
Ni	Níquel
nm	nanômetro
O	Oxigênio

%	porcentagem
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
v	velocidade de soldagem
W	Watt
W/mm	Watt por milímetro
Y	Ítrio



## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>17</b>
1.1	Objetivo	19
<b>2</b>	<b>REVISÃO DA LITERATURA</b>	<b>20</b>
2.1	Laser	20
2.1.1	<i>Técnicas de Soldas a Laser</i>	23
2.1.2	<i>Solda a laser por condução</i>	24
2.1.3	<i>Solda a laser por penetração “keyhole”</i>	24
2.1.4	<i>Modo contínuo ou pulsado</i>	25
2.1.5	<i>Tipos de lasers</i>	26
2.1.6	<i>Laser Nd: YAG</i>	28
2.1.7	<i>Parâmetros de soldagem a laser</i>	29
2.2	Aços Inoxidáveis	32
2.2.1	<i>Aços Inoxidáveis Ferríticos</i>	33
2.2.2	<i>Aços Inoxidáveis Martensíticos</i>	33
2.2.3	<i>Aços Inoxidáveis Austeníticos</i>	34
2.2.4	<i>Aços Inoxidáveis Endurecidos por Precipitação</i>	36
2.2.5	<i>Aços Inoxidáveis Duplex e Super Duplex</i>	35
2.2.6	<i>Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750</i>	39
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>40</b>
3.1	Material	40
3.2	Soldagem	40
3.3	Ensaio metalográfico	43
3.4	Ensaio de Microdureza e Tração	45
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>49</b>
4.1	Geometria dos Cordões de Solda	49
4.2	Balanco de fases ferrita/austenita	52
4.3	Microdureza	55
4.4	Ensaio de Tração	59
4.5	Difração de Raio-X	62
4.6	Fractografia	63
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES</b>	<b>65</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>66</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b>	<b>67</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Nas ultimas décadas o mundo vem sofrendo grandes mudanças, onde afetam diversos setores inclusive o industrial. Mudanças que contribuem positivamente acelerando os processos de descobertas de novas tecnologias. O setor de combustíveis e energia vem ao longo dos últimos séculos explorando novas tecnologias. Dia a pós dia a busca por descobertas e estudos sobre novas fontes de energia são insaciáveis, mas velhos conhecidos como o petróleo e o gás-natural despontam dos demais, e são os mais utilizados. Outro setor que vem crescendo é o da construção civil, que pode ser expandida desde uma casa a grandes construções como gasodutos, oleodutos, polidutos e minerodutos.

Em geral, um problema extremamente importante encontrado em ambientes onde os materiais são expostos a elevadas temperaturas ou em um ambiente corrosivo, a seleção de um material resistente é imprescindível. Para este efeito, peças e componentes produtos industriais são cobertos com aço inoxidável folhas finas ou outros materiais resistentes à corrosão, tais como as ligas de Ni. (VENTRELLA; BERRETTA; ROSSI, 2010).

O Duplex e o Super-Duplex são aços inoxidável desenvolvido para marinha, química, e aplicações de engenharia de petróleo que requer alta resistência mecânica e resistência à corrosão em ambientes extremamente agressivos (contendo cloretos, ácidos, etc.). Sua microestrutura é dividida entre aproximadamente 50% austenita e 50% ferrita. O Super-Duplex difere de Duplex na sua composição química (com aumento da quantidade de molibdênio, níquel e cromo) e as suas propriedades mecânicas (tensão mais elevada e resistência à tração). Outro fator importante quando se fala em resistência a corrosão são os tratamentos térmicos que dependendo do procedimento utilizado podem aumentar ou diminuir muito a proteção do material quanto a corrosão (ELHOUD; RENTON; DEANS, 2010).

A busca insaciável por processos de soldagem desse tipo de material é enorme, pesquisadores buscam combinações de parâmetros que fazem com que a região soldada seja a mais próxima possível do metal base. A soldagem é uma área do conhecimento de grande importância tecnológica, e pode ser definida como um

processo de união de duas partes metálicas, usando uma fonte de calor, aplicando ou não pressão. Teve grande impulso na II Guerra Mundial com a necessidade de construção de navios e aviões (WAINER, 1992).

As primeiras pesquisas que alavancaram a invenção do feixe de laser foram realizadas por Albert Einstein em 1917, o qual analisou os fenômenos físicos da emissão espontânea e estimulada da luz. Segundo READY (1997), a emissão estimulada da luz foi teorizada e demonstrada por Einstein. No entanto, o desenvolvimento de sistemas que usassem o laser não foi imediato.

Em 1954 a prática do fenômeno analisado por Einstein foi utilizada quando Charles Townes e colaboradores criaram um equipamento com a finalidade de amplificar microondas por emissão estimulada de radiação. Logo após a criação deste equipamento, cerca de 4 anos depois, Townes e Schawlow fizeram uma sugestão para utilizarem emissão estimulada nas regiões do espectro da faixa do infravermelho e do visível (READY, 1997). Isso fez com que houvesse um incentivo para que a comunidade científica aprofundasse em pesquisas e testes com o intuito de desenvolverem o laser.

Os equipamentos de solda a laser possuem um custo elevado em comparação aos processos convencionais, mas como possui uma alta taxa de produção e boa qualidade de união seu custo é diluído na maior quantidade produzida e torna o processo economicamente competitivo.

Entre os processos de soldagem, o processo de soldagem a laser pulsado Nd:YAG teve um crescimento significativo nos últimos anos. Sua flexibilidade e velocidade são fatores importantíssimos levando em consideração a competitividade do mercado e a redução de custos em alta escala. O mesmo vêm sendo muito utilizado hoje na área automobilística em portas de carros e na ligação entre chapas finas. O processo laser se simplifica em uma amplificação de luz por emissão estimulada de radiação e apresenta uma alta densidade de potência, acima de  $10^7 \text{W/mm}$  (MACHADO, 1996).

No processo denominado laser pulsado há a possibilidade de realizar soldas de costura em chapas de fina espessura, por meio da sobreposição de pulsos, taxa de repetição e diâmetro do pulso. Neste tipo de soldagem a principal vantagem está em poder produzir muito pequenas zonas Fundidas (ZF) e zonas afetadas pelo calor

(ZAC) no metal base. Desta maneira a tensão residual é reduzida, produzindo pouca distorção. Praticamente todos materiais podem ser soldados ou cortados por laser, incluindo a maioria dos metais e suas ligas (MACHADO, 1996).

A soldagem a laser pode ser executada por condução ou penetração. A diferença esta na superfície da poça de fusão, que por condução permanece íntegra durante a execução e por penetração é alterada pelo feixe laser que penetra na região fundida. (WETTER; ROSSI, 2000).

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

Diferentes combinações de soldagem a laser podem ser realizadas com a finalidade de encontrar parâmetros ideais, esses parâmetros podem variar de material para material.

O trabalho é composto de uma revisão da literatura seguido pelos materiais e métodos, resultados e discussão e, por fim, as conclusões observadas ao longo do trabalho. Também são apresentadas sugestões de trabalhos futuros.

## **1.1 Objetivo**

O presente trabalho visa a utilização do laser no processo de soldagem autógena por laser pulsado Nd:YAG, variando a sobreposição, diante de análise das propriedades das chapas de 1,5 mm de aço inoxidável Super Duplex UNS S32750, buscando alcançar as propriedades mecânicas e equilíbrio de fases mais próximas de uma chapa de mesmo material não soldada, melhorando assim a eficiência do processo.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 Laser

O nome LASER significa “*Light Amplification by Stimulated Emission Radiation*”. O primeiro material a demonstrar a emissão do laser foi o cristal sintético de rubi. O laser de rubi (laser de estado sólido) foi desenvolvido por Theodore Maiman em 1960 (MAIMAN,1960). Mais de 55 anos se passaram desde a primeira proposta do laser. Rapidamente após isto, pesquisadores em todo o mundo desenvolveram uma vasta lista de materiais capazes de emitir feixe de laser, com o passar do tempo novas tecnologias voltadas ao laser foram surgindo. Os tipos de lasers mais usados são os lasers de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) e Neodímio dopado com ítrio-alumínio (Nd:YAG) Estas aplicações são associadas à sua relação de custo e benefício mais vantajosa em relação aos demais tipos de laser. A utilização dessas tecnologias tem sido de grande importância e relevância para as indústrias em geral. A cada dia que passa novas necessidades de mercado surgem e com isso alavancam as descobertas na área. Ambos os lasers, CO<sub>2</sub> e Nd:YAG podem ser utilizados no processamento de materiais, como por exemplo o corte, furação, união, tratamento superficial, entre outros. Com isso torna-se uma tecnologia fundamental para nosso século (KATAYAMA, 2013).

Até recentemente, era muito utilizado o laser de CO<sub>2</sub> para tratamento de superfícies. A tendência é que o laser de alta potência de Nd:YAG substitua o laser de CO<sub>2</sub>. A vantagem do transporte do feixe por fibras óticas flexíveis do Nd:YAG e a maior absorção do laser pelo metal impulsionam esta mudança (WETTER, 2000).

O laser é uma fonte de luz com características únicas, que o tornam um aparelho diferente de todos os outros. Tais particularidades fazem com que o laser seja um ótimo instrumento científico e tecnológico, com uma ampla área de utilidades. A criação do laser só foi possível devido a um conjunto de teorias. Em 1905, Albert Einstein publicou um artigo sobre o chamado efeito fotoelétrico, criando assim o conceito do fóton, ou seja, partícula da luz. Estudos posteriores feitos por Neils Bohr propôs um modelo do átomo que explicou uma grande variedade de fenômenos que intrigaram cientistas no final do século XIX. Esse modelo simples se tornou a base para o campo da mecânica quântica, revelando a verdadeira dinâmica

dos elétrons, possibilitando a criação do laser. O princípio de amplificação do laser está na criação de uma população de elétrons estimulados a saírem do seu estado natural para um estado de maior energia. Quando retornam ao seu estado original, estes elétrons emitem fótons com uma energia correspondente a energia de transição do átomo. Através de um processo em cadeia, uma avalanche de emissões estimuladas de fótons e a amplificação do fenômeno acontecem. O transporte do feixe de fótons pode ser realizado através de um espelho semitransparente. Além disso, a luz emitida é altamente monocromática e direcional, permitindo assim se obter um foco extremamente preciso (ATKINS, 1999).

Os sistemas laser convertem a energia de uma fonte primária em radiação eletromagnética. Essa transformação é realizada por meios ativos, sejam eles sólidos, líquidos ou gasosos.

Conforme norma AWS C7.2 : 1998, um laser deve possuir 4 componentes básicos.

1. Meio ativo, uma coleção de átomos, moléculas ou íons que emitam radiação ótica em alguma parte do espectro eletromagnético, o qual serve como um meio para amplificar a luz. (sólido, líquido ou gasoso).
2. Fonte de bombeamento, que é uma inversão de população desses átomos conseguida pelo bombeamento, excitando assim o meio ativo para o estado de amplificação.
3. Ressonador óptico, que é um meio para fornecer realimentação óptica para que o sistema possa se manter.
4. Trocador de calor.

Figura 1 Principais componentes que constituem os sistemas a laser.



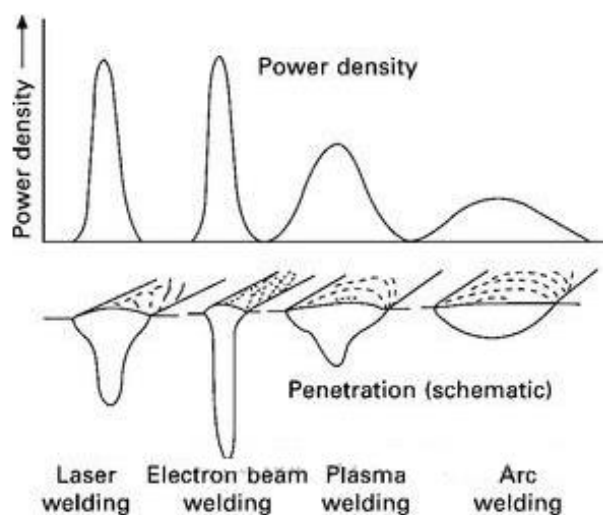
Fonte: (AWS C7.2 : 1998)

O grande impacto do laser é consequência das propriedades de sua luz (extremamente concentrada e altamente direcional). Ele pode viajar a grandes distâncias ou pode ser focalizado para um ponto muito pequeno com um brilho intenso. Devido a estas propriedades, os lasers são usados numa grande variedade de aplicações. A principal vantagem do laser é a facilidade de focalização do feixe em uma pequena área, produzindo uma fonte de calor de alta intensidade (SUN; KARPPI, 1996).

Existem parâmetros no sistema a laser que podem ser controlados com precisão, possibilitando a obtenção de uma união com qualidade e precisão. Atualmente são encontrados vários estudos sobre o assunto, com o intuito de identificar esses parâmetros que influenciam diretamente na estabilidade e reprodutibilidade da soldagem, desenvolvendo assim maneiras de controlá-los. (BINDA & PREVITALLI, 2004) (BRUGGEMANN; MAHRLE; BENZIGER, 2000) (BYOUNG et al, 2002).

A soldagem é bem vista devido ao conjunto de avanços em processamento laser, é o método mais versátil, eficaz e realista na união de peças. Segundo Katayama (2013), diferentes combinações de energia e processos de soldagem podem gerar diferentes geometrias de cordões conforme mostra Figura 2.

Figura 2 Geometria do cordão obtido por diferentes combinações.

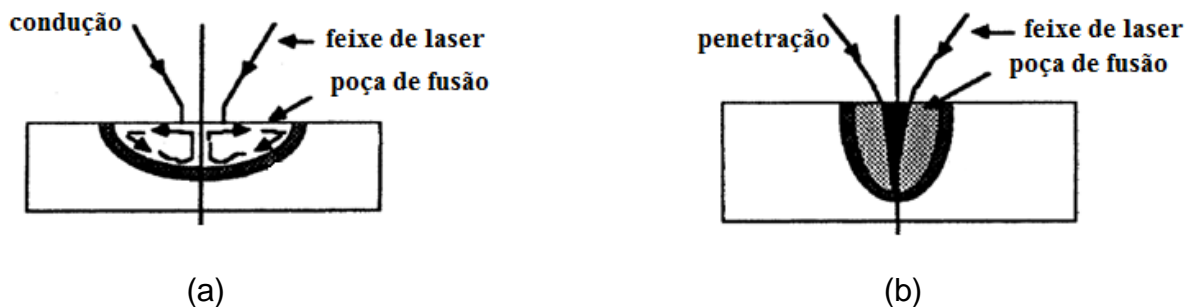


Fonte: (KATAYAMA, 2013)

### 2.1.1 Técnicas de Soldas a Laser

A soldagem a laser pode ser realizada de duas maneiras. Sendo solda por condução Figura 3(a) e solda por penetração ou do inglês “keyhole” Figura 3(b). A diferença está na superfície da poça de fusão, que no caso do primeiro modo, permanece íntegra durante a execução e no segundo modo essa superfície é alterada pelo feixe laser que penetra na região fundida causada por uma elevada quantidade de energia. (STEEN; MAZUMDER, 2010).

Figura 3 Solda por condução e keyhole.



Fonte: Modificado (STEEN; MAZUMDER, 2010)

A radiação a laser não penetra no material através do método de condução, proporcionando um cordão de solda com menores quantidades de descontinuidades, como no caso de poros que ocorrem pelos gases que são retidos durante o processo de solidificação, diferentemente do método keyhole onde requer uma densidade de potência extremamente alta de aproximadamente  $1 \text{ MW/cm}^2$ . Neste processo, não somente funde o metal, mas também produz vapor na região da soldagem.

Em ambas as técnicas de soldagem, podem ser realizadas com laser no modo pulsado ou contínuo. No caso da soldagem com laser pulsado, a duração do pulso do laser e a intensidade do feixe de laser sobre a peça a ser soldada são os principais parâmetros que definem se a soldagem é por condução ou por penetração. (HEL; FUERSCHBACH; DEBROY, 2003)



### **2.1.2 Solda a laser por condução**

Na solda a laser por condução, o material de base é aquecido pelo feixe de laser até alcançar sua temperatura de fusão, sem criar vaporização (BENTER; PETRING; POPRAWA, 2015). A energia do feixe incidente na superfície da poça de fusão é absorvida pelo material e transferida para a raiz da solda por condução térmica. Este processo permite que a pressão gerada não desloque a poça de fusão. Neste método existe uma limitação com relação à profundidade máxima de penetração não permitindo alcançar assim grandes profundidades.

É de grande importância conhecer a profundidade de penetração máxima da poça de fusão, desde o tempo em que a superfície é afetada pelo calor, até alcançar a temperatura de vaporização. Pois para maiores tempos, uma vaporização significativa poderá ocorrer na superfície fazendo com que a poça de fusão seja reduzida no material (DULEY, 1976).

### **2.1.3 Solda a laser por penetração “keyhole”**

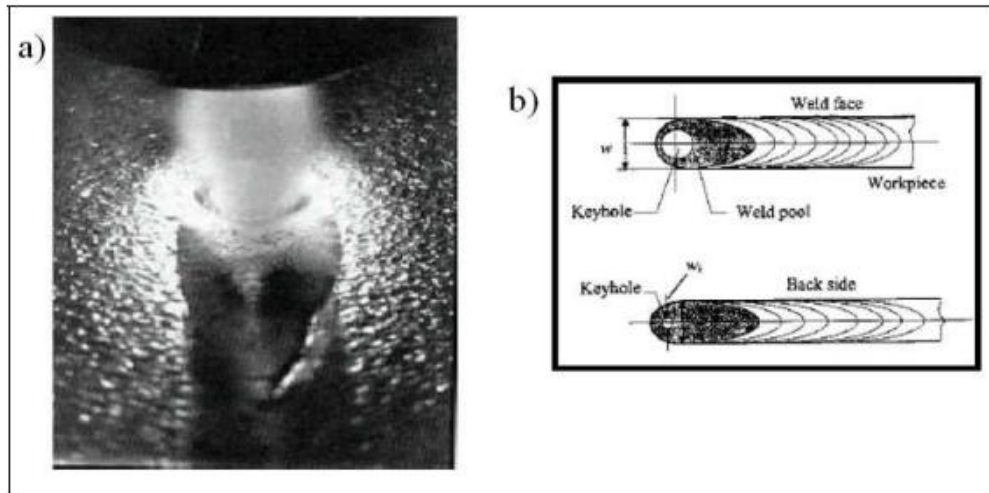
Quando uma soldagem a laser é realizada com um feixe de elevada potência, devido à pressão resultante do vapor, ocorre o que chamamos de vaporização, este efeito é causado ao longo da espessura da peça, formando um orifício que chamado de “keyhole” e esta rodeada por material metálico fundido. Quando a coluna de vapor se movimenta no orifício formado, o material é fundido ao longo de sua profundidade e se solidifica em torno de sua parede (STEEN, 1998). A coluna pode ser estabilizada pelo balanço entre a densidade de energia do feixe e a velocidade da soldagem. (JIN; LI; ZHANG, 2003).

A geometria da soldagem keyhole é uma função complexa das condições de focalização do feixe, propriedades do material e do tempo de interação e possui uma geometria bem parecida com a furação a laser (BERRETTA, 2005).

Através de incrementos da corrente de soldagem e do fluxo de gás de proteção, é possível alcançar a penetração total ou parcial. Este processo pode ser utilizado para soldar materiais em um único passe (BRACARENSE, 2000).

Entretanto no caso da penetração parcial ocorre uma grande probabilidade de encontrar porosidade na raiz da solda conforme apresentado na Figura 4.

Figura 4 Na Figura (a) foto do processo de soldagem pelo método *KEYHOLE*. Em (b) esquema mostrando a formação do *KEYHOLE*.



Fonte: (BRACARENSE, 2000)

#### 2.1.4 Modo contínuo ou pulsado

Os lasers de CO<sub>2</sub> e Nd:YAG são os mais utilizados pelas indústrias, eles podem operar em modo contínuo ou pulsado e geram faixas de potência bem diferentes. O laser sólido dopado com YAG gera potências da ordem de 3 kW enquanto que o laser gasoso de CO<sub>2</sub> é capaz de gerar potências muito maiores, da ordem de 40 kW. No modo contínuo a potência do laser não varia durante o processo de soldagem, durante a execução da operação de soldagem, o feixe produz uma poça de fusão contínua e regular, produzindo poucos respingos e baixa incidência de descontinuidade. No modo pulsado, os dois principais tipos de laser são capazes de produzir potências de pico muito altas com curtas durações a valores de potências médias relativamente baixas. Devido a essa diferença na eficiência de transferência de energia, as elevadas potências de pico geradas fazem com que o modo pulsado permita soldar uma variedade maior de materiais do que o modo contínuo em faixas equivalentes. O modo pulsado é caracterizado por produzir cordões de solda com taxas de resfriamento extremamente altas, zona termicamente afetada (ZTA)

mínimizada e baixa entrega térmica. Este modo é excelente para uniões de peças com seções finas (MELO, 2007).

### 2.1.5 Tipos de lasers

Cada tipo de laser possui características diferentes e são usados em diferentes operações conforme Quadro 1.

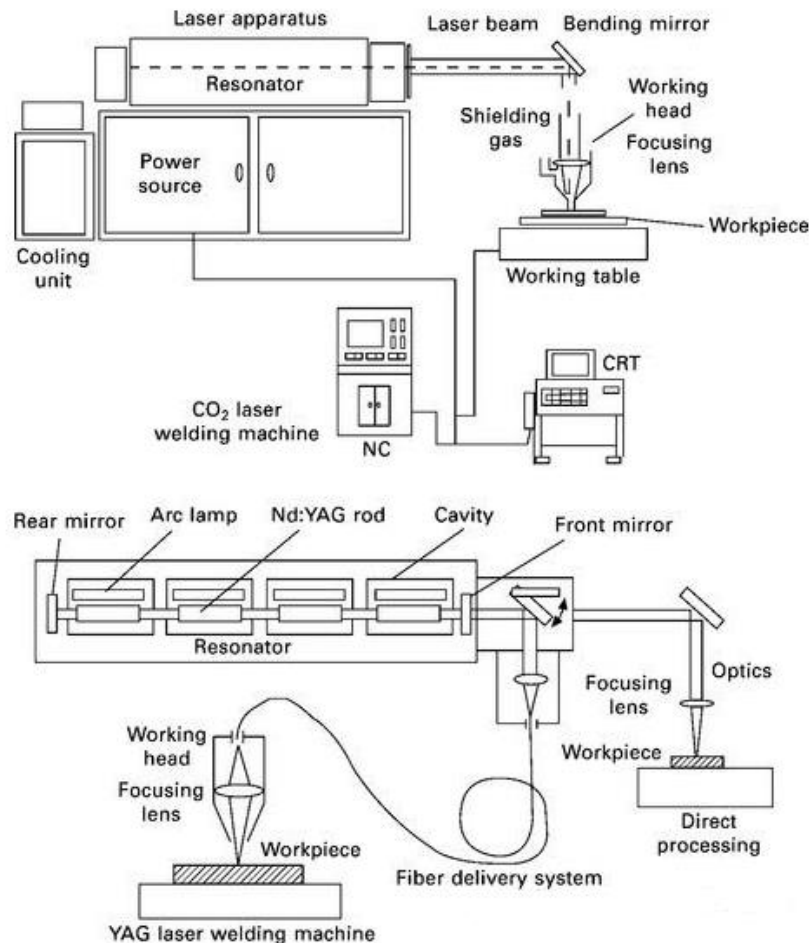
Quadro 1 Tipos e características de processos de soldagem a laser

<b>Tipos de Laser</b>	<b>Características do Laser</b>
Laser de CO <sub>2</sub>	Comprimento de onda: 10,6µm Raio infravermelho distante Mídia: CO <sub>2</sub> -N <sub>2</sub> -He mistura Potência média: 50Kw (máximo), 1-15Kw (normal)
Laser Nd: YAG	Comprimento de onda: 1,06µm Raio infravermelho próximo Mídia: Nd <sup>3+</sup> :Y <sub>3</sub> Al <sub>5</sub> O <sub>12</sub> , garnet (sólido) Potência média: 10Kw (máximo), 50W – 7Kw (normal), (eficiência: 1-4%)
Laser Diodo (LD)	Comprimento de onda: 0,8 – 1,1µm Raio infravermelho próximo Mídia: InGaAsP, etc. (sólido) Potência média: 10Kw (máximo pilha), 15Kw (máximo fibra), (eficiência: 20-60%)
Laser Diodo, bombeamento de estado sólido	Comprimento de onda: 1µm Raio infravermelho próximo Mídia: Nd <sup>3+</sup> :Y <sub>3</sub> Al <sub>5</sub> O <sub>12</sub> , garnet (sólido) Potência média: 13,5Kw (máximo fibra), 6Kw (máximo placa).
Laser de Disco	Comprimento de onda: 1,03µm Raio infravermelho próximo Mídia: Yb <sup>3+</sup> : YAG ou YVO, sólido, etc. Potência média: 16Kw (máximo pilha), (eficiência: 15-25%)
Laser de Fibra	Comprimento de onda: 1,07µm Raio infravermelho próximo Mídia: Yb <sup>3+</sup> : SiO <sub>2</sub> , sólido, etc. Potência média: 100Kw (máximo fibra), (eficiência: 20-30%)

Fonte: (KATAYAMA, 2013)

Os dois tipos de laser mais usados são o de CO<sub>2</sub> e o Nd: YAG e são representados na Figura 5.

Figura 5 Representação esquemática de sistemas de soldagem laser CO<sub>2</sub> e YAG.



Fonte: (KATAYAMA, 2013)

Segundo Katayama (2013) comparando o laser CO<sub>2</sub> em relação ao Nd: YAG, o de CO<sub>2</sub> é considerado pela indústria o mais potente, e por este motivo são empregados em cortes e soldas, mas com o passar do tempo, melhorias foram surgindo fazendo com que essas diferenças fossem minimizadas não influenciando assim nos processos de união de peças, pois nem sempre é desejado potências muito altas, pois nem sempre é a melhor solução.

Segundo Barnes e Pashby (2000), o laser Nd: YAG consegue atingir profundidades que variam entre 2 a 6 mm, enquanto que o laser de CO<sub>2</sub> dependendo da potência adotada, consegue-se penetrações por volta de 15mm. Segundo Xie e Kar (1999), o Nd: YAG possui um aproveitamento melhor do feixe na

soldagem, pois existe um fator de absorção de energia adquirido no metal base onde o Nd:YAG é 3,16 vezes maior que o laser de CO<sub>2</sub>.

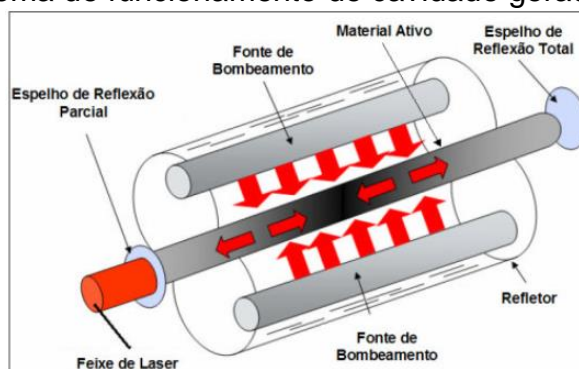
### 2.1.6 Laser Nd: YAG

O laser Nd: YAG permite soldar chapas finas vantagem essa adquirida, pois conseguiu flexibilizar seus movimentos com a utilização de fibras óticas e também pelo custo consideravelmente baixo comparado com o CO<sub>2</sub>. (HOFFMANN; GEIGER, 2005).

Figura 6 apresenta o esquema de funcionamento de cavidade geradora de laser, o meio ativo do laser Nd: YAG é um cristal artificial de neodímio dopado com ítrio e alumínio. Este cristal é transparente e é considerado o mais comum em aplicações industriais. Fornece uma radiação com comprimento de onda de 1,06 micrometros, sendo transmitida facilmente por fibras óticas flexíveis de quartzo e o meio ativo pode ser excitado tanto por luz de xenônio como de k riptônio. Em comparação ao laser gasoso (CO<sub>2</sub>), o sistema é consideravelmente simples e o comprimento de onda da radiação é mais facilmente absorvido pelos metais, fazendo com que tenha uma melhor eficiência (MELO, 2007).

Os cristais de Nd:YAG, são geralmente utilizados na forma monocristalina, fabricados pelo método de crescimento de Czochralski, mas também há formas cerâmicas (policristalinos) de Nd:YAG disponíveis, com alta qualidade e tamanhos diversos.

Figura 6 Esquema de funcionamento de cavidade geradora de laser



Fonte: (KAVAMURA, 2007)

O laser Nd: YAG opera tanto em modo contínuo como também no pulsado. Sua modificação de um modo para o outro não é tão simples como, por exemplo, mudar os parâmetros da máquina, pois as lâmpadas utilizadas para a excitação são significativamente diferentes.

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

### **2.1.7 Parâmetros de soldagem a laser**

Segundo a Norma AWS C7.2:1998, a geometria de um cordão de junta soldada a LASER possui influência de diversos parâmetros envolvendo muitas variáveis, sejam eles oriundos do equipamento utilizado para a soldagem ou do material a ser soldado. Podemos citar, potência do laser, diferentes comprimentos de onda, velocidade de soldagem, distância focal, qualidade do feixe, ângulo de incidência do feixe, tipo de gás de proteção, fluxo de gás, refletividade para o comprimento de onda do feixe, difusividade térmica, tensão superficial, teor de elementos voláteis e fatores ambientais. Operando em modo pulsado, adicionam-se alguns parâmetros, como: energia, duração, frequência e sobreposição de pulsos.

Esses parâmetros, por exemplo, afeta significativamente a profundidade de penetração, microestruturas da soldagem e a ZTA. Se utilizarmos uma alta potência e baixo aporte térmico, será produzida uma pequena ZTA, pois seu resfriamento é muito rápido (KHAN et al, 2010).

Os gases de proteção são uma parte essencial de qualquer sistema a laser, seja para corte ou soldagem, CO<sub>2</sub> ou YAG, são usados na soldagem de ligas metálicas, como aços carbono e aços inoxidáveis. Possuem um importante papel, evitando a oxidação do material e a formação de poros, além de ajudar a dissipar a nuvem de plasma que absorve e dispersa a energia do laser durante o processo de soldagem (MEI et al, 2009; WU, 2008).

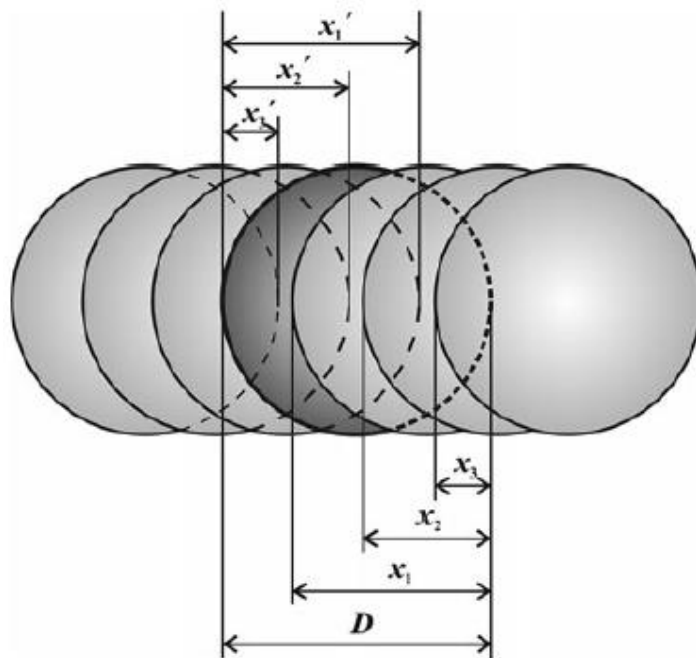
Na soldagem a laser, existe uma formação de um plasma logo acima do material a ser soldado, isso ocorre devido a alta intensidade existente naquele ponto. Este

plasma é decorrente do próprio vapor do material e a atmosfera de proteção (SIBILLANO; ANCONA, 2006).

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

A Figura 7 mostra o esquema de sobreposição, note que o número de pulsos que se sobrepõem uns aos outros pode ser expresso pelo diâmetro de cada pulso multiplicado pela frequência de repetição  $f$ , dividido pela velocidade de soldagem  $v$ , menos um, sempre arredondando o seu valor para o número inteiro acima. Além disso, o número de pulsos anteriores que são sobrepostos é também  $N$ , ou seja, o dobro de  $N$  mais um, (HANA, et. al. 2010).

Figura 7 Esquema de sobreposição



Fonte: (HANA, et. al. 2010)

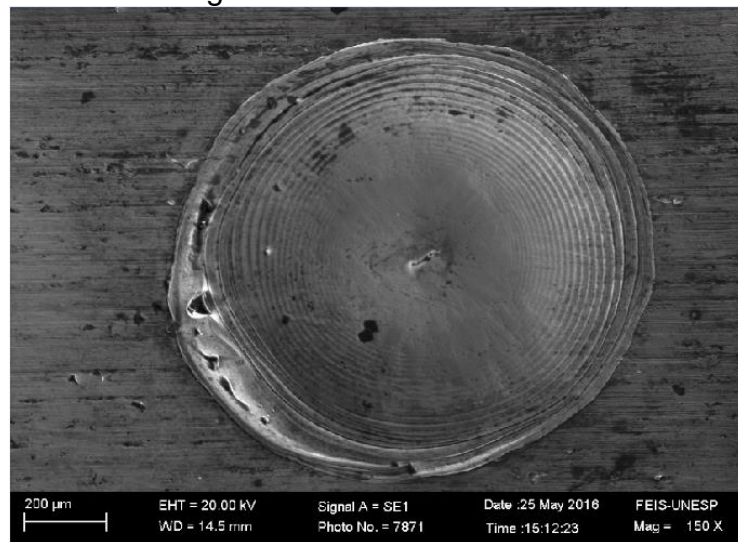
Ao analisarmos o esquema acima, podemos chegar a conclusão sobre a porcentagem de sobreposição, pois a diferença entre a distância entre um pulso e outro dividido pelo diâmetro do pulso, determina a taxa de sobreposição.

Como mais de um pulso atinge a mesma área, temos que levar em consideração a participação energética de cada pulso na hora de calcular a real energia entregue no processo conforme definido na equação (1) (MALEK et al. 2007).

$$F = \frac{\text{Diâmetro da marca} \times \text{frequência de repetição}}{\text{velocidade de soldagem}} \quad (1)$$

Alguns outros parâmetros como a velocidade da mesa (mm/s) e frequência utilizada (Hz), leva em consideração em seus cálculos mais dois elementos, sendo eles a taxa de sobreposição conforme mencionado anteriormente e o diâmetro da marca conforme Figura 8.

Figura 8 Diâmetro da marca



Fonte: Próprio autor.

A relação entre velocidade da mesa, diâmetro da marca, taxa de sobreposição e frequência podem ser determinadas conforme equações (2), (3) e (4) a seguir.

$$\text{Frequência (Hz)} = \frac{\text{velocidade da mesa} \left(\frac{\text{mm}}{\text{s}}\right)}{\text{Diâmetro da marca (mm)} * (1 - \text{taxa de sobreposição})} \quad (2)$$

$$\text{Taxa de Sobreposição} = 1 - \frac{\text{velocidade da mesa} \left(\frac{\text{mm}}{\text{s}}\right)}{\text{Diâmetro da marca (mm)} * \text{Frequência (Hz)}} \quad (3)$$



$$\text{Diâmetro da marca (mm)} = \frac{\text{velocidade da mesa } \left(\frac{\text{mm}}{\text{s}}\right)}{(1 - \text{taxa de sobreposição}) * \text{Frequência (Hz)}} \quad (4)$$

A velocidade da mesa é determinada pela multiplicação entre 1 menos a sobreposição e os demais parâmetros como o diâmetro da marca e a frequência.

## 2.2 Aços Inoxidáveis

Aços Inoxidáveis é uma classe relativamente recente de materiais que surgiu no início do século XX, são ligas baseadas em ferro (Fe) que contem cromo (Cr), as vezes níquel e outros elementos de liga como Mo, Cu, N, S. Um aço é inoxidável quando a liga possui Cr em solução sólida acima de 10,5% em massa. Quando combinado o ferro e o cromo, e conseqüentemente colocado em contato com o oxigênio, é formada uma camada muito fina de óxido na superfície dessas ligas, fazendo com que essa camada atue como uma barreira invisível, impermeável e aderente, evitando assim a oxidação e corrosão no metal exposto com outros reagentes (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis possuem algumas qualidades como resistência a corrosão, resistências tanto a altas como baixas temperaturas, ductilidade, etc. Essas características fazem com que este material seja usado em diversas áreas. Mas quando a camada de óxido é destruída, este aço inoxidável perde sua principal propriedade, sofrendo assim com o processo de corrosão.

Segundo Noble (1993) os aços inoxidáveis classificam-se em cinco grupos:

- Aços Inoxidáveis ferríticos;
- Aços Inoxidáveis martensíticos;
- Aços Inoxidáveis austeníticos;
- Aços Inoxidáveis endurecidos por precipitação.
- Aços Inoxidáveis duplex;

### 2.2.1 Aços Inoxidáveis Ferríticos

São ligas de Fe-Cr predominantemente em qualquer temperatura até a sua fusão. Possui Cr entre 12 e 30% e baixo teor de carbono. Estes aços não podem ser endurecidos por temperas, pois não podem ser austenitizados. Apresentam boa resistência a corrosão inclusive em elevadas temperaturas. Ductilidade e tenacidade podem ser consideradas satisfatórias, mas deve ser observado a soldagem desses aços, pois normalmente conduz ao crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZTA) e precipitação nos contornos de grão. Estes fenômenos, quando ocorrem, comprometem grandemente sua tenacidade e resistência à corrosão. Comumente é empregada na fabricação de eletrodomésticos, cubas e utensílios para cozinha e laboratórios, aplicações a temperatura elevada, balcões frigoríficos, etc. Um exemplo de microestrutura de aço inoxidável ferrítico é apresentado na Figura 9.

Figura 9 Microestrutura de um aço inoxidável ferrítico. Grãos cristalizados de ferrita com carbonetos de cromo. Ataque químico Vilella



Fonte: (GIRALDO, 2006)

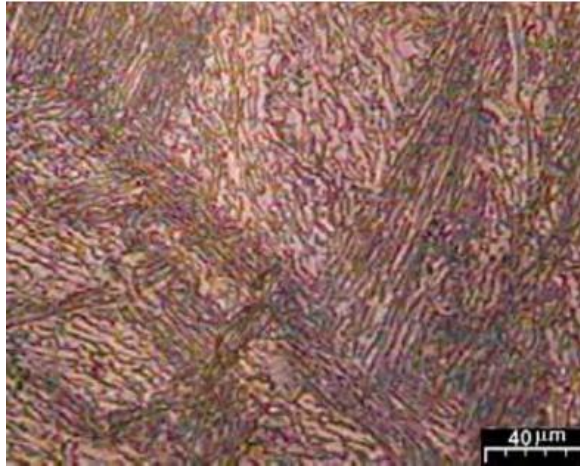
### 2.2.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos

Possuem como principais elementos de liga carbono inferior a 0,1% cromo entre 12 e 18%, esses aços apresentam em temperaturas elevadas microestrutura austenítica, mas quando resfriado rapidamente a austenita transforma-se em martensita, este resfriamento rápido é realizado quando há necessidade de adquirir dureza muito mais alta. São utilizados geralmente na fabricação de facas e tesouras.

Sua resistência à corrosão tende a ser inferior a dos outros tipos, sendo, contudo, satisfatória para meios mais fracamente corrosivos.

Um exemplo de microestrutura de aço inoxidável martensítico é apresentado na Figura 10.

Figura 10 Microestrutura de um aço inoxidável martensítico



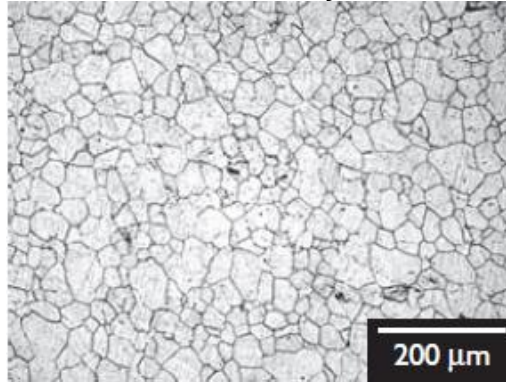
Fonte: (LIMA, 2007)

### **2.2.3 Aços Inoxidáveis Austeníticos**

São produzidos em maior escala, possuem boa propriedade de impacto a baixas temperaturas, e a temperatura de trabalho pode chegar a 760°C, são frequentemente utilizados em atmosferas ácidas ou salina. Entre os elementos que promovem a austenita, o níquel é o mais notável, além deste, o carbono, o nitrogênio e o cobre são elementos que promovem a austenita (PEREIRA, 2012). Apresentam boa tenacidade e ductilidade, excelente deformação plástica. Seu preço é maior em relação aos aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos. Apesar do preço ser mais alto, apresenta boa conformabilidade e soldabilidade fazendo com que haja redução no custo comparado com outros grupos de aços inoxidáveis (CASTELETTI, 2008).

Um exemplo de microestrutura de aço inoxidável austenítico é apresentado na Figura 11.

Figura 11 Microestrutura de um aço inoxidável austenítico



Fonte: (CAMPOS et al., 2009)

#### **2.2.4 Aços Inoxidáveis Endurecidos por Precipitação**

Possui alta resistência, ele foi desenvolvido devido os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos apresentarem limitada resistência mecânica através do endurecimento por solução sólida ou encruamento, além dos aços inoxidáveis que possuem limitada ductilidade e tenacidade (KRAUSS, 1990). Sua alta resistência é facilmente alcançada através de um tratamento térmico, onde pode ser alcançado pela formação de martensita e/ou endurecimento por precipitação, sem perder sua ductilidade e resistência a corrosão (PECKNER; BERNSTEIN 1977).

#### **2.2.5 Aços Inoxidáveis Duplex e Super Duplex**

Os aços inoxidáveis **duplex** (AID) e **super duplex** (AISD) são ligas baseadas no sistema ferro-cromo-níquel, duplex é a definição para ligas que apresentam duas fases, são de estruturas mistas variando a austenita que é composta de uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e ferrita composta de uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), essas estruturas são projetadas para conterem 50% de ferrita e 50% de austenita, possuem uma característica interessante que é a baixa quantidade de carbono girando abaixo de 0,03% em peso. (SOLOMON, 1993).

Há relatos de que em 1933 na Companhia Jacob Holtzer na França, ocorreu um erro na composição de elementos de liga durante a fusão de um aço, ocasionando assim na origem dos aços inoxidáveis austeno-ferríticos. O aço a ser fabricado possuía uma combinação de 18%Cr, 9%Ni e 2,5%Mo, mas devido ao erro de composição, resultou em uma composição química de 20%Cr, 8%Ni e 2,5%Mo, esta diferença de 2% de aumento do Cr e 1% menor em relação ao Ni aparentemente pequena, resultou em um aumento significativo de ferrita em uma matriz austenítica.(CHARLES, 1991).

Para Giraldo (2001) esses aços compostos por ferrita e austenita foram criados como uma alternativa de aumentar as propriedades como a resistência mecânica e a corrosão, algo que os aços austeníticos precisavam melhorar para atender as indústrias farmacêuticas, petroquímicas, etc.

Os elementos de liga que compõem o AID e o AISD favorecem a ferrita ou a austenita, no caso da formação de ferrita são utilizados elementos de liga como o Cr, Mo, Si, V, Nb, Ti, etc., já para a formação da austenita são utilizados Ni, N, C, Mn, Cu, etc., a composição entre esses elementos influenciam diretamente na microestrutura do material (PINTO, 2009).

Conforme *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels* (2009), a seguir é apresentado o efeito dos elementos de liga mais importantes sobre as propriedades mecânicas, físicas e de corrosão de aços inoxidáveis duplex.

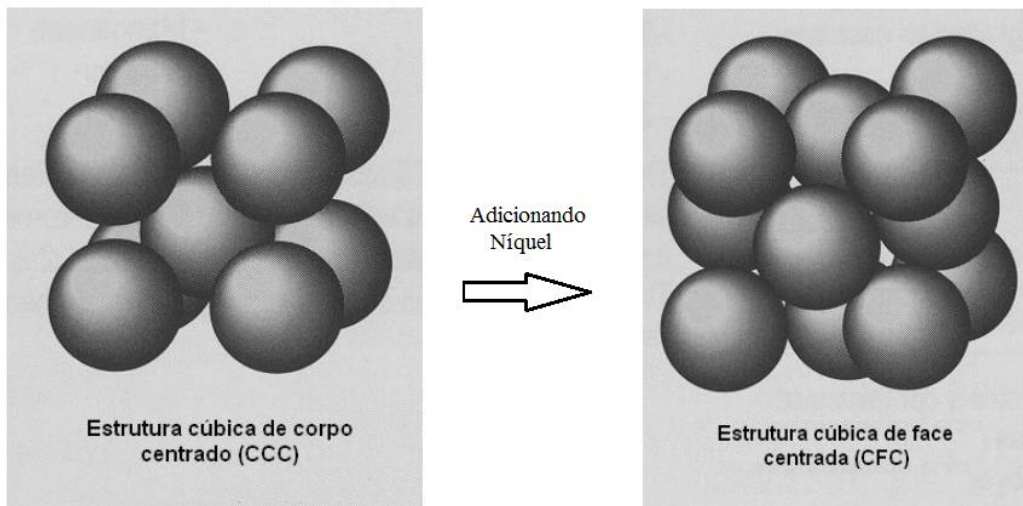
**Cromo:** Aproximadamente 10,5% de cromo, é necessário para formar uma camada suficiente para proteger contra a corrosão atmosférica. A resistência à corrosão de um aço inoxidável é diretamente proporcional ao percentual de cromo. Elevados teores de cromo mais níquel é necessário para formar uma estrutura duplex (austenítico-ferrítico). Há normalmente pelo menos 16% de Cr em aços inoxidáveis austeníticos, e pelo menos 20% de cromo em duplex. O cromo também aumenta a resistência à oxidação a temperaturas elevadas.

**Molibdênio:** Apoia o cromo na resistência à corrosão. Quando o teor de cromo do aço inoxidável é de pelo menos 18%, adições de molibdênio tornar-se cerca de três vezes mais eficaz contra a corrosão em ambientes que contêm cloreto.

**Nitrogênio:** Aumenta a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis e duplex e sua força, melhora a tenacidade, é um elemento de liga eficaz e de baixo custo. O nitrogênio atrasa a formação de intermetálicos suficientes para permitir o processamento e fabricação dos aços dúplex.

**Níquel:** Trabalha como um estabilizador de austenita, que promove uma alteração da estrutura cúbica de corpo centrado (ferrítico) para cúbico de face centrada (austenítico) conforme Figura 12. Os aços inoxidáveis ferríticos contêm pouco ou nenhum níquel, aços inoxidáveis duplex contem crescente quantidade de níquel, tais como 1,5 a 7%, e os da série 300 aços inoxidáveis austeníticos, conter, pelo menos, 6% de níquel. A adição do níquel faz com que haja um atraso na formação de fases intermetálicas. A estrutura cúbica de face centrada é responsável pela excelente tenacidade dos aços inoxidáveis austeníticos. A sua presença em cerca de metade da microestrutura dos aços dúplex aumenta consideravelmente a sua resistência em relação aos aços inoxidáveis ferríticos.

Figura 12 Representação esquemática de uma estrutura cúbica corpo centrado - alfa, e de uma cúbica de faces centradas – gama.



Fonte: (CAMPOS et al., 2009)

A diferença entre os AID e AISD consiste nas concentrações de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio. Uma forma de diferencia-los é através da classificação do número de resistência equivalente aos pites (*PREN*, em inglês), que no caso do AID tem valor entre 30 e 40 conforme exemplos apresentado na Tabela 1, já nos AISD este valor deve ser maior ou igual a 40. Este valor do *PREN* esta ligado diretamente a três elementos de liga, sendo eles: Cr, N e Mo, calculados pelas equações (5) e (6). (SEDRIKS, 1996)

$$PRE_N = \% Cr + 3,3\% Mo + 16\% N \quad (5)$$

$$PRE_W = \% Cr + 3,3(\% Mo + 0,5\%W) + 16\% N \quad (6)$$

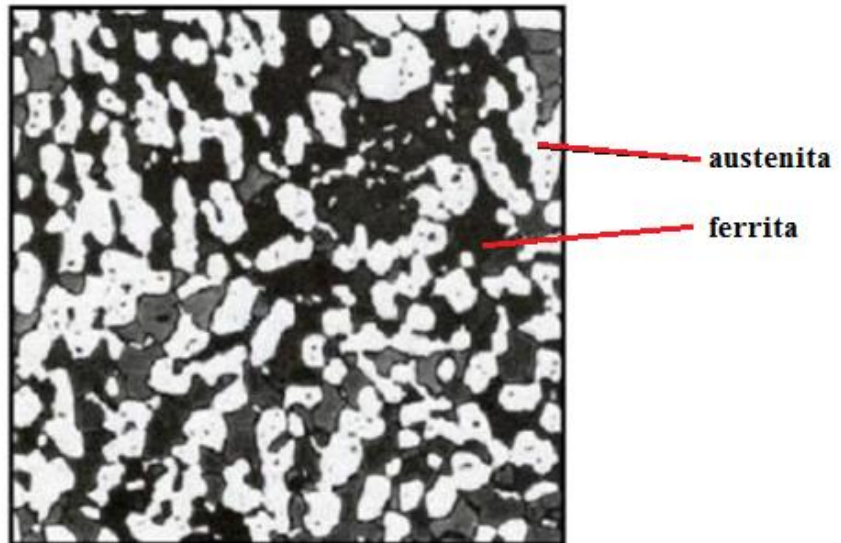
Tabela 1 Exemplos de PREN

Material	Classificação	PREN
Aço inox. austenítico	316	28
Aço inox. duplex	S31803	38
Aço inox. superduplex	S32750	43

Fonte: (SEDRIS, 1996)

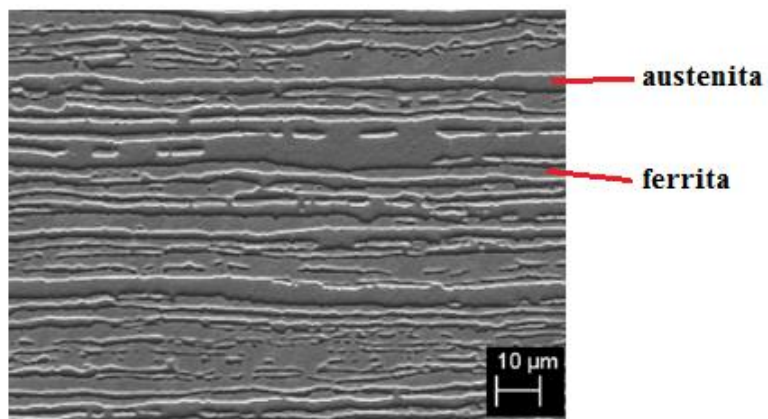
Um exemplo de microestrutura de aço inoxidável duplex e superduplex são apresentados respectivamente nas Figuras 13 e 14.

Figura 13 Microestrutura de um aço inoxidável duplex AISI 312



Fonte: (CORTÉS, et al, 2004)

Figura 14 Microestrutura de um aço inoxidável superduplex UNS S32750



Fonte: Próprio autor.

### **2.2.6 Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750**

O AISD UNS S32750 possui propriedades físicas, metalúrgicas e mecânicas que combinam as características desejáveis dos aços ferríticos e austeníticos. Possui qualidades para serem usados em condições rígidas e excelente resistência a corrosão, pode ser empregado em diversos processos como o petroquímico, químicos, gás, equipamentos que trabalham em contato com a água do mar e outros ambientes contendo cloreto, devido a seu elevado nível de cromo, molibdênio, e nitrogênio. Apresenta um baixo coeficiente de expansão térmica e sua condutividade é mais alta do que os aços austeníticos, este material é adequado para temperaturas de até 300°C. As elevadas propriedades deste aço são obtidas pelo balanço das fases presentes constituído, basicamente, pelas mesmas proporções de ferrita 50% e austenita 50% que melhorou força ao longo dos tipos de aços ferríticos e austeníticos.



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada em conjunto nos laboratórios da área de Materiais e Processos de Fabricação da UNESP-Campus de Ilha Solteira e o IFSP (Instituto Federal de Ciência e Tecnologia de São Paulo) Campus Votuporanga.

#### 3.1 Material

O metal base utilizado na presente pesquisa foi composta por chapas de aço inoxidável super-duplex UNS S32750 com 1,5 mm de espessura. A composição química do metal base e suas propriedades mecânicas são mostradas nas Tabelas 2 e 3 conforme certificado de qualidade expedido pelo fabricante.

Tabela 2 Composição química do aço UNS S32750

metal base	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N
	0,018	0,29	0,63	0,02	< 0,0003	25,61	3,84	6,97	0,15	0,269

Fonte: Realum

Tabela 3 Propriedades mecânicas do aço UNS S32750

metal base	Resistência ao escoamento Mpa	Resistência a tração Mpa	Alongamento Mínimo, %	Dureza Vickers
	681	918	27,8	263

Fonte: Realum

#### 3.2 Soldagem

As soldagens foram realizadas utilizando um sistema laser, de estado sólido Nd: YAG, modelo UW 150A, da United Winners, na condição pulsado, cujo arranjo experimental e detalhes são mostrados na Figura 15.

Figura 15 Sistema de soldagem por laser pulsado de Nd: YAG



Fonte: Próprio autor

A Tabela 4 apresenta as principais características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, da United Winners.

Tabela 4 Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, United Winners.

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

Fonte: Próprio autor

Para avaliar a influência do aporte térmico, as chapas foram posicionadas em junta de topo, sem abertura de raiz. Foram realizados pré-testes para estabelecer os parâmetros. Elas foram soldadas com feixe de diâmetro de 0,2 mm e ângulo de 90°. A energia do pulso ( $E_p$ ) foi mantida fixa em 10J, potencia de pico de 2 kW, largura temporal ( $t_p$ ) de 5 ms, velocidade de soldagem ( $v$ ) 0,96 mm/s, profundidade de penetração de 1,07 mm e frequência variável. Dessa maneira, obtiveram-se

amostras com taxa de sobreposição de 40, 50, 60, 70, 80, e 90 %. A soldagem é autógena e foi realizada dos dois lados com o intuito de obter maior penetração. Os parâmetros de soldagem laser utilizados no presente trabalho estão descritos na Tabela 5.

Tabela 5 Parâmetros de soldagem laser Nd:YAG pulsada.

Amostra	Velocidade da mesa (mm/s)	Diâmetro da marca (mm)	Taxa de Sobreposição (%)	Frequência (Hz)	Potência de Pico (kW)	Largura Temporal (ms)	Energia do pulso em J	Potencia Gasta (Watts)	Profundidade de Penetração (mm)
CP 40	0,96	1,07	40	1,5	2,0	5,0	10,0	15,0	1,07
CP 50	0,96	1,07	50	1,8	2,0	5,0	10,0	17,9	1,07
CP 60	0,96	1,07	60	2,2	2,0	5,0	10,0	22,4	1,07
CP 70	0,96	1,07	70	3,0	2,0	5,0	10,0	29,9	1,07
CP 80	0,96	1,07	80	4,5	2,0	5,0	10,0	44,9	1,07
CP 90	0,96	1,07	90	9,0	2,0	5,0	10,0	89,7	1,07

Fonte: Próprio autor.

A calibração da velocidade da mesa utilizada na soldagem seguiu procedimento do método indireto de calibração, gerando assim sua curva de resposta utilizada.

O diâmetro da marca (mm), a frequência (Hz), taxa de sobreposição (%), a potência de pico (kW) e a largura temporal (ms) foram encontradas empiricamente, isso se fez necessário, pois uma informação depende da outra, no entanto foram realizadas em média 3 testes para cada combinação. Buscou-se uma combinação de potência de pico e largura temporal para que ao soldar a chapa de 1,5mm a profundidade de penetração ultrapassasse em média 70% da espessura da chapa, não atravessando a mesma.

Os resultados experimentais foram analisados com base na relação entre aporte térmico, sobreposição, geometria do cordão de solda, presença de descontinuidades, balanço de fases ferrita/austenita e propriedades mecânicas. As amostras foram preparadas e limpas para garantir a mesma condição superficial das chapas e um acabamento homogêneo.

As amostras foram mantidas fixas através de um dispositivo conforme Figura 16, ponteadas em suas extremidades e no meio para que não abrissem, o qual proporcionou um bom contato da junta. Antes da soldagem as chapas foram totalmente limpas com acetona para retirar toda impureza que poderia estar impregnada nas mesmas.

Figure 16 Dispositivo de fixação da junta para a soldagem laser



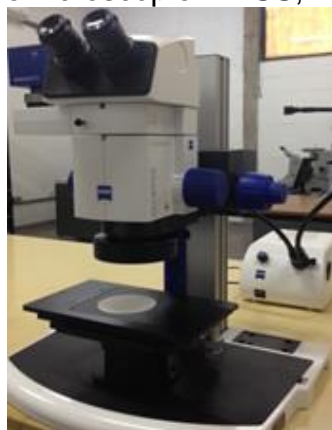
Fonte: Próprio autor

As amostras foram soldadas em uma atmosfera de gás argônio utilizando-se um fluxo de 20 l/min. Não foi utilizada proteção de argônio na raiz da solda. Posteriormente, foi realizada uma preparação metalográfica da secção transversal do cordão de solda, através de corte, lixamento e polimento das amostras.

### 3.3 Ensaio metalográficos

As imagens macrográficas utilizadas para a verificação da geometria do cordão de solda e presença de descontinuidades foram feitas em um estereomicroscópio da marca ZEISS, modelo DISCOVERY V.8, acoplado a uma câmera AXIOCAM ERC5S, pertencente ao Laboratório de Microscopia Ótica da FEIS/UNESP (Figura 17).

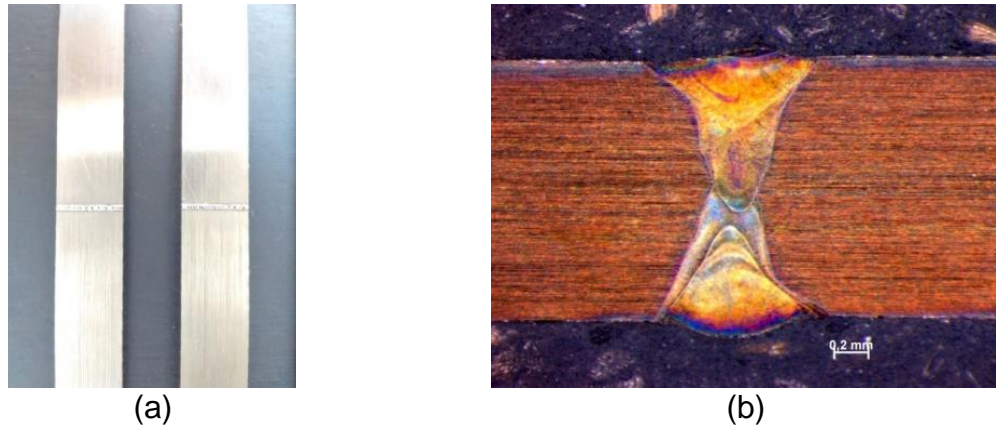
Figure 17 Estereomicroscópio ZEISS, modelo DISCOVERY V.8



Fonte: Próprio autor

A Figura 18a mostra uma junta soldada de topo, onde as faces do chanfro foram retificadas para garantir um contato perfeito, isto é, abertura de raiz zero. A Figura 18b mostra uma macrografia da secção transversal da junta soldada.

Figura 18 Junta soldada e macrografia da secção transversal da junta [ $\mu\text{m}$ ].



Fonte: Próprio autor

A preparação do corpo de prova seguiu o procedimento padrão de ensaio, partindo do embutimento da amostra do material em moldes plásticos de baquelite com 30 mm de diâmetro, sob condições controladas de pressão e temperatura.

O lixamento, foi iniciado com lixa grana 120, passando por lixas grana 220, 320, 400, 600, 1200 e terminando com a 1500. Utilizou-se de uma politriz marca *Struers* modelo DP-10. Posteriormente foi realizado o polimento com alumina  $1\mu\text{m}$  e  $0,3\mu\text{m}$ . O ataque químico foi realizado durante aproximadamente 30 segundos com reagente Behara modificado: 20 ml de HCl, 80 ml de água destilada e deionizada, 1,0g de metabissulfito de potássio, além de 2,0g de bifluoreto de amônio. Após o ataque aplicou-se banhos ultrassônico para promover a total remoção de resíduos químicos deixados sobre a superfície atacada.

Terminada a fase de caracterização macrográfica, os CDP'S foram novamente lixados, agora iniciando com a lixa grana 600, passando pelas 1000, 1500 e finalizando 2000. Após o lixamento foi realizado o polimento com alumina  $1\mu\text{m}$  e  $0,3\mu\text{m}$ , e posteriormente o ataque químico com Behara modificado.

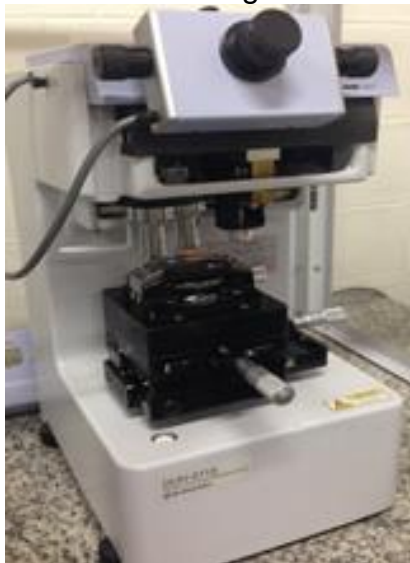
Terminado o ataque, a caracterização microestrutural das amostras foi feita recorrendo-se a um microscópio óptico (MO) da marca Carl Zeiss, modelo Neophot 21, pertencente ao Laboratório de Microscopia Ótica da FEIS/UNESP e um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca ZEISS, modelo EVO LS15.

### 3.4 Ensaio de Microdureza e Tração

As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram avaliadas através de ensaios de microdureza Vickers (HV0,01) e ensaios de tração.

As medidas de microdureza foram realizadas com um ultramicrodurômetro digital Shimadzu conforme Figura 19, realizada na secção transversal da junta soldada, numa direção paralela à superfície da chapa. Foram realizadas medidas no centro do cordão e próximo a superfície do mesmo. Foi correlacionada a microdureza com possíveis efeitos de heterogeneidades microestruturais, tanto no metal base quanto no metal de solda. Utilizou-se um ultramicrodurômetro digital da marca Shimadzu, modelo DUH 211S, apresentado na Figura 3.6. Para realizar a indentação, foi empregada uma carga de 0,01kgf. Durante este procedimento foi respeitado tanto a distância mínima entre indentações adjacentes quanto o tempo de carregamento, com a finalidade de minimizar erros na realização das medidas.

Figura 19 Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S.



Fonte: Próprio autor

Foram realizados ensaios de tração empregando-se uma Máquina Universal de Ensaios, EMIC Modelo: DL30.000, eletromecânica, micro processada, Capacidade: 30.000 kgf (300 kN); Para realização de tal ensaio, o método utilizado

foi à norma ASTM A370-09a, em condição ambiente de temperatura de 25° C, do Laboratório de Ensaios Mecânicos, IFSP de Votuporanga – SP. Ver Figura 20.

Figura 20 Máquina Universal de Ensaios, EMIC modelo: DL 30.000

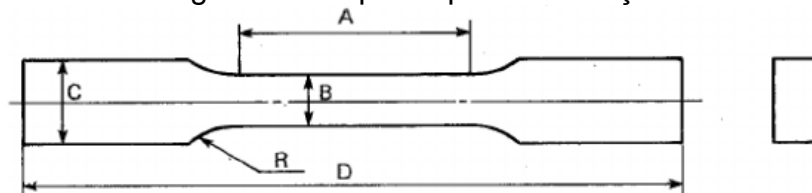


Fonte: Próprio autor

Para cada sobreposição, foram confeccionados 2 corpos de prova, conforme o método MB-4 da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), onde são indicadas as formas e dimensões dos corpos de prova.

A Figura 21 mostra o corpo de prova para ensaio de tração indicando sua forma.

Figura 21 Corpo de prova de tração.



Fonte: (SOUZA, 1982)

A Tabela 6 fornece os valores numéricos dos métodos MB-4 da ABNT.

Tabela 6 Dimensões dos corpos de prova.

Corpo de prova	A (mm)	B (mm)	C (mm) (aprox.)	D (mm) (aprox.)	R (mm) (mín.)
Redondo – ABNT	70	10	18	150	15
Redondo – ASTM	60	12,5	18	130	15
Chapa fina – ABNT	75	12,5	20	200	20
Chapa grossa – ABNT	240	40	50	400	25
Chapa fina – ASTM	60	12,5	20	200	12,5
Chapa grossa – ASTM	225	40	50	450	25
Ferro fundido – ABNT – tipo A	30	20	30	100	25
Ferro fundido – ABNT – tipo B	105	20	30	180	25
Ferro fundido – ASTM – tipo A	32	12,5	22	95	25
Ferro fundido – ASTM – tipo B	38	19	32	100	25
Ferro fundido – ASTM – tipo C	57	31,5	47	160	50

Fonte: (SOUZA, 1982)

A Figura 22 mostra corpos de prova da junta soldada, preparados para ensaio de tração.

Figura 22 Corpo de prova de tração.



Fonte: Próprio autor

A fim de garantir precisão e uma área de corte livre de alteração microestrutural, utilizou-se na preparação dos corpos de prova para o ensaio de tração um equipamento de eletroerosão a fio Eletrocut NOVICK, conforme ilustrado na Figura 23 e 24.

Figura 23 Equipamento de eletroerosão a fio Eletrocut NOVICK.



Fonte: Próprio autor



Figura 24 Corpo de prova sendo confeccionado na eletroerosão.



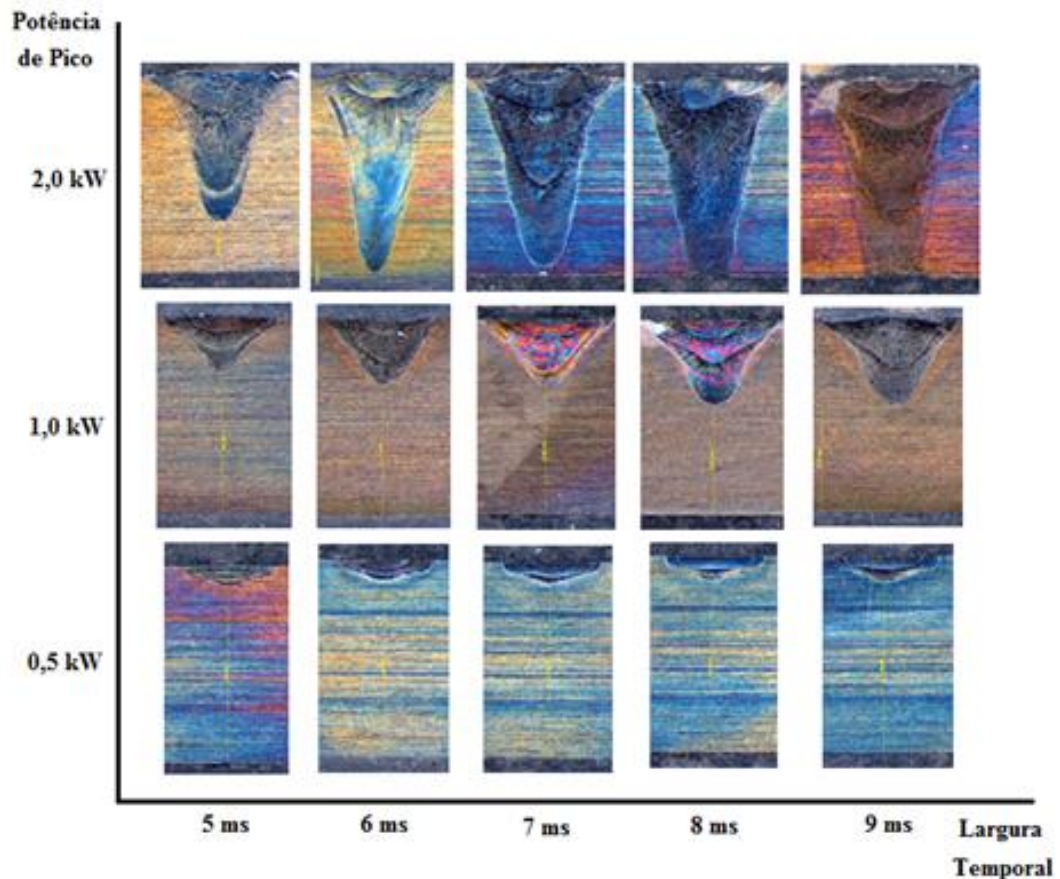
Fonte: Próprio autor

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Geometria dos Cordões de Solda

A Figura 25 traz a imagem de cada cordão de solda utilizada para medição da profundidade.

Figura 25 Potência de Pico x Largura temporal.



Fonte: Próprio autor

Verifica-se a tendência de que quanto maior o tempo de pulso e potência de pico, maior é o aumento da penetração de soldagem, cordões realizados com potência 0,5 kW produziram cordões de solda rasos e mais estreitos do que aqueles realizados com potências maiores (1,0 e 2,0 kW).

A Tabela 7 traz as medidas de profundidade obtidas para cada uma das três seções analisadas em cada cordão, juntamente com os valores de média e desvio padrão.

Tabela 7 Medidas de profundidade (mm) calculadas em cada uma das três seções analisadas para cada cordão de solda e valores de média e desvio padrão

	SEÇÃO 1	SEÇÃO 2	SEÇÃO 3	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
Cordão	Profundidade	Profundidade	Profundidade	Profundidade	Profundidade
0,5 kW - 5 ms	0,17	0,17	0,16	0,17	0,01
0,5 kW - 6 ms	0,18	0,17	0,18	0,18	0,01
0,5 kW - 7 ms	0,18	0,18	0,18	0,18	0,00
0,5 kW - 8 ms	0,19	0,2	0,2	0,20	0,01
0,5 kW - 9 ms	0,21	0,21	0,21	0,21	0,00
1,0 kW - 5 ms	0,42	0,42	0,42	0,42	0,00
1,0 kW - 6 ms	0,5	0,53	0,52	0,52	0,02
1,0 kW - 7 ms	0,54	0,51	0,53	0,53	0,02
1,0 kW - 8 ms	0,66	0,69	0,68	0,68	0,02
1,0 kW - 9 ms	0,73	0,72	0,73	0,73	0,01
2,0 kW - 5 ms	1,02	1,11	1,08	1,07	0,05
2,0 kW - 6 ms	1,46	1,41	1,44	1,44	0,03
2,0 kW - 7 ms	OVER	OVER	OVER	OVER	OVER
2,0 kW - 8 ms	OVER	OVER	OVER	OVER	OVER
2,0 kW - 9 ms	OVER	OVER	OVER	OVER	OVER

Fonte: Próprio autor.

A utilização de três seções ao longo do comprimento de cada cordão foi feita para se analisar a dispersão dos parâmetros de profundidade ao longo do comprimento de cada cordão. Os resultados mostram que, quando utilizadas as potências iguais a 0,5 e 1,0 kW apresentaram pouca dispersão, enquanto que a potência igual a 2,0 kW apresentou dispersão superior as de menor potência, nos casos onde foram utilizadas potência de 2kW e largura temporal de 7, 8 e 9 ms não foi possível realizar as medições de profundidade, pois a solda atravessou a chapa de 1,5 mm.

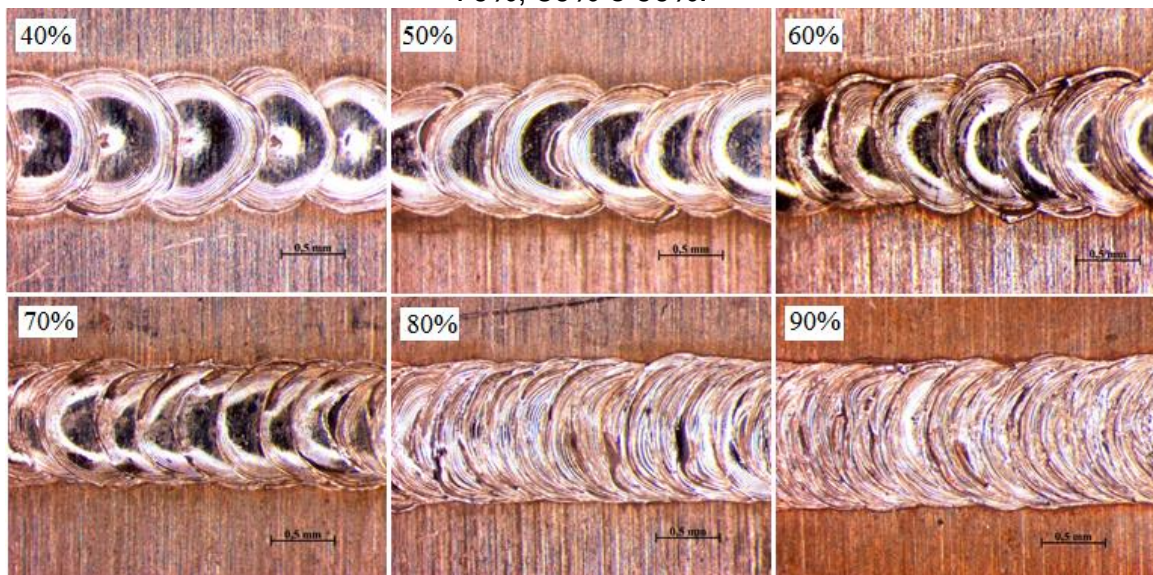
Conforme esperado, maiores valores de profundidade estão atrelados aos maiores valores de potência e o aumento do valor da largura temporal aumentando a dispersão desses parâmetros.

Após a execução da soldagem com diversos parâmetros foi determinado que a potencia de pico e largura temporal a ser utilizada será respectivamente de 2 kW e 5 ms, pois apresentou superfície regular e profundidade de 1,07 mm, profundidade

esta que ultrapassa 50% da espessura da chapa, permitindo assim a soldagem dos dois lados.

A Figura 26 mostra os cordões de solda com sobreposição dos pulsos conforme parâmetros apresentado em materiais e métodos, onde as faces foram retificadas para garantir um bom contato, isto é, abertura de raiz zero. Além disso, podemos observar em todas as condições, utilizando a potência de pico e largura temporal fixa de 2 kW e 5 ms respectivamente, a obtenção de superfícies regulares e homogêneas, praticamente sem respingos. Segundo (ROSSI; NEVES; ROCHA, 2013) onde o mesmo em seu trabalho utilizou o mesmo material, porém chapa com espessura ligeiramente maior, após a execução da soldagem, observou a formação de respingos fora da área de solda e um aspecto mais rugoso da superfície do cordão para condições com baixo tempo de pulso e à elevada quantidade de calor, e que pulsos mais longos provocaram uma superfície mais regular e homogênea, praticamente sem respingos, semelhantes ao encontrado.

Figura 26 Microscopia óptica da sobreposição do cordão de solda: 40%, 50%, 60%, 70%, 80% e 90%.

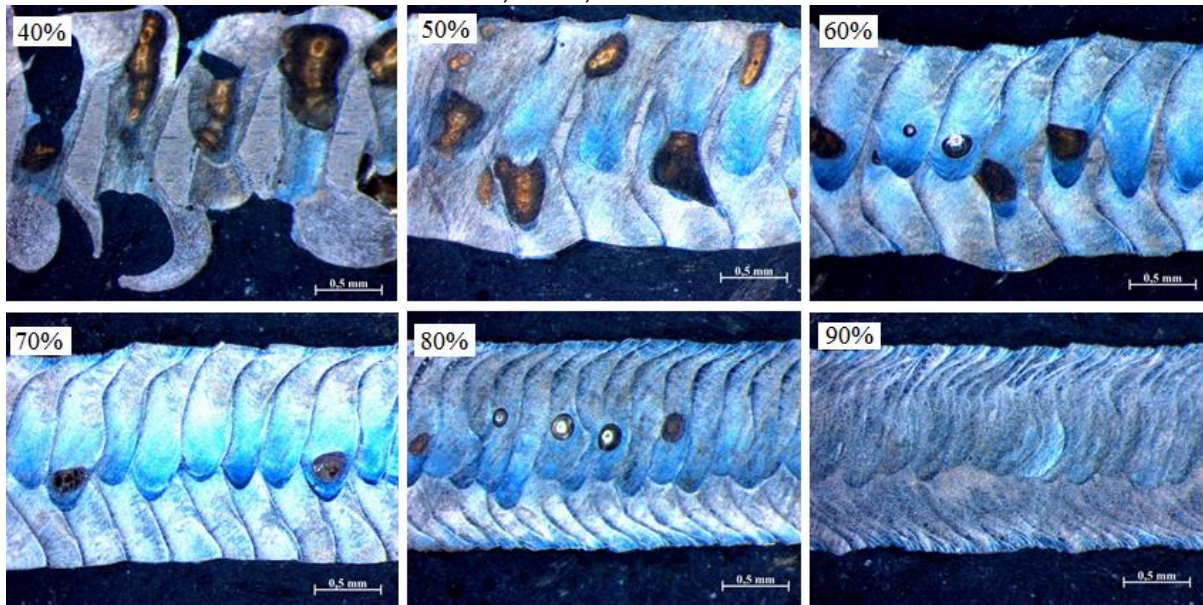


Fonte: Próprio autor.

A presença de porosidades nas soldas é algo que ocorreu a medida que a sobreposição foi diminuindo durante o processo de soldagem sob as condições que foram estudadas. Na Figura 27 são apresentados cortes longitudinais de cordões de cada uma das sobreposições, onde foram induzidos defeitos. São porosidades internas ao cordão, as quais são visíveis após o processo metalográfico, exceto o corpo de prova com 40% de sobreposição que é evidente mesmo a olho nu, é

possível observar que quanto menor a sobreposição, maior são os tamanhos dos poros, o que leva a fragilização da região soldada contribuindo para uma resistência menor levando assim ao rompimento nesta região quando colocadas a prova de grandes esforços. O formato esférico das porosidades está ligado à captura e liberação de gases, pois o material é aquecido a uma temperatura mais alta do que a sua temperatura de fusão resfriando rapidamente. Além disso, segundo (KATAYAMA; KAWAHITOA; MIZUTANIA, 2010) a variação de velocidade de soldagem influencia na formação de bolhas, sendo que quanto maior for a velocidade de soldagem previne a formação de bolhas de modo que haja pouca ou nenhuma porosidade na junta.

Figura 27. Microscopia óptica da sobreposição do cordão de solda (topo): 40%, 50%, 60%, 70%, 80% e 90%.

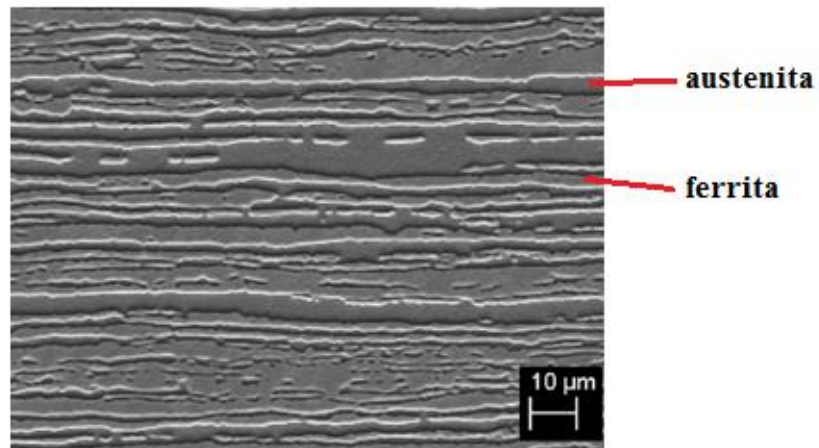


Fonte: Próprio autor

## 4.2 Balanço de fases ferrita/austenita

A Figura 28 mostra uma micrografia da direção do aço inoxidável duplex UNS S32750 utilizada no cálculo do balanço de fases ferrita/austenita do metal base. O ataque utilizado nessa etapa tem por característica a revelação das fases ferrita e austenita, deixando a austenita mais clara e com o relevo elevado e a ferrita mais escura que sofreu maior influência do ataque sendo a parte mais baixa.

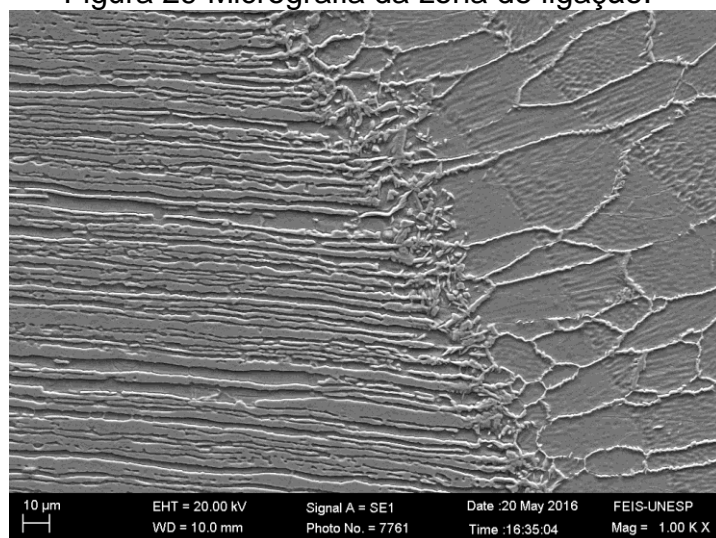
Figura 28 Microscopia Eletrônica de Varredura da direção de laminação.



Fonte: Próprio autor

A seguir, são observadas as microestruturas obtidas no MEV do cordão de solda da amostra soldada com taxa de sobreposição de 90%. Nota-se que na Figura 29 próximo da interface com o metal base existem regiões da zona de fusão com grãos alongados alinhados na direção de extração do calor, a formação destes novos grãos se dá pelo crescimento de grãos do metal de base que estão na interface sólido-líquido. Este fenômeno é conhecido como “crescimento epitaxial”, ele assegura a continuidade metálica entre a zona de fusão e o metal de base.

Figura 29 Micrografia da zona de ligação.

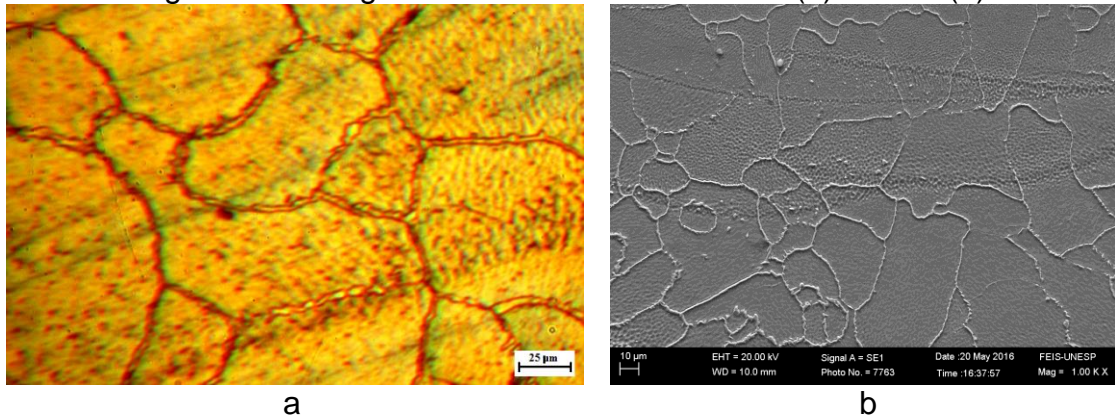


Fonte: Próprio autor

Nas regiões centrais da zona de fusão, próximas a superfície representada pela amostra soldada com taxa de sobreposição de 90% como apresentado nas Figura 30a e 30b, a microestrutura apresenta grãos maiores e geometria equiaxial

em relação à interface, já que o seu crescimento foi bem parecido em todas as direções. Isto deve ter sido ocasionado pelo subsequente aquecimento causado pela sobreposição dos pulsos.

Figura 30 Micrografias da zona de fusão ótica (a) e MEV (b)



Fonte: Próprio autor

A Tabela 8 mostrar a variação de fração volumétrica entre austenita e ferrita, realizado através de contagem de pontos, método este normalizado pela norma ASTM E 562.

Tabela 8 Fração volumétrica

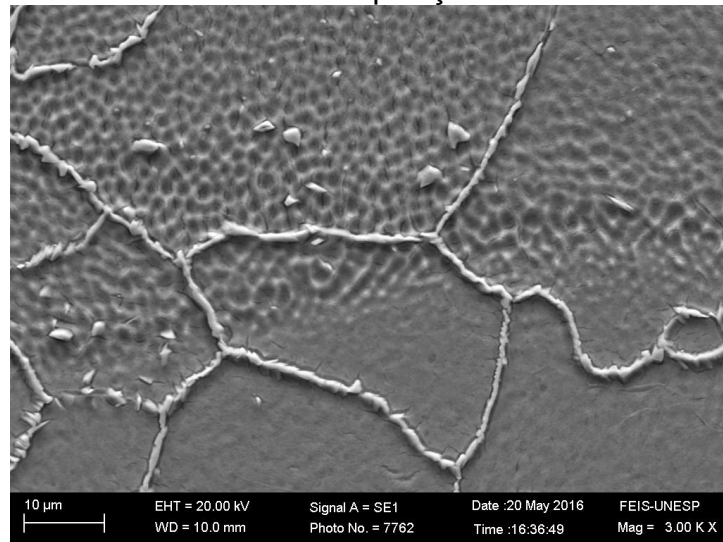
SOBREPOSIÇÃO	BALANÇO DE FASES		
	FERRITA % Média	AUSTENITA % Média	DESVIO PADRÃO
CP 40%	95,2	4,8	0,219
CP 50%	95,1	4,9	0,192
CP 60%	94,6	5,4	0,195
CP 70%	93,5	6,5	0,192
CP 80%	93,5	6,5	0,217
CP 90%	92,7	7,3	0,158
METAL BASE	50,1	49,9	0,230

Fonte: Próprio autor

Nota-se que houve expressiva redução na quantidade de austenita, não havendo grandes variações entre uma sobreposição e outra. Esta drástica alteração das fases no cordão de solda pode estar relacionado a velocidade de resfriamento que no processo a laser é muito rápido, pois a ferrita é a primeira fase a se formar durante a solidificação da liga, e a austenita é formada posteriormente durante o resfriamento. A baixa fração volumétrica da austenita encontrada no metal de solda pode ser prejudicial em relação à resistência à corrosão. A matriz da zona fundida

apresenta-se ferrítica com a presença de ilhas de austenita conforme mostra a Figura 31.

Figura 31 Região da zona fundida do aço inoxidável duplex UNS S32750 com 90% de sobreposição.



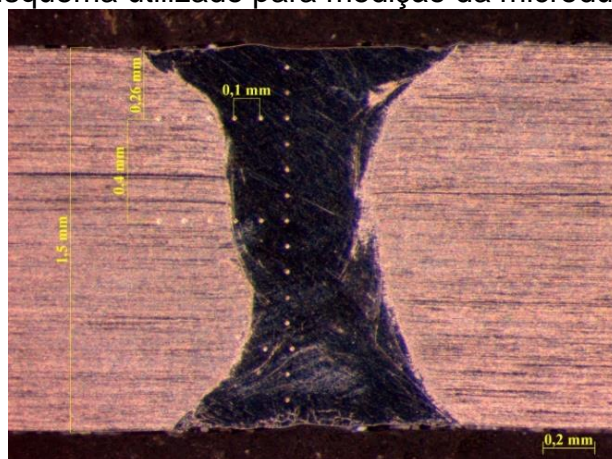
Fonte: Próprio autor

### 4.3 Microdureza

Através da análise de microdureza podemos observar suas variações de propriedades entre o metal base e o cordão de solda

A Figura 32 apresenta as distâncias e sentidos utilizados na medição de microdureza Vickers do metal base e da zona fundida do aço inoxidável duplex UNS S32750 obtidos para cada impressão após a análise.

Figura 32 Esquema utilizado para medição da microdureza Vickers

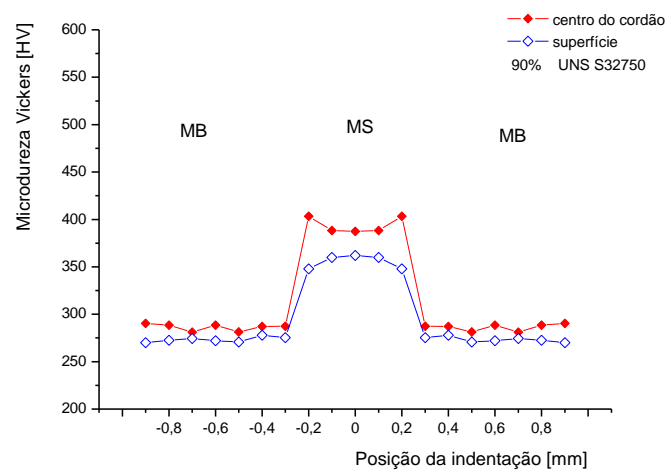


Fonte: Próprio autor



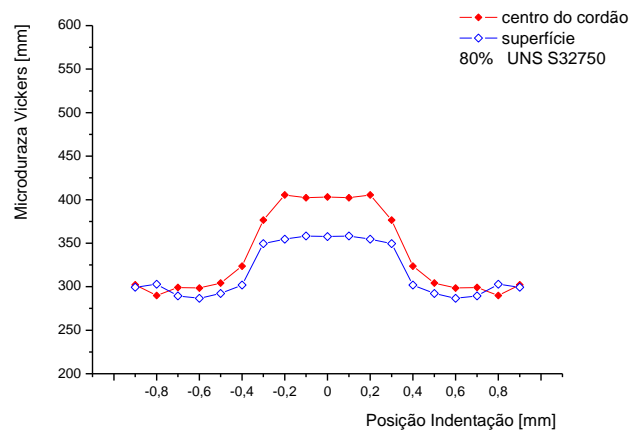
Os 5 gráficos a seguir, mostram a dureza Vickers x pontos de medição para cada uma das duas regiões analisadas, sendo uma mais próxima a superfície da chapa e outra mais ao centro, para cada sobreposição analisada. Para critérios de análise as mesmas microdurezas encontradas do lado esquerdo ao centro do cordão de solda, foram replicadas ao lado direito.

Figura 33 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 90%



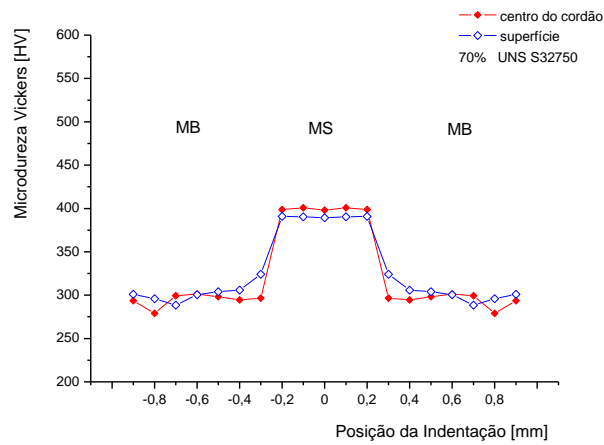
Fonte: Próprio autor

Figura 34 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 80%



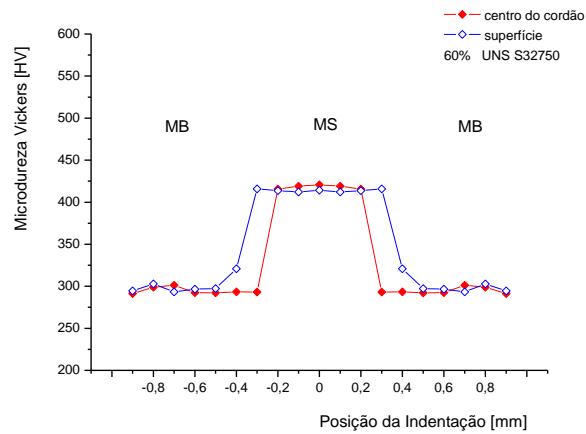
Fonte: Próprio autor

Figura 35 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 70%



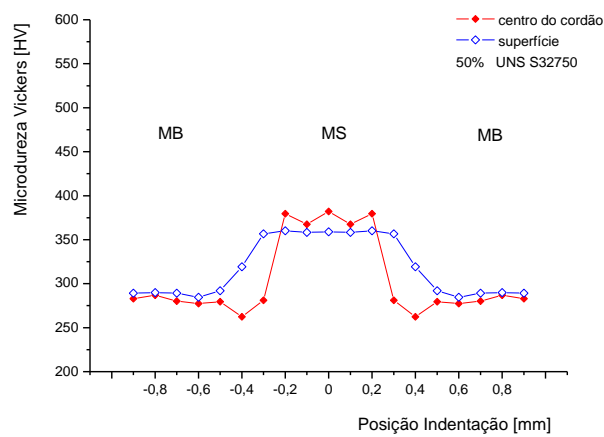
Fonte: Próprio auto

Figura 36 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 60%



Fonte: Próprio autor

Figura 37 Gráfico de Dureza Junta Laser UNS S32750, 50%



Fonte: Próprio autor

Não foi possível a realização da medição da dureza no cordão de solda para a condição 40% de sobreposição, pois a mesma apresentou irregularidades devido ao alto volume de porosidades.

A Tabela 9 mostra os valores de dureza Vickers encontrados em cada uma das 15 impressões, distribuídas ao longo da espessura da chapa na região central do cordão de solda, juntamente com os valores de média e desvio padrão para cada sobreposição analisada.

Tabela 9 Microdureza Vickers região central.

MEDIÇÕES	MICRODUREZA VICKERS (HV)				
	Sobreposição	Sobreposição	Sobreposição	Sobreposição	Sobreposição
	50%	60%	70%	80%	90%
1	388,3	389,7	371,0	385,5	384,4
2	392,0	390,8	361,7	372,5	385,9
3	376,2	394,3	390,3	358,3	370,5
4	382,1	412,7	400,8	376,2	399,6
5	379,9	417,5	392,5	397,6	430,0
6	397,6	413,5	420,7	375,4	390,3
7	399,3	419,1	394,7	402,2	399,0
8	385,6	419,6	401,1	399,0	395,7
9	391,0	419,1	394,7	402,2	380,4
10	389,9	399,1	363,7	402,7	383,6
11	386,3	413,3	358,2	405,6	392,5
12	386,7	406,7	382,3	376,9	387,3
13	377,1	415,0	390,3	387,9	380,8
14	377,6	391,4	362,1	389,0	385,0
15	385,7	396,8	373,2	391,2	390,1
<b>MÉDIA</b>	<b>386,4</b>	<b>406,6</b>	<b>383,8</b>	<b>388,2</b>	<b>390,3</b>
<b>DESVIO PADRÃO</b>	<b>7,0</b>	<b>11,6</b>	<b>18,2</b>	<b>13,9</b>	<b>13,3</b>

Fonte: Próprio autor

Analisando-se os resultados, a média da microdureza Vickers encontrada no metal base foi igual à fornecida pelo fabricante de 263HV, podemos notar um aumento de dureza na região do cordão de solda em relação ao metal base. Isto pode ter ocorrido, devido elevada velocidade de resfriamento desta região gerando assim possivelmente uma maior fração volumétrica de ferrita no metal de solda. Mesmo assim, não foram observadas trincas nas regiões da junta soldada fato estes também justificados por Rossi, Neves e Rocha (2013).

. Além disso, nota-se que a dureza no metal de solda possui pequenas variações ao longo das medições realizadas para cada sobreposição, sendo que em todas as sobreposições analisadas, a uma pequena tendência no aumento da dureza quando as medições se aproximam do centro da chapa, podendo ser relacionadas a formação de regiões refundidas no metal de solda.

#### 4.4 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração, realizados com os corpos de prova (CP) soldados no sentido perpendicular a laminação da chapa e os não soldados, forneceram informações relativas às propriedades mecânicas do material, como o Tensão máxima (MPa), Força máxima (kN) e alongamento (mm). Estas propriedades caracterizam o material quanto aos seus valores limite em termos de resistência, a tensão máxima atingida ao final da deformação elástica e conseqüente início de deformação plástica e finalmente o alongamento máximo do material até o instante da fratura.

Os valores de largura, espessura e área dos CP, assim como também sua Tensão máxima (MPa), Força máxima (kN), alongamento (mm) e suas médias e desvios padrões estão apresentados na Tabela. 10. Dessa forma, é possível comparar as diferentes condições de soldagem (com ou sem solda).

Tabela 10 Ensaio de tração.

Amostra	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm <sup>2</sup> )	Tensão (MPa)	Média (MPa)	Desvio Padrão (Mpa)	Força (kN)	Média (kN)	Desvio Padrão (kN)	Alongamento (mm)	Média (mm)	Desvio Padrão (mm)
CP 40 / 1	12,15	1,5	18,2	351,73	499,18	208,53	6,41	9,095	3,80	2,316	2,357	0,06
CP 40 / 2				646,63			11,78			2,398		
CP 50 / 1	12,15	1,5	18,2	901,84	906,94	7,21	16,44	16,53	0,13	17,693	22,628	6,98
CP 50 / 2				912,03			16,62			27,563		
CP 60 / 1	12,15	1,5	18,2	913,64	914,45	1,14	16,65	16,665	0,02	26,231	26,95	1,02
CP 60 / 2				915,25			16,68			27,668		
CP 70 / 1	12,15	1,5	18,2	903,99	904,26	0,37	16,48	16,48	0,00	26,455	26,434	0,03
CP 70 / 2				904,52			16,48			26,412		
CP 80 / 1	12,15	1,5	18,2	923,83	923,29	0,76	16,84	16,83	0,01	25,958	27,47	2,14
CP 80 / 2				922,75			16,82			28,982		
CP 90 / 1	12,15	1,5	18,2	906,67	906,94	0,38	16,52	16,525	0,01	26,945	26,372	0,81
CP 90 / 2				907,21			16,53			25,798		
CP MB / 1	12,15	1,5	18,2	902,92	909,89	9,86	16,46	16,585	0,18	25,887	26,781	1,26
CP MB / 2				916,86			16,71			27,674		

Fonte: Próprio autor

Comparando-se os resultados apresentados para todos os corpos de prova soldados com sobreposições de 90, 80, 70 e 60 %, notou-se que estes romperam em regiões distantes da junta soldada, às fraturas foram localizados na região do metal base, não rompendo assim na união como apresentado na Figura 38. Podemos observar na Tabela 10 que a Tensão e Força para estes corpos de provas foram estabelecidos bem próximos ao do corpo de prova sem solda, não havendo assim grandes variações, mostrando que tanto a zona fundida quanto a zona termicamente afetada não foram afetadas pelos ciclos térmicos de soldagem, fato este justificado também no trabalho segundo Lima (2006).

Figura 38 Foto do CP fraturado evidenciando a fratura no metal base.



Fonte: Próprio autor

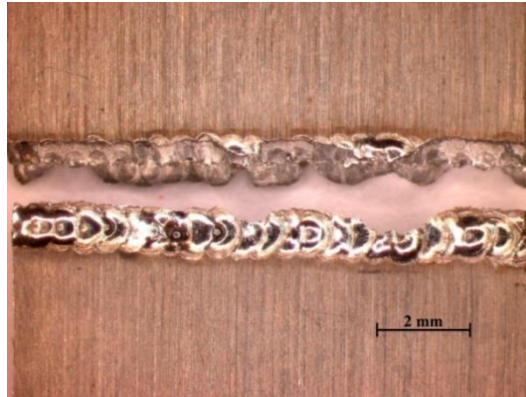
Para os CP soldados com 50% de sobreposição, o primeiro houve rompimento no cordão de solda conforme apresentado nas Figuras 39 e 40, sendo que o segundo o rompimento ocorreu no metal base. É observado na Tabela 10 que a Tensão e Força para estes corpos de provas foram estabelecidos bem próximos ao do corpo de prova sem solda, não havendo assim grandes variações, a não ser na deformação onde o CP 50/1 foi menor que o CP 50/2 conforme ilustrado na Figura 41.

Figura 39 Foto do CP 50/1 evidenciando a fratura no cordão de solda.



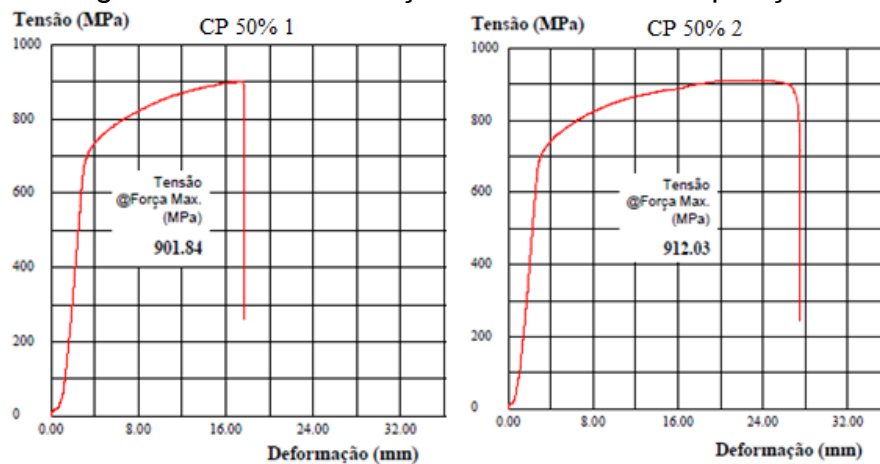
Fonte: Próprio autor

Figura 40 Ampliação do CP 50/1 evidenciando a fratura no cordão de solda.



Fonte: Próprio autor

Figura 41 Ensaio de tração CP 50% de sobreposição.



Fonte: Próprio autor

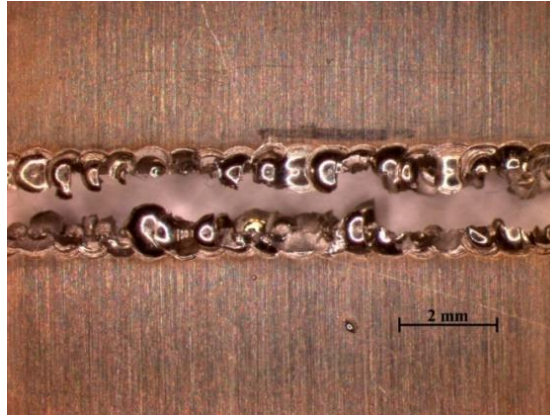
Em todos os CP com 40% de sobreposição, as fraturas ocorreram na união como apresentado na Figura 42 e 43. É possível observar que existe uma variação significativa na resistência dos corpos de provas de 40% de sobreposição conforme mostrado na Tabela 10 e Figura 44. Este comportamento pode ser associado a grande quantidade de porosidades conforme apresentado anteriormente.

Figura 42 Foto do CP 40% evidenciando a fratura no cordão de solda.



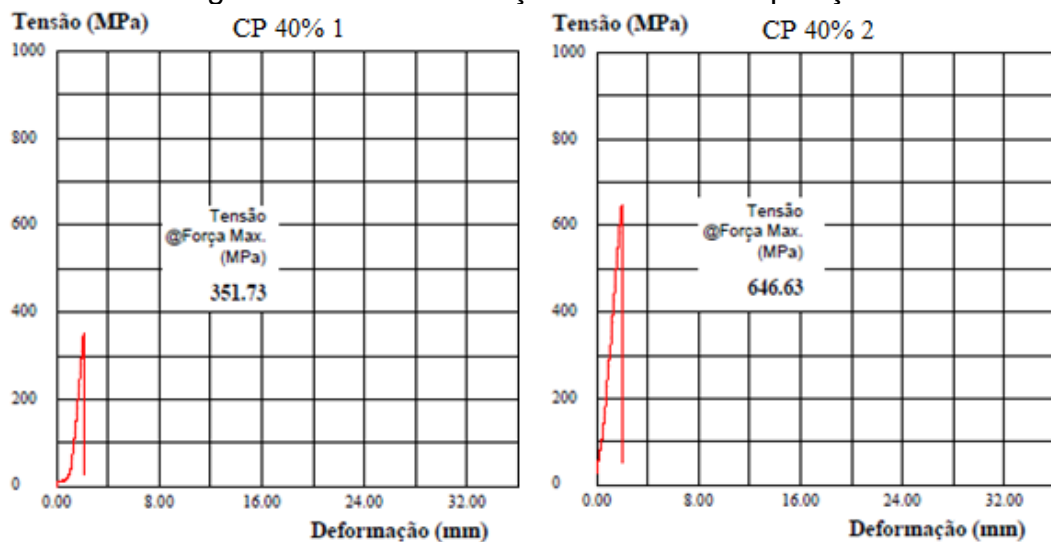
Fonte: Próprio autor

Figura 43 Ampliação do CP 40% evidenciando a fratura no cordão de solda.



Fonte: Próprio autor

Figura 44 Ensaio de tração 40% de sobreposição.



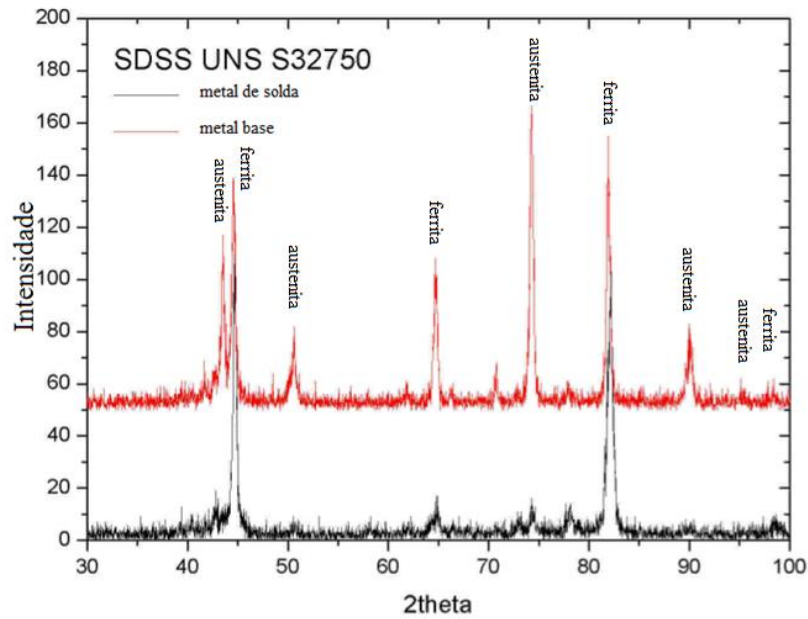
Fonte: Próprio autor

#### 4.5 Difração de Raio-X

A Figura 45 mostra o difratograma da medida de raios X do aço inoxidável superduplex UNS S 32750, na condição metal base e metal de solda 90% sobreposição. Neste difratograma estão indexadas as fases presentes. Podemos observar que no material proveniente de fábrica existem picos de ferrita e austenita e não apresentam qualquer pico correspondente a outras fases. Desse modo, qualquer alteração nas propriedades do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 observadas no decorrer do estudo foram provenientes do processo soldagem e não a outros fatores presentes no material. Comparando o metal base com o metal de solda, observa-se basicamente a presença de picos de ferrita e pequenos picos de

austenita, comprovando assim o analisado no balanço de fases onde mostra a ferritização do mesmo com pequena fração volumétrica de austenita.

Figura 45 Difratoograma da região do metal de solda 90% e metal base.

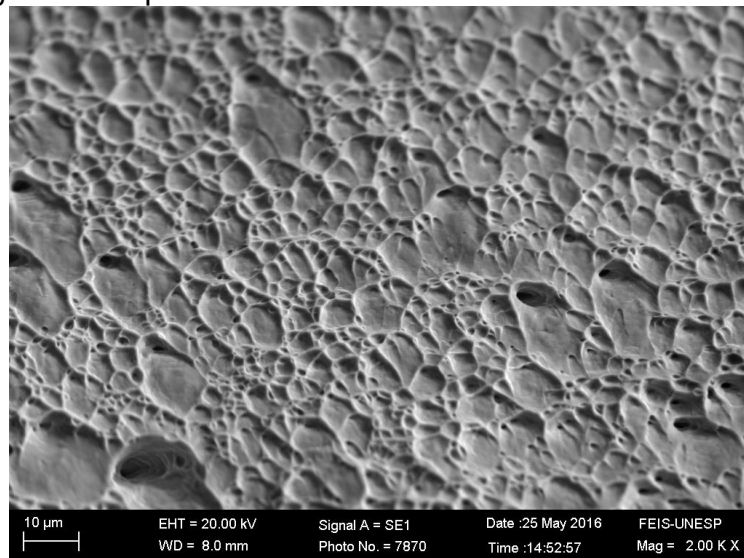


Fonte: Próprio autor

## 4.6 Fractografia

O corpo de prova como recebido apresenta um típico comportamento de fratura dúctil. A Figura 46 mostra a superfície de fratura do metal base, observa-se que temos uma fratura composta de regiões apresentando “dimples” que são metades de microcavidades.

Figura 46 Superfície de fratura conforme material recebido.

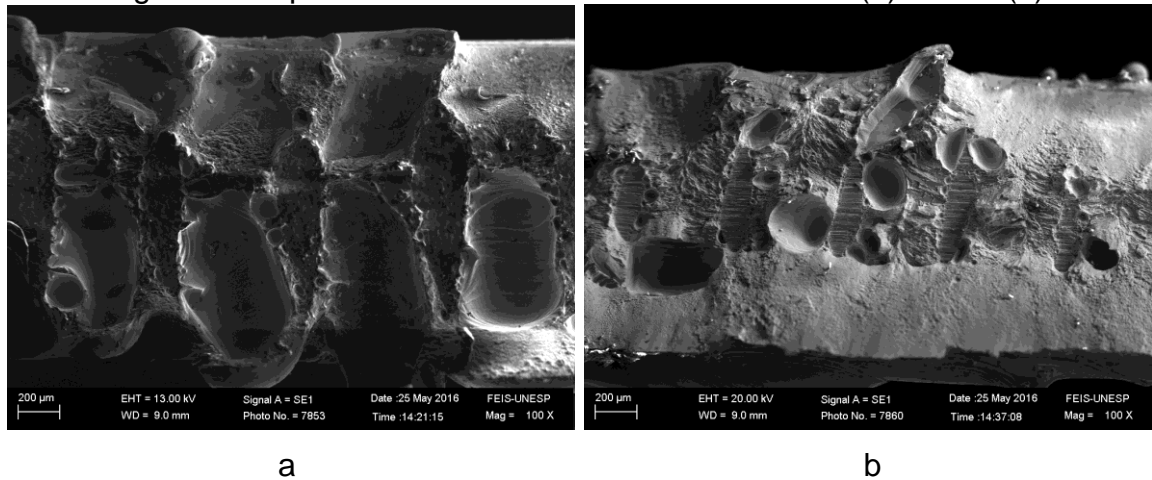


Fonte: Próprio autor



A figura 47a e 47b mostra a superfície de fratura na zona fundida do corpo de prova respectivamente de 40% e 50% de sobreposição.

Figura 47 Superfície de fratura na zona fundida 40% (a) e 50% (b).



Fonte: próprio autor

Podemos observar que na Figura 47a e 47b ocorreram uma grande quantidade de vazios que podem agir como concentrador de tensões, também, houve regiões localizadas mais ao centro que não foram soldadas devido à baixa taxa de sobreposição. Esses dois fatores podem contribuir significativamente em uma menor resistência a tração justificando o rompimento dos mesmos no cordão de solda. A região central em ambos os casos, esta relacionada à tensão normal, apresenta uma superfície relativamente plana, possuindo fratura frágil, já em suas extremidades podemos relaciona-las a ação da tensão de cisalhamento, possuindo uma fratura dúctil.

## 5 CONCLUSÕES

- A soldagem laser de aços duplex com os parâmetros estabelecidos resulta na ferritização do metal de solda.
- A resistência mecânica da junta soldada para taxas de sobreposição de 60, 70, 80 e 90% é superior à do metal base, pois os mesmos vieram a romper no metal base.
- A grande quantidade e o tamanho das porosidades para taxa de 40% de sobreposição contribuiu para a baixa resistência mecânica da junta soldada.
- As regiões centrais das juntas soldadas não atingidas devido à baixa taxa de sobreposição contribuíram para uma baixa resistência mecânica.
- A dureza do metal de solda é superior à dureza do metal base devido ao aumento da fração volumétrica de ferrita.
- O aumento da taxa de sobreposição eleva a formação de regiões refundidas no metal de solda. E contribui para evitar defeitos de porosidades no cordão de solda.
- A medida que a taxa de sobreposição aumentou, a fração volumétrica de austenita no metal de solda também aumentou.
- A fração volumétrica de austenita no metal de solda é inferior a 8%, encontrando-se principalmente na região do contorno de grão.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar a soldagem com Nitrogênio como gás de proteção, pois o N é estabilizador da austenita.
- Utilizar um metal de adição a base Ni (estabilizador da austenita) na junta soldada. Por exemplo, o Inconel ou Hastelloy.
- Realizar a soldagem em alta temperatura para reduzir a taxa de resfriamento e favorecer a formação da austenita.

## REFERÊNCIAS

- ATKINS, P. W. **Físico-química**. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 1999. v. 2, 382 p.
- AWS COMMITTEE ON HIGH-ENERGY BEAM WELDING AND CUTTING (EUA). **Recommended Practices for laser beam welding, Cutting, and drilling**. Florida: C 7.2, 1998. 108 p.
- BRACARENCE, A. Q. **Processo de soldagem PAW**. Belo Horizonte: [s. n.], 2000.
- BARNES, T.; PASHBY, I. Joining techniques for aluminum space frames used in automobiles: part I – solid and liquid phase welding. **J. Material Processing Technology**, Dortmund, v. 99, n. 1-3, p. 62-71, 2000.
- BENTER, C., PETRING D., POPRAWE, R. Investigation of the transition from heat conduction to deep penetration welding with high power diode lasers. In: CONFERENCE ON LASERS IN MANUFACTURING, Munich, 2005. **Proceedings...** Munich: [s. n.], 2005. p. 67-71.
- BERRETTA, J.R. **Solda laser em materiais dissimilares com laser de Nd: YAG pulsado**. 2005. 120 f. Tese (Doutorado em Ciências) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2005.
- BINDA, B.; CAPELLO, E.; PREVITALLI, B. A semi-empirical modelo f the temperature field in the AISI 304 laser welding. **J. Materials Processing Technology**, Dortmund, n. 155-156, p. 1235-1241, 2004.
- BRUGGEMANN, G.; MAHRLE, A.; BENZIGER, T. Comparison of experimental determined and numerical simulated temperature fields for quality assurance at laser beam welding of steels and aluminium alloyings. **NDT&E International**, Iowa, n. 33, p. 453-463, 2000.
- BYOUNG, C. K. et al. Investigation on effect of laser pulse shape during Nd:YAG laser microwelding of thin Al sheet by numerical simulation. **Metallurgical and Materials Trans. A.**, Pittsburgh, v. 33A, p. 1449-1457, 2002.
- CALLISTER JÚNIOR, W. D. Propriedades mecânicas dos metais. In: \_\_\_\_\_. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5 ed. São Paulo: LTC, 2000. p. 79-100.
- CAMPOS, W. R. da C. et al. Caracterização microestrutural de solda dissimilar - aço inoxidável Austenítico Aisi 304 com adição de Liga De Níquel Inconel 625. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 6, n. 1, p. 19–23, 2009.
- CASTELETTI, L. C.; LOMBARDI, N. A.; TOTTEN, G. E. **Plasma nitriding of stainless steels**. [S. l.]: Industrial Heating, 2008. p. 61.

CHARLES, J.; BERNHARDSSON, S. Super duplex stainless: structure and properties. In: CHARLES, J.; BERNHARDSSON, S. L. U. **Duplex stainless steels'91**. Beaune: Les Éditions de physique, 1991. v. 1, p. 3-48.

CHARLES, J. **Super duplex stainless steels: structure and properties**. In: CHARLES, J.; BERNHARDSSON, S. L. U. **Duplex stainless steels'91**. Beaune: Les Éditions de physique, 199. v. 1, p. 151-168, 1991.

CORTÉS, R.; VILLANUEVA, J.; PONCE, E.; ROJAS, M.; ROJAS, E. Estudio de la soldabilidad y corrosión de acero inoxidable AISI 904L con los agentes utilizados en la lixiviación del cobre. **Revista de la Facultad de Ingeniería**, Tarapacá, v. 12, p. 43-55, 2004.

DULEY, W. W. **CO<sub>2</sub> Lasers: effects and applications**. London: Academic Press, 1976.

ELHOUD, M.; RENTON, N. C.; DEANS, W. F. Original article: the effect of manufacturing variables on the corrosion resistance of a super duplex stainless steel. **Int J Adv Manuf Technol**, London, v. 52, p. 451–461, 2011. DOI 10.1007/s00170-010-2756-6.

GIRALDO, C. P. S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasses de aços inoxidáveis duplex**. 2001. 144 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo - USP, São Paulo, 2001.

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 em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, 2006. p. 85.

LAPSANSKA, H.; CHMELICKOVA, H.; HRABOVSKY, M. **Effect of beam energy on weld geometric characteristics in nd: YAG laser overlapping spot welding of thin aisi 304 stainless steel sheets**. [S. l.]: The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2010.

HEL, X.; FUERSCHBACH, P. W.; DEBROY, T. Heat transfer and fluid flow during laser spot welding of 304 stainless steel. **J. Phys. D: Appl. Phys.**, Switzerland, n. 36, p. 1388-1398, 2003.

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

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

KHAN, M.M.A.; ROMOLI, L.; FIASCHI, M.; SARRI, F.; DINI, G. Experimental investigation on laser beam welding of martensitic stainless steels in a constrained overlap joint configuration. **Journal of Materials Processing Technology**, Dortmund, v. 210, p. 1340-1353, 2010.

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

KATAYAMA, S.; KAWAHITOA, Y.; MIZUTANIA, M. Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting welding penetration and welding defects. **Physics Procedia**, Osaka, v. 5, p. 9-17, 2010.

KATAYAMA, SEIJI. **Handbook of laser welding technologies**. [S. l.]: Woodhead, 2013. p. 30-631.

KAVAMURA, H. A. **Aplicação de solda LASER em carrocerias automotivas: estudo comparativo entre a solda LASER e a solda ponto por resistência**. 2007. 123 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Automotiva) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

KRAUSS, G. **Steels: heat treatment and processing principles**. 1990. 497p.

LIMA, A. P.; FILHO, E. S.; MARIANO, N. A. Efeito do tratamento térmico na caracterização microestrutural e das propriedades mecânicas de uma aço inoxidável martensítico do tipo 13Cr5Ni0,02C. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 60, p. 123 – 127, 2007.

LIPPOLD, J. C; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy of stainless steel**. New Jersey: Wiley-Interscience, 2005.

MACHADO, A. R. et al. **Teoria da usinagem dos materiais**. São Paulo: Blucher, 2009. 384 p.

MACHADO, Ivan Guerra. **Soldagem e técnicas conexas: processos**. Porto Alegre: [s. n.], 1996. p. 289-353.

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

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

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

NILSSON, J.-O. Physical metallurgy of duplex stainless steels. In: **DUPLEX STAINLESS STEEL 97; WORLD CONFERENCE, 5.**, 1997, Maastricht. **Proceedings...** Maastricht: [s. n.], 1997. p. 73-82.

NOBLE, D. N.; ARCO, A. Selection of wrought duplex stainless steel. In: \_\_\_\_\_. **ASM Handbook: welding, brazing and soldering**. 10. ed. Ohio: ASM Metals Park, 1993. 6 v. p. 471-481.

PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M. **Handbook of stainless Steels**. 1997. 1100 p.

PEREIRA, S. A. L. **Estudo da influência da deformação plástica na cinética de nitretação em aços inoxidáveis AISI 304 e 316**. 2012. 66 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN), São Paulo, 2012.

PINTO, P. S. G., **Avaliação da resistência ao impacto de juntas de aço inoxidável superduplex soldadas por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas**. 2009. 99 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS, Porto Alegre, 2009.

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

ROSSI, W. DE; NEVES, M. D. M; ROCHA, G. A. Soldagem de aço inoxidável super duplex UNS S32750 com laser pulsado de Nd: YAG. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 7., Penedo. **Proceedings...** Penedo: [s. n.], 2013. p. 0–8.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steels**. 2.. ed. New York: John Wiley & Sons, 1996. 437 p.

SIBILLANO, T.; ANCONA, A., et. al. A study of the shielding gás influence on the laser beam welding of aa5083 aluminium alloys. **Process spectroscopic investigation, Optics and Lasers in Engineering**, Bari, v. 44, p. 1039-1051, 2006.

SOLOMON, H. D.; DEVINE JÚNIOR., T. M. Selection of wrought duplex stainless steels. In: \_\_\_\_\_. **Welding Brazing and Soldering**. 10. ed. [S. I.]: ASM Handbook, 1993. 6 v.

SOUZA, Sérgio A. de. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Ed. Edgard Blücher, 1982.

SUN, Z.; KARPPI, R. The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals: an overview. **J. Materials Processing Technology**, Dortmund, n. 59, p. 257-267, 1996.

STEEN, W. M. **Laser material processing**. 2. ed. Ed. Berlin: Springer-Verlag, 1998.

STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser material processing**. 4. ed. London: Berlin: Springer-Verlag, 2010.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO. F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Editora Blucher, 1992. 494 p.

WETTER, N. U.; DE ROSSI, W. **ICS Lectures**: on industrial applications of laser. Viena: UNIDO, 2000. v. 1. 60 p.

WETTER, N. U., ROSSI, W. **ICS Lectures on Industrial Applications of Lasers**. Viena: Unido Publication, 2000. 93 p.

VENTRELLA, V. A.; BERRETTA, J. R.; ROSSI, W. **Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils**. Journal of Materials Processing Technology. 2010.

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