

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

**CARLA GABRIELA DA SILVA LEITE**

**SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG DOS  
AÇOS AUSTENÍTICO AISI 316L E SUPERDUPLEX UNS S32750**

# **CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**CARLA GABRIELA DA SILVA LEITE**

**SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG DOS  
AÇOS AUSTENÍTICO AISI 316L E SUPERDUPLEX UNS S32750**

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

Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella  
**Orientador**

**FICHA CATALOGRÁFICA**  
**Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação**

L533s      Leite, Carla Gabriela da Siva.  
Soldagem dissimilar autógena com laser pulsado Nd:YAG dos aços  
austenítico AISI 316L e superduplex UNS S32750 / Carla Gabriela da Siva Leite. -  
- Ilha Solteira: [s.n.], 2021  
79 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de  
Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processo de  
Fabricação, 2021

Orientador: Vicente Afonso Ventrella  
Inclui bibliografia

1. Soldagem laser. 2. Junta dissimilar. 3. Aço duplex. 4. UNS S32750. 5. AISI  
316L.



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Câmpus de Ilha Solteira

**CERTIFICADO DE APROVAÇÃO**

**TÍTULO DA DISSERTAÇÃO:** SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG  
DOS AÇOS AUSTENÍTICO AISI 316L E SUPERDUPLEX UNS S32750

**AUTORA:** CARLA GABRIELA DA SILVA LEITE

**ORIENTADOR:** VICENTE AFONSO VENTRELLA

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

  
Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA (Participação Virtual)  
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

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

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

Ilha Solteira, 08 de março de 2021

## DEDICATÓRIA

A minha amada e querida esposa **Fabiane de Lima Gusmão Solano**, por me apoiar e acreditar em meus sonhos aos longo desses anos, que esteve sempre me esperando com seu abraço caloroso e amoroso, disponível sempre que precisei, e em meus momentos mais difíceis, se fez presente, me acalmando, auxiliando e ajudando sabiamente com suas doces palavras, mas sobretudo, com sua energia, aumentando minha vibração. Gratidão a você, por tudo que me ensinou e fez por mim.

## **AGRADECIMENTOS**

À Deus, primeiramente, pela dádiva desta vida e por tantas bênçãos que destina a mim, diariamente.

Agradeço à minha família amada, em especial aos meus pais Marlene e Antônio, aos meus irmãos Everton e Izabelly, pelo amor incondicional que me dedicam, por sempre estarem ao meu lado e por toda paciência e compreensão.

Agradeço ao meu orientador, Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella, por todo o ensinamento, dedicação, ajuda, e paciência durante estes anos de mestrado.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica - Grupo de Materiais e Processo de Fabricação, por permitir que essa pesquisa fosse realizada.

A todos os professores do Departamento de Engenharia Mecânica que puderam me ajudar em algum momento dessa jornada, em especial ao Profº Dr. Juno Gallego e Profº Dr. Ruís Camargo Tokimatsu, por todo ensinamento, carinho e inspiração.

A todos os meus amigos, mas em especial a: Bruna, Eli, Rairton e Vitor por todo o apoio, paciência e carinho, e a todos os meus colegas de laboratório, que estiveram comigo durante todo o tempo de pesquisa e além, me ajudando e com os quais pude contar e me distrair, em especial: Karla, Ricardo e William.

Por fim, um agradecimento à agência de fomento CNPq pela bolsa de estudos.

## RESUMO

As constantes mudanças no cenário global, tanto do ponto de vista econômico quanto tecnológico, forçam uma busca constante pelo aperfeiçoamento de novos materiais e processos. Dentro desse escopo, destacam-se os aços inoxidáveis com estrutura duplex. Por possuírem uma microestrutura binária, composta por ferrita e austenita, em proporções iguais, esses aços apresentam excelente resistência à corrosão e resistência mecânica. A soldagem laser dos aços duplex faz com que ocorra um desbalanceamento entre as fases ferrita e austenita no metal de solda, ocasionando uma microestrutura predominantemente ferrítica, e assim, perdendo suas características de boa resistência à corrosão e resistência mecânica. O presente trabalho teve como objetivo analisar uma junta dissimilar soldada com laser Nd:YAG pulsado, na condição autógena, entre os aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e austenítico AISI 316L, condição presente em muitas situações da indústria química e petroquímica. As soldagens foram realizadas em juntas topo e sem abertura de raiz. A energia do pulso foi fixada em 10J, com potência de pico de 2kw e largura temporal de 5ms. A frequência variou de 1,8 Hz a 9 Hz. Dessa forma, as juntas soldadas foram obtidas com taxas de sobreposição de 50%, 60%, 70%, 80% e 90%. Utilizou-se argônio puro como gás de proteção, com vazão de 15l/min. A velocidade de soldagem foi fixada em 1,0 mm/s. Foram realizadas análises macrográficas e micrográficas da junta soldada através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Foram realizados ensaios mecânicos de tração e ensaios de corrosão. Os resultados mostraram que a soldagem dissimilar entre o aço inoxidável superduplex UNS S32750 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L gera uma microestrutura duplex na zona fundida, com balanço de fase próximo ao do metal base duplex. A zona termicamente afetada apresentou dimensões muito reduzidas, característica da soldagem laser. As juntas obtidas com taxa de sobreposição de 50%, 60% e 70% romperam no metal de solda enquanto que as juntas com 80% e 90% romperam no metal base. Os ensaios de corrosão mostraram que as juntas soldadas apresentam uma resistência à corrosão superior ao aço AISI 316L porém inferior ao aço duplex UNS S32750.

**Palavras-chave:** Soldagem laser. Junta dissimilar, Aço duplex, UNS S32750, AISI 316L.

## ABSTRACT

The constant changes in the global scenario, both from an economic and technological point of view, force a constant search for the improvement of new materials and processes. Within this scope, stainless steel with a duplex structure stands out. Because they have a binary microstructure, composed of ferrite and austenite, in equal proportions, these steels have excellent resistance to corrosion and mechanical resistance. The laser welding of duplex steels causes an imbalance between the ferrite and austenite phases in the weld metal, causing a predominantly ferritic microstructure, and thus losing its characteristics of good corrosion resistance. This work aimed to analyze a dissimilar joint welded with pulsed Nd: YAG laser, in autogenous condition, between UNS S32750 and AISI 316L austenitic stainless steel, a condition present in many situations in the chemical and petrochemical industry. Welding was carried out on top joints and without root opening. The pulse energy was fixed at 10J, with a peak power of 2kw and a temporal width of 5ms. The frequency varied from 1.8 Hz to 9 Hz. Thus, the welded joints were obtained with overlapping rates of 50%, 60%, 70%, 80% and 90%. Pure argon was used as the shielding gas, with a flow rate of 15l / min. The welding speed was fixed at 1.0 mm / s. Macrographic and micrographic analyzes of the welded joint were performed using optical microscopy and scanning electron microscopy. Mechanical tensile tests and corrosion tests were carried out. The results showed that dissimilar welding between UNS S32750 superduplex stainless steel and AISI 316L austenitic stainless steel generates a duplex microstructure in the molten zone, with phase balance close to that of the duplex base metal. The thermally affected area had very small dimensions, characteristic of laser welding. The joints obtained with an overlapping rate of 50%, 60% and 70% broke in the weld metal while the joints with 80% and 90% broke in the base metal. The corrosion tests showed that the welded joints present a corrosion resistance superior to AISI 316L steel but inferior to the UNS S32750 duplex steel.

**Keywords:** Laser welding., Dissimilar joint. Duplex steel. UNS S32750. AISI 316L.



## LISTA DE FIGURAS

|                                                                                                                                                                         |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 1 – Microestrutura do Aço Inoxidável Matensítico AISI 410. Ataque utilizado Kalling. ....                                                                        | 16 |
| Figura 2 - Microestrutura do Aço Inoxidável Ferrítico 409 <sup>a</sup> laminado a frio com 85% de redução e recozida a 850°, com grãos equiaxiais. O taque Vilella..... | 18 |
| Figura 3 – Microestrutura do Aço Inoxidável Austenítico AISI 304.....                                                                                                   | 19 |
| Figura 4 – Microestrutura Aço Inoxidável Austenítico W.Nr. 1.4439. ....                                                                                                 | 20 |
| Figura 5 – Microestrutura do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 laminado.....                                                                                             | 21 |
| Figura 6- Microestrutura do Aço Inoxidável Superduplex Forjado.....                                                                                                     | 22 |
| Figura 7: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr. ....                                                                                                                            | 24 |
| Figura 8: Seção vertical do diagrama de equilíbrio Pseudo-Binario. ....                                                                                                 | 25 |
| Figura 9: Relação entre as temperaturas e a precipitação de fases no diagrama de equilíbrio 70%Fe-30%Cr+Ni. ....                                                        | 26 |
| Figura 10 – Diagrama de Schaeffler-Delong. ....                                                                                                                         | 28 |
| Figura 11 – Efeitos dos elementos de liga na precipitação das fases em aços Duplex. ....                                                                                | 29 |
| Figura 12- Esquema de funcionamento de uma cavidade geradora de laser. ....                                                                                             | 33 |
| Figura 13- Formação do cordão de solda ....                                                                                                                             | 35 |
| Figura 14- Equipamento para Soldagem a Laser.....                                                                                                                       | 38 |
| Figura 15 – Esquema da soldagem laser na junta dissimilar. ....                                                                                                         | 40 |
| Figura 17 – Materiais Após Soldagem ....                                                                                                                                | 42 |
| Figura 18 - Corpos de Prova ....                                                                                                                                        | 43 |
| Figura 19 – Obtenção das amostras das chapas soldadas para ensaio de tração. ..                                                                                         | 43 |
| Figura 20- Máquina Universal de Ensaios EMIC, modelo DL 30000.....                                                                                                      | 44 |
| Figura 21- Operações de corte das amostras. 1: corte transversal; 2: remoção do excesso de metal base; 3: amostra pronta para embutimento em resina. ....               | 45 |
| Figura 22- Amostras Embutidas. ....                                                                                                                                     | 45 |
| Figura 23 – Microscópio Zeiss, modelo Discovery V8.....                                                                                                                 | 46 |
| Figura 24 - Microscópio Eletrônico de Varredura, Zeiss, modelo EVO LS15 ....                                                                                            | 47 |
| Figura 25 – Equipamento de Corrosão VoltaLab®, modelo PGZ 402.....                                                                                                      | 47 |
| Figura 26 – Interior da Gaiola de Faraday.....                                                                                                                          | 48 |
| Figura 27 – Macroscopia óptica da sobreposição do cordão de solda 50%, 60%.....                                                                                         | 49 |
| Figura 28 – Macroscopia óptica da sobreposição do cordão de solda 70%, 80%.....                                                                                         | 49 |
| Figura 29 – Macrografia óptica da sobreposição do cordão de solda de 90%. ....                                                                                          | 50 |
| Figura 30 – Macrografia do cordão de solda com 90% de sobreposição. ....                                                                                                | 50 |
| Figura 31 – Macrografia do metal base UNS S32750 e Zona Fundida; Zona Fundida e metal base AISI 316L ....                                                               | 51 |
| Figura 32 – Metal base AISI 316 L e metal de solda. Taxa de sobreposição 90%.....                                                                                       | 52 |
| Figura 33 – Metal base UNS S32750 e metal de solda. Taxa de sobreposição 90%. ....                                                                                      | 52 |
| Figura 34 - Microestrutura do cordão de solda entre os aços AISI 316L e UNS S32750. Taxa de sobreposição 90%.....                                                       | 53 |

|                                                                           |    |
|---------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 35 – EDS Amostra CP1 50% 1,8HZ.....                                | 53 |
| Figura 36 – EDS Amostra CP2 60% 2,2 HZ.....                               | 54 |
| Figura 37 – EDS Amostra CP3 70% 3,0 HZ.....                               | 54 |
| Figura 38 – EDS Amostra CP4 80% 4,5 HZ.....                               | 54 |
| Figura 39 – EDS Amostra CP5 90% 9,0 Hz .....                              | 55 |
| Figura 40 – Potencial de Circuito Aberto (PCA) .....                      | 56 |
| Figura 41 – Potencial de Pite .....                                       | 57 |
| Figura 42 – Polarização Potenciodinâmica .....                            | 58 |
| Figura 43 – Micrografias binarizadas para balanço microestrutura. ....    | 60 |
| Figura 44 – Fractografia do cordão de Solda com porosidade.....           | 62 |
| Figura 45 – Fractografia do cordão de solda com deformação plástica ..... | 63 |

## LISTA DE TABELAS

|                                                                                                        |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabela 1 – Composição dos materiais em peso por cento.....                                             | 37 |
| Tabela 2 – Propriedades mecânicas Aços Inoxidáveis Superduplex UNS S32750 e Austenítico AISI 316L..... | 37 |
| Tabela 3 - Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, <i>United Winners</i> .....  | 39 |
| Tabela 4 - Parâmetros de soldagem laser Nd:YAG pulsada.....                                            | 40 |
| Tabela 5- Parâmetros de soldagem Nd:YAG pulsado.....                                                   | 42 |
| Tabela 6 – Composição química para cada cordão de solda obtida através EDS percentagem em peso.....    | 55 |
| Tabela 7 – Parâmetros Eletroquímicos das curvas de Polarização .....                                   | 58 |
| Tabela 8 – Resultados dos Ensaios de Tração .....                                                      | 59 |
| Tabela 9 – Balanço microestrutural no metal de solda.....                                              | 61 |

## SUMÁRIO

|                                                                         |           |
|-------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>1 INTRODUÇÃO .....</b>                                               | <b>12</b> |
| 1.1 OBJETIVO GERAL .....                                                | 14        |
| 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....                                         | 14        |
| <b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>                                     | <b>15</b> |
| 2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS .....                                              | 15        |
| <b>2.1.1 Famílias dos Aços Inoxidáveis .....</b>                        | <b>15</b> |
| 2.1.1.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos .....                            | 15        |
| 2.1.1.2 Aços inoxidáveis Ferríticos.....                                | 17        |
| 2.1.1.3 Aços inoxidáveis Austeníticos .....                             | 18        |
| 2.1.1.4 Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex .....                     | 20        |
| <b>2.1.2 Efeitos dos principais elementos de liga .....</b>             | <b>22</b> |
| <b>2.1.3 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis .....</b>                      | <b>23</b> |
| 2.1.3.1 Diagramas de equilíbrio Fe-Cr .....                             | 23        |
| 2.1.3.2 Diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni.....                            | 24        |
| 2.1.3.3 Diagrama pseudo-binário 70%Fe-30%Cr-Ni .....                    | 25        |
| <b>2.1.4 Soldabilidade dos Aços Duplex e Superduplex .....</b>          | <b>27</b> |
| 2.1.4.1 Precipitação de fases nos Aços Inoxidáveis Duplex Soldados..... | 29        |
| 2.1.4.1.1 Fase Sigma .....                                              | 30        |
| 2.1.4.1.2 Fase Chi .....                                                | 30        |
| 2.1.4.1.3 Fase de Laves.....                                            | 31        |
| 2.2 LASER.....                                                          | 31        |
| 2.2.1 Breve histórico do Laser.....                                     | 31        |
| 2.2.2 Funcionamento do Laser .....                                      | 32        |
| 2.2.2.1 Material Ativo.....                                             | 33        |
| 2.2.2.2 Fonte de Bombeamento .....                                      | 33        |
| 2.2.2.3 Cavidade ressonante de Pérot-Fabry.....                         | 34        |
| 2.2.2.4 Geração do Laser.....                                           | 34        |
| 2.2.2.5 Cordão de Solda Laser.....                                      | 34        |
| <b>2.2.3 Técnicas de Soldagem a Laser .....</b>                         | <b>35</b> |
| <b>3 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>                                      | <b>37</b> |
| 3.1 METAL BASE.....                                                     | 37        |

|                                                                                       |           |
|---------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| 3.2 SOLDAGEM LASER .....                                                              | 38        |
| 3.4 PARÂMETROS DE SOLDAGEM .....                                                      | 41        |
| 3.5 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO .....                                     | 43        |
| 3.6 ENSAIO DE TRAÇÃO .....                                                            | 44        |
| 3.7 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA MACROGRAFIA, MICROGRAFIA E<br>ENSAIO DE DUREZA. .... | 45        |
| 3.9 CORROSÃO .....                                                                    | 47        |
| <b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>                                                 | <b>49</b> |
| 4.1 ANÁLISE MACROGRÁFICA .....                                                        | 49        |
| 4.2 MICROSCOPIA .....                                                                 | 51        |
| 4.3 ANÁLISE QUÍMICA .....                                                             | 53        |
| 4.4 CORROSÃO .....                                                                    | 56        |
| 4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO .....                                                            | 59        |
| 4.6 BALANÇO MICROESTRUTURAL .....                                                     | 60        |
| 4.7 FRACTOGRAFIA .....                                                                | 61        |
| <b>5 CONCLUSÕES .....</b>                                                             | <b>64</b> |
| 5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....                                            | 65        |
| <b>REFERÊNCIAS.....</b>                                                               | <b>66</b> |
| <b>ANEXO I .....</b>                                                                  | <b>68</b> |

## 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a combinação de metais diferentes incorporou cada vez mais em muitos domínios industriais, como geração de energia, petroquímica, nuclear e setores de construção naval, principalmente devido à flexibilidade de custo. A sustentabilidade superior em ambientes altamente agressivos faz os aços inoxidáveis duplex receberem grande atenção entre os engenheiros de projeto, cientistas de materiais e fabricantes, devido à suas características de boa soldabilidade, resistência mecânica e tenacidade, o que reflete a inevitabilidade da junta dissimilar em muitos ambientes agressivos (VERMA, 2016).

A crescente necessidade do ser humano em busca de soluções em diversos setores da metalurgia gera um reflexo na busca de controle a corrosão; isto também é atribuído ao avanço das atividades de exploração e produção de petróleo offshore e o aumento em atividades em meios agressivos. O desenvolvimento dos aços inoxidáveis significou um grande avanço na fabricação de materiais, tais ligas surgiram para atender solicitações resistentes à corrosão (MODENESI, 2001).

A descoberta dos aços inoxidáveis se deu no início do século passado a partir de trabalhos independentes realizados na Inglaterra, nos Estados Unidos e na Alemanha, por volta de 1912. Os primeiros inoxidáveis a serem descobertos, foram os austeníticos e os martensíticos, seguidos em 1920 pelos ferríticos (KEOWN, 1982) (POHL, 1982).

Os inoxidáveis com estrutura austenítica-ferrítica em quantidades balanceadas, chamados duplex, são citados a partir de 1927 e patenteados na Suécia, Estados Unidos e França ao longo da década de 30. Porém, devido a problemas de fragilização e dificuldades inesperadas na produção, não resolvidos naquela época, estes aços foram pouco utilizados até início dos anos 70, quando a elevação do valor do níquel forçou a retomada desta classe de aços inoxidáveis, que tem em sua constituição um teor de níquel sensivelmente inferior ao dos inoxidáveis austeníticos. O surgimento das técnicas de refino secundário (VOD/AOD), permitiu a obtenção de aços inoxidáveis com teor de carbono extra baixo e tornaram a produção de tais aços economicamente viável. A partir de então, estes aços têm sido melhorados através da otimização de composição química e das técnicas de

produção, para obtenção de melhores propriedades mecânicas e de corrosão (POHL, 1982).

Além da busca por materiais tecnológicos, também existe a demanda de busca por processos produtivos cada vez mais eficientes e competitivos. Entre os mais variados processos de soldagem, se destacam o processo de soldagem a laser. O pioneiro no estudo dos fenômenos físicos envolvidos pela emissão espontânea e estimulada pela luz foi Albert Einstein em 1917. O primeiro laser foi criado por Theodore H. Maiman, na década de 60. O nome laser provém do inglês *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, que significa amplificação da luz por emissão estimulada de radiação (RENK, 2012).

A soldagem dissimilar entre metais tem atraído muita atenção, principalmente relacionados a redução de custos e aumento de benefícios. Soldagem dissimilares entre os aços inoxidáveis austenítico AISI 316L e superduplex UNS S32750 são feitas para suportar ambientes altamente agressivos (VERMA, 2016). Porém, as informações sobre soldagem dissimilar entre esses materiais são limitadas. Para que a aplicação destes aços seja aumentada é necessário um melhor entendimento do processo e das dificuldades associadas a materiais dissimilares (VERMA, 2017).

Ghusoon (2017) investigou juntas dissimilares dos aços AISI 304 e UNS S32750 (SAF 2205) utilizando soldagem a laser de fibra. A soldagem foi autógena (sem material de adição), variando-se apenas a velocidade. Experimentos detalhados foram realizados em diversos ambientes de processo, baseado nos estudos microestruturais.

Com as grandes mudanças globais, onde afetam diversos setores inclusive o industrial, Franzini (2016) estudou a aplicação de soldagem a laser em aço superduplex UNS S32750, devido a sua grande utilização em ambientes de elevadas temperaturas ou em um ambiente corrosivo. E foi concluído que a dureza do metal de solda é superior à dureza do metal base devido ao aumento da fração volumétrica de ferrita. O processo de solda a laser foi escolhido, pois mesmo o equipamento de solda a laser possuindo um custo elevado em comparação aos processos convencionais, a laser 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.

Andrade (2018) desenvolveu um estudo de soldagem a laser Nd:YAG Pulsado no aço Superaustenítico AISI 914L. O material foi escolhido devido a sua

utilização em tanques de armazenamento de ácido sulfúrico e fosfórico além da ampla aplicação na indústria petroquímica. Apesar da maioria das amostras romperem na Zona Fundida (ZF), a resistência mecânica ficou muito próxima do valor encontrado para o Metal Base (MB). A investigação realizada indicou uma soldagem praticamente homogênea, em que a zona fundida apresentou em sua microestrutura apenas fase austenítica assim como o metal base.

### 1.1 OBJETIVO GERAL

O estudo desenvolvido teve como objetivo estudar a soldagem dissimilar e autógena, realizada com Laser Nd:YAG, dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e superduplex UNS S32750.

### 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliar a influência dos parâmetros de soldagem empregados nas características mecânicas e físico-químicas do metal de solda;
- Determinar o melhor parâmetro de soldagem, dentre os estudos, baseado nas melhores propriedades (balanço de fases e resistência mecânica) obtidas para os metais de solda.



## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS**

Os aços inoxidáveis são ligas resistentes à corrosão. Esta resistência é atribuída a adição de Cr em sua composição. Aços com teores no mínimo de 10% a 12%, têm grande resistência à oxidação e são comumente designados como aços inoxidáveis, que são de grande interesse para a engenharia, em função de sua resistência à corrosão, propriedades mecânicas a temperaturas elevadas e tenacidade (dos aços austeníticos) (OUTOKUMPU, 2013).

A resistência a corrosão de ligas à base de Fe + Cr está associada ao fenômeno de passivação, isto é, à formação de uma camada de óxido misto (de ferro, cromo e de outros elementos de liga) e a dissolução desta camada no meio corrosivo. A formação ou não desta camada, sua impermeabilidade e a sua taxa de dissolução no meio corrosivo controlarão a resistência à corrosão (medida em perda de peso/área/unidade de tempo) do material, no meio corrosivo em questão. Além da consideração da corrosão uniforme (chamada “generalizada”), a prevenção dos fenômenos de corrosão localizada é, também, muito importante para o desempenho satisfatório dos aços inoxidáveis (OUTOKUMPU, 2013).

#### **2.1.1 Famílias dos Aços Inoxidáveis**

A microestrutura apresentada em temperatura ambiente desempenha um papel decisivo nas propriedades mecânicas, químicas e físicas de um material. Por tais motivos os aços inoxidáveis foram divididos em famílias e grupos. De acordo com esse critério os aços inoxidáveis podem ser divididos em quatro classes: martensíticos, ferríticos, austeníticos e duplex.

##### **2.1.1.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos**

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas de ferro e cromo (11-18%), com teor de carbono em quantidade maior se comparado com as outras famílias de aços inoxidáveis, em geral acima de cerca de 0,1 a 0,5% (NERI, 2001). Este teor superior

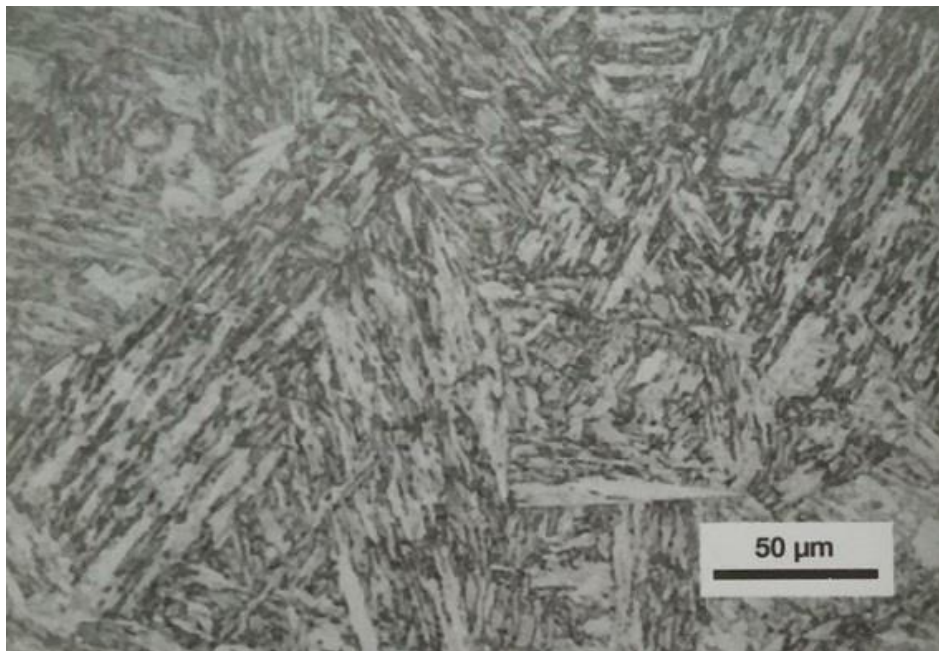
aumenta a resistência mecânica e a capacidade de endurecimento do material. Tem uma estrutura TCC – Tetragonal de corpo centrado (OUTOKUMPU, 2013).

Estas ligas podem ser austenizadas quando aquecidas a uma temperatura adequada (suficientemente alta). A velocidade de resfriamento é responsável por transformar a austenita em outros produtos (ASM Handbook, 1990).

Podem ser utilizados, na condição temperada ou na condição recozida, quando são necessárias elevada resistência mecânica, dureza e resistência à abrasão ou erosão em ambiente seco ou úmido. São empregados na construção de turbinas, compressores, componentes de instrumentos de medida, componentes da indústria petroquímica (MODENESI, 2001). A soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos é limitada pela sua elevadíssima temperabilidade (STREICHER, 1977).

A Figura 1 apresenta um aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado e revenido (revenido duplo a 730°C e 690°C) (COLPAERT, 2008).

Figura 1 – Microestrutura do Aço Inoxidável Matensítico AISI 410. Ataque utilizado Kalling.



Fonte: Colpaert (2008)

### 2.1.1.2 Aços inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas com cromo (10,5 a 30%) e porcentagem inferiores a 0,1% de carbono. Possuem uma microestrutura ferrítica, até sua fusão, predominando em qualquer temperatura e com qualquer velocidade de resfriamento. A microestrutura CCC (Cúbica de Corpo Centrado) faz com que esse material seja magnético (ASM Handbook, 1990). Consequentemente não são endurecidos por têmpera, sendo necessário um tratamento térmico de recozimento para alívio das tensões resultantes do tratamento a frio e para obter máxima ductibilidade (CHIAVERINI, 2005).

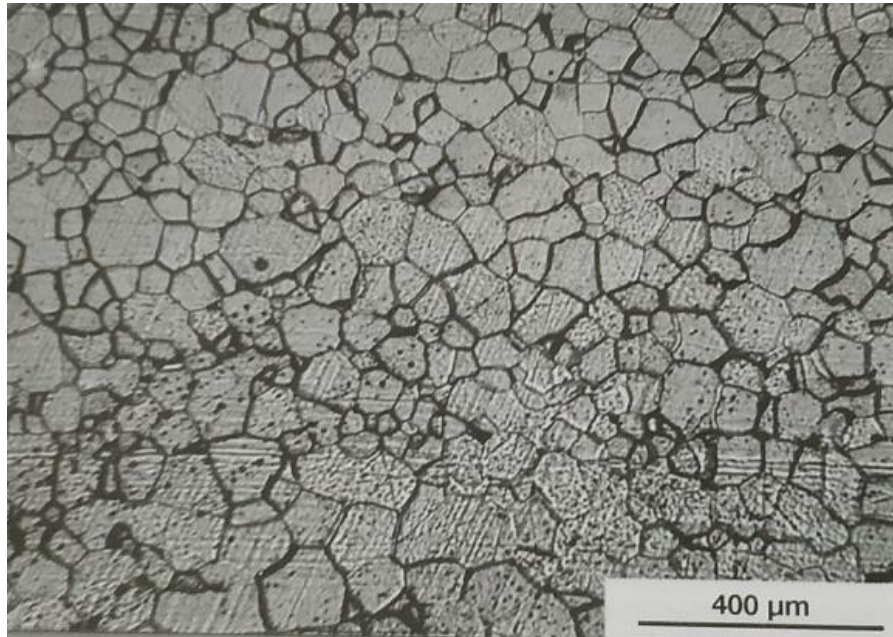
Existe alguns ferríticos resistentes à altas temperaturas (800 – 1150 °C), indicados para atmosfera ricas em enxofre, já que este elemento reage com o níquel dos aços austeníticos. São indicados para aplicação de baixo nível de tensionamento (OUTOKUMPU, 2013).

Comparados aos aços inoxidáveis austeníticos são considerados mais econômicos por não conter alto teor de níquel em sua composição. Com isso tem como característica maior resistência à fissuração (YAN, 2009).

A soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos 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 a corrosão (COSTA E SILVA, 2006).

A Figura 2 mostra a microestrutura ferrítica 409A laminado a frio com 85%de redução e recozido a 850°, com grãos equiaxiais.

Figura 2 - Microestrutura do Aço Inoxidável Ferrítico 409<sup>a</sup> laminado a frio com 85% de redução e recozida a 850°, com grãos equiaxiais. O taque Vilella



Fonte: Colpaert (2008)

#### 2.1.1.3 Aços inoxidáveis Austeníticos

São ligas principalmente do tipo Fe-Cr-Ni, com uma microestrutura predominada austenítica. O Cr é responsável por garantir a resistência à corrosão, enquanto o Ni proporciona a extensão da região austenítica na temperatura ambiente (DOLINSEK, 2003).

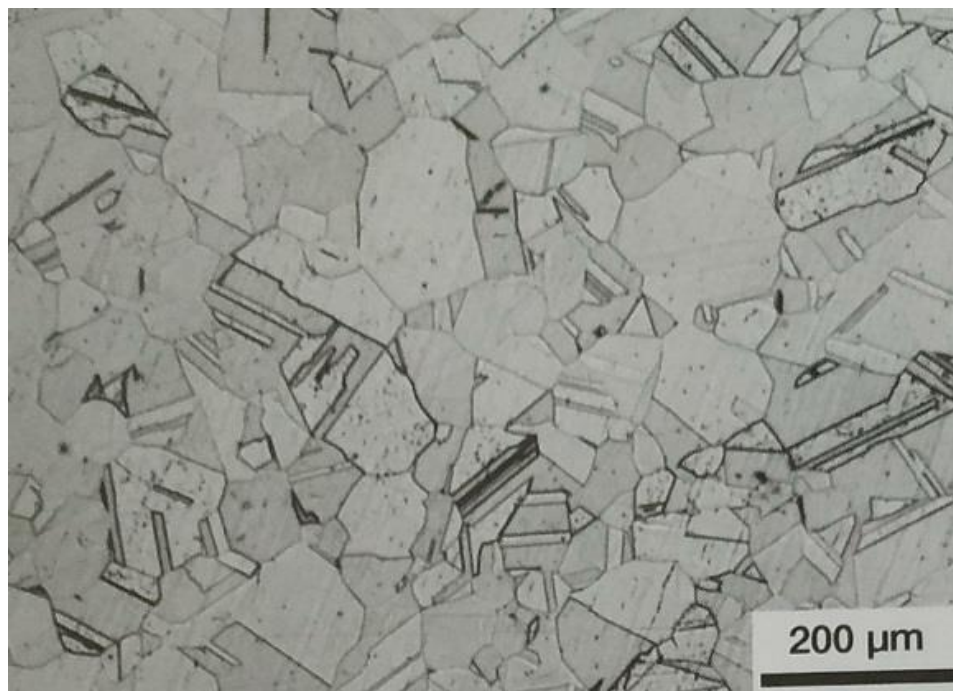
Contêm entre cerca de 16 a 30% de Cr, entre 6 a 26% de Ni e menos de 0,3% de carbono. Sua aplicação é muito comum na indústria química, alimentícia, de refino de petróleo e em muitas outras. Nas indústrias petroquímicas são normalmente empregadas para combater os ataques corrosivos causados pela combustão de gases, vapor e processo químico (MODENESI, 2001).

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais comuns entre os aços inoxidáveis e são caracterizados por resistência à corrosão muito boa, elevada tenacidade e boa conformabilidade e soldabilidade. Por ser constituído por austenita possuem boa resistência a impacto à baixas temperaturas e são frequentemente usados em aplicações criogênicas. Não são magnéticos, entretanto algumas famílias podem se temperadas durante a laminação e tornar se magnéticas com o aparecimento de martensita (OUTOKUMPU, 2013).

Todos os aços austeníticos são relativamente simples de soldar, com exceção dos aços com adição de enxofre para usinagem fácil. Os aços austeníticos apresentam coeficiente de expansão térmica maior (cerca de 45%), maior resistência elétrica e menor condutividade térmica que os aços carbono. Nos aços com teor de carbono superior a 0,06%, carbonetos podem ser precipitados nos contornos de grão da ZTA, durante o ciclo térmico de soldagem, prejudicando a resistência à corrosão (MODENESI, 2011).

A Figura 3 mostra a microestrutura do aço inoxidável AISI 304 forjado e solubilizado, o ataque utilizado foi o ácido oxálico (COLPAERT, 2008).

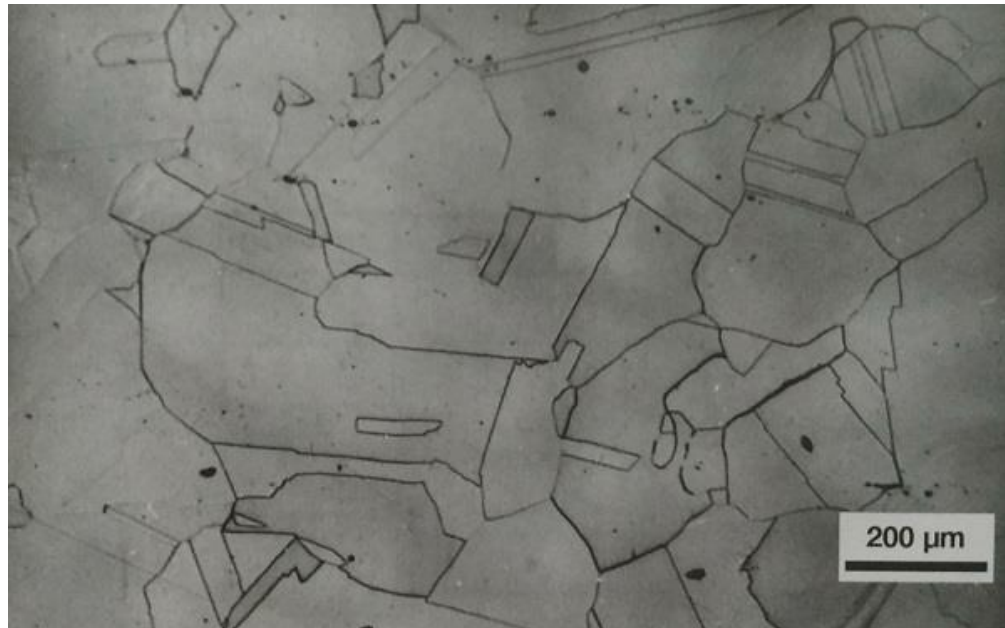
Figura 3 – Microestrutura do Aço Inoxidável Austenítico AISI 304.



Fonte: Colpaert (2008)

A Figura 4 também apresenta uma microestrutura do aço inoxidável austenítico W.Nr. 1.4439 forjado e solubilizado, ataque oxálico (COLPAERT, 2008).

Figura 4 – Microestrutura Aço Inoxidável Austenítico W.Nr. 1.4439.



Fonte: Colpaert (2008)

#### 2.1.1.4 Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex

Os aços inoxidáveis duplex ferrítico-austenítico têm microestruturas que consistem em frações aproximadamente iguais destas duas fases. Estes aços são caracterizados por uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos: têm elevada resistência mecânica, boa tenacidade, resistência a corrosão muito boa em diversos meios e excelente resistência a corrosão sob tensão e fadiga (COSTA E SILVA, 2006).

São muito empregados em indústrias de processamento químico, de papel, de geração de energia. São utilizados como componentes de equipamentos expostos à água do mar, trocadores de calor, bombas e tubos (ASM Handbook, 1990).

A sustentabilidade em ambientes altamente agressivos faz dos aços inoxidáveis uma melhor substituição dos aços inoxidáveis austeníticos. Isto é possível devido à sua natureza aproximada de 50% austenita CFC (cúbica de fase centrada) e 50% ferrita CCC (cúbica de corpo centrado), e elementos de alta liga como Cr, Mo e N que oferecem maior resistência a pites denominado PREN (*Pitting Resistance Equivalent*), uma formula muito utilizada nesta estimativa é a: (VERMA, 2016).

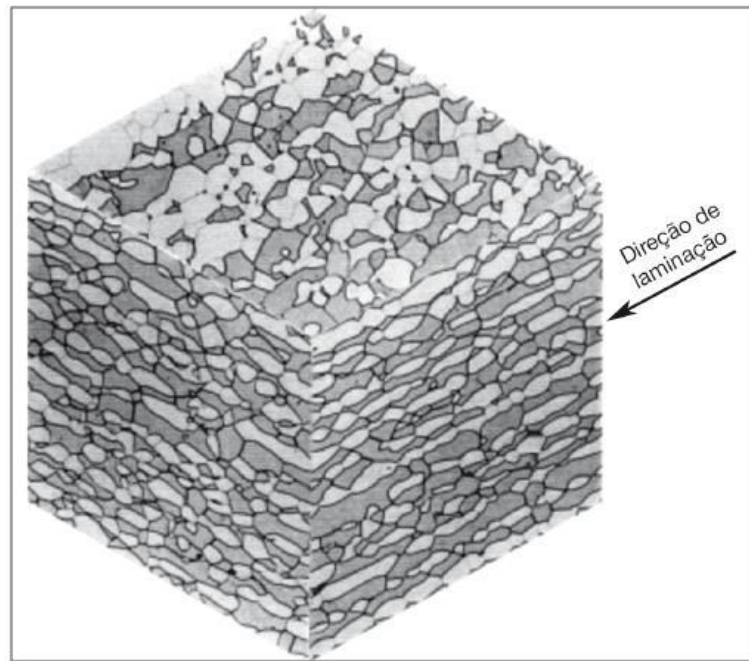


$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \quad (1)$$

Os aços duplex apresentam microestrutura bifásica e seu PREN entre 30 a 40, enquanto que os com PREN maior que 40 são denominados aços inoxidáveis superduplex (NOBLE, 1993).

A Figura 5 representa a microestrutura de uma chapa de aço UNS S31803 laminada e solubilizada a 1050°C por 30 minutos. É possível observar a ferrita na cor escura, as ilhas de austenita na cor clara e a direção da laminação (COLPAERT, 2008).

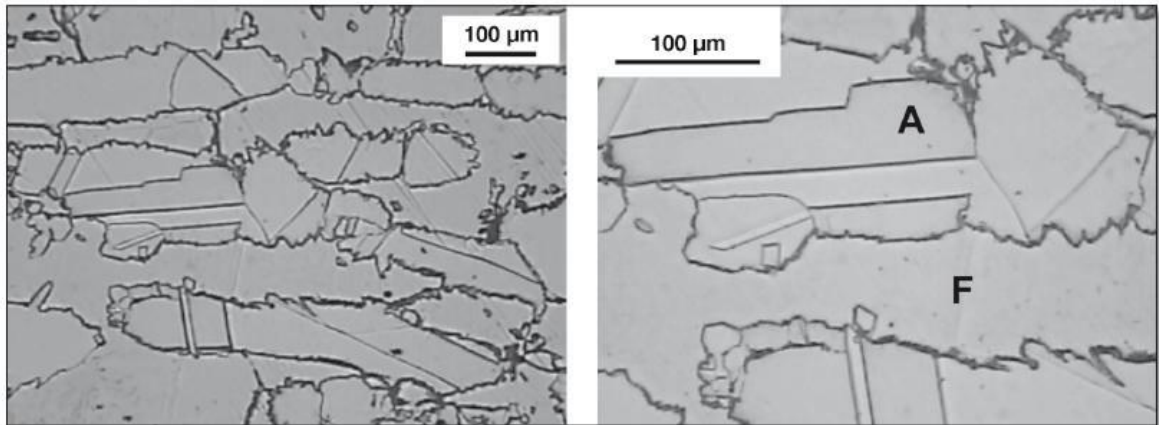
Figura 5 – Microestrutura do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 laminado.



Fonte: Colpaert (2008)

Na Figura 6, é apresentada uma barra forjada de aço inoxidável superduplex UNS S32750 resfriado ao ar a partir de 1000°C. A parte cinza claro corresponde a austenita. Os contornos de grão tem aspecto serrilhado devido ao resfriamento ao ar. A letra A representa a austenita e F a ferrita (COLPAERT, 2008).

Figura 6- Microestrutura do Aço Inoxidável Superduplex Forjado



Fonte: Colpaert (2008)

### 2.1.2 Efeitos dos principais elementos de liga

Os elementos de liga presente nos aços inoxidáveis podem estar em solução sólida substitucional ou intersticial, melhorando as propriedades dos aços para certas aplicações (MODENESI, 2001).

Vários fatores são determinantes para os aços inoxidáveis, tais como suas propriedades e comportamento, como os elementos de liga, os tratamentos térmicos aplicados, bem como nível de impureza do material (MODENESI, 2001) (OUTOKUMPU, 2013). Os principais elementos de liga e seus efeitos são apresentados a seguir:

- Cromo (Cr): É o principal elemento de liga dos aços inoxidáveis, possuem no mínimo 10,5%, considerado formador de ferrita e de carboneto. Promove microestrutura ferrita em altas temperaturas. Responsável pela resistência a corrosão.
- Níquel (Ni): Elemento considerado como formador de austenita. Aumenta a ductilidade e tenacidade, reduz a taxa de corrosão e possibilita maior resistência em meios ácidos. Quando está presente em pequenas quantidades, melhora a tenacidade e a soldabilidade de ligas ferríticas e mastensíticas.
- Molibdênio (Mo): Elemento considerado formador de ferrita e de carboneto aumentando a resistência mecânica. Eleva significativamente a resistência à corrosão uniforme e localizada. Aumenta o risco de formação de fases



secundárias nos aços inoxidáveis ferrítico, austenítico e duplex. Nos aços inoxidáveis marteníticos pode elevar a dureza em maiores temperaturas de tempêra devido à precipitação de carbonetos.

- Carbono (C): Considerado um forte formador de austeníta, aumenta fortemente a resistência mecânica e dureza, particularmente nos aços martensíticos. No entanto, reduz a resistência a corrosão intergranular causada por formação de carbonetos, afeta também a tenacidade à baixa temperatura.
- Nitrogênio (N): Forte formador de austeníta, eleva significativamente a resistência mecânica e a resistência a corrosão, no entanto, degrada fortemente a soldabilidade de ligas ferríticas. Nos martensíticos afeta de forma semelhante ao carbono, elevando a dureza e resistência mecânica, mas reduzindo a tenacidade do material.

### **2.1.3 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis**

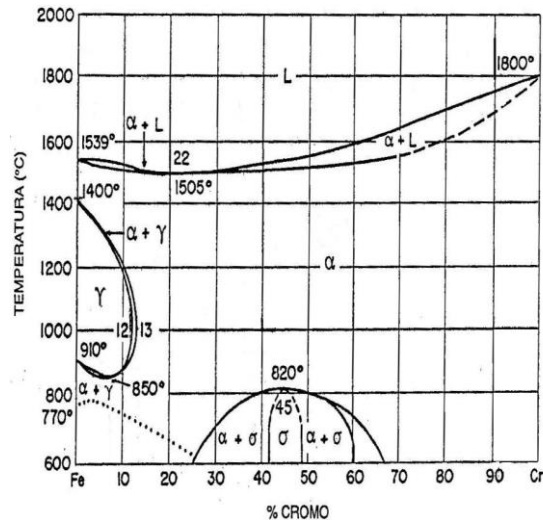
A metalurgia física dos aços inoxidáveis é compreendida principalmente no aspecto relacionado às fases presentes nas diversas composições, temperaturas e microestrutura, é possível a partir dos estudo dos diagramas de fases: Fe-Cr, Fe-Cr-Ni e pseudo binário 70%Fe-30%Cr-Ni.

#### **2.1.3.1 Diagramas de equilíbrio Fe-Cr**

Através do diagrama Fe-Cr é possível observar que para qualquer composição das ligas Fe-Cr (puras), a solidificação tem início com formação de ferríta ( $\alpha$ ). Esta é uma fase cúbica de corpo centrado (CCC), que é denominada ferrita  $\delta$  quando proveniente da solidificação (PADILHA, 1994).

É possível observar na Figura 7, que a faixa de temperatura de existência da austenita diminui rapidamente para teores superiores a 7% de Cr e, para teores acima de 13% a austenita não é mais formada. Para teores de cromo entre 12 a 13%, o material apresenta somente a transformação parcial da ferríta, isto é, permanece bifásico com ferríta e austenita, entre temperaturas de 900 a 1200°C.

Figura 7: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.



Fonte: METALS Handbook (1973)

Na composição química dos aços inoxidáveis, existe a presença de outros elementos, fazendo com que as alterações na previsão do diagrama ocorra, por exemplo, na presença de elementos gamagênio (particularmente C e N), o campo de existência da austenita é expandida em maiores teores de Cr. A diminuição ou até a completa eliminação da austenita é favorável por maiores teores de cromo simultaneamente com menores teores de elementos intersticiais (C e N) e pela presença de elementos com alta afinidade por C e N (como nióbio e titânio, por exemplo (MODENESI, 2001).

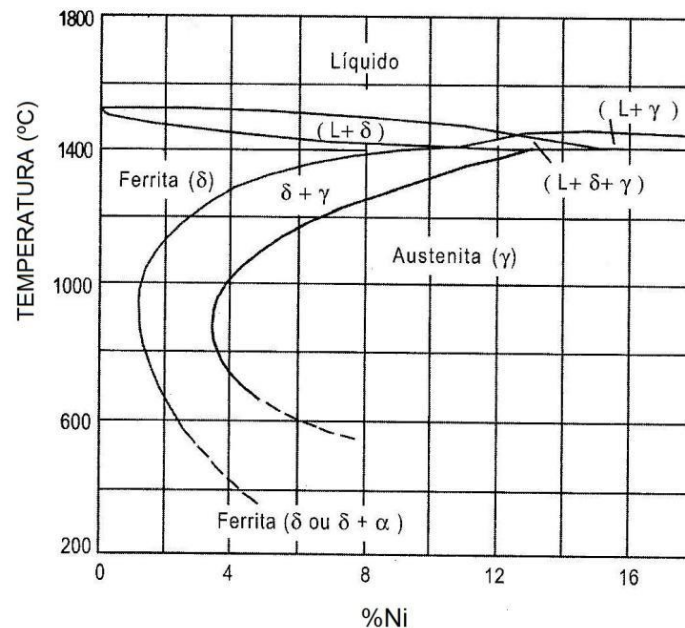
#### 2.1.3.2 Diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni

As ligas do sistema Fe-Cr-Ni possuem um complexo mecanismo de solidificação, sua microestrutura pode ser formada a partir de estruturas parcialmente ferríticas ou totalmente austeníticas.

Devido às ligas mais utilizadas serem as de composição 18%Cr e 10%Ni, é conveniente uma maior atenção ao diagrama de equilíbrio para um teor de 18% de Cr e variadas quantidades de Ni (ASM Handbook, 1990).

A Figura 8 mostra a seção vertical do diagrama de fases Fe-Cr-Ni com 18% de cromo, válido para um teor de carbono inferior a 0,03%.

Figura 8: Seção vertical do diagrama de equilíbrio Pseudo-Binário.



Fonte: CASTRO (1975)

Através da Figura 8 verifica-se que, para teores de níquel abaixo de 1 ou 1,5%, a microestrutura formada será completamente ferrítica, em temperaturas entre a ambiente e a de início de fusão.

Para composições com teores maiores de Ni, vão existir faixas de temperaturas, nas quais o processo de solidificação da liga resultará numa microestrutura bifásica (austenita  $\gamma$  + ferrita  $\delta$ ). Como por exemplo, em composições acima de 3,5% de Ni, existe um intervalo de temperatura, na qual a liga está completamente austenítica, e que é aumentado, com maiores teores de Ni.

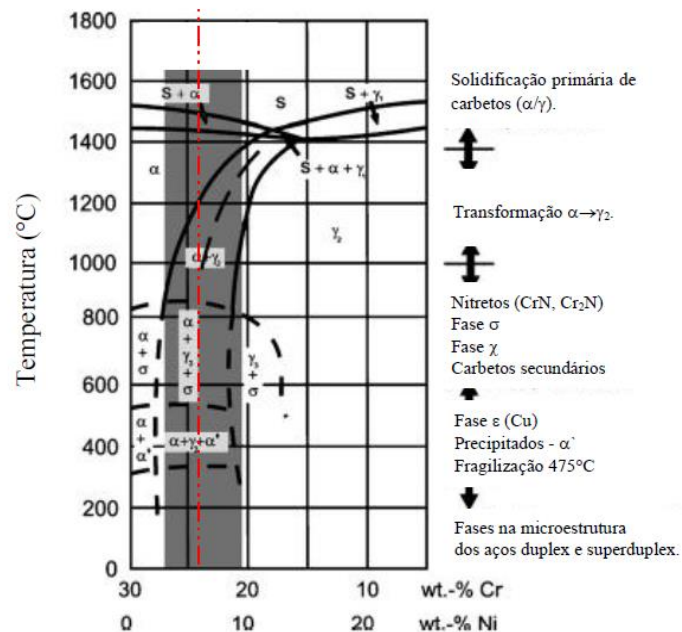
Em teores de Ni acima de 8%, a estrutura austenítica é mantida à temperatura ambiente, portanto as ligas contendo teores superiores a 18% de Cr e 8% de Ni são os aços inoxidáveis austeníticos (MODENESI, 2001).

#### 2.1.3.3 Diagrama pseudo-binário 70%Fe-30%Cr-Ni

No diagrama de fases para ligas contendo Fe-Cr-Ni com teor fixo de 70% de ferro, pode-se observar que o metal líquido solidifica inteiramente como austenita, inicialmente e posteriormente como ferrita, variando de acordo com o aumento da relação Cr/Ni.

Na Figura 9, pode ser observado que para um aço com composição correspondente aos aços inoxidáveis duplex e superduplex, é indicado pela linha vertical tracejada, a solidificação se inicia com formação da fase ferrítica. Em temperaturas próximas a 1200°C, é possível que já tenha início a formação de precipitados da austenita a partir da matriz ferrítica. A microestrutura bifásica de ferrita e austenita pode ser obtida à temperatura ambiente se, a partir de 1200°C, for realizado um resfriamento adequado, para evitar a formação de outras fases, principalmente a fase sigma.

Figura 9: Relação entre as temperaturas e a precipitação de fases no diagrama de equilíbrio 70%Fe-30%Cr+Ni.



Fonte: POHL (1994)

Portanto a solidificação dos aços inoxidáveis duplex e superduplex, ocorre principalmente com uma transformação parcial da ferrita em austenita, à temperaturas mais baixas por uma reação no estado sólido. A razão entre ferrita e austenita é ajustada próxima a uma temperatura de 1000°C.

A relação entre os precipitados e as faixas de temperaturas apresentados no diagrama da figura 8, é possível analisar que o intervalo mais perigoso para a precipitação de fases é entre 700-900°C, onde pode ocorrer uma fragilização principalmente devido a nitretos ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ),  $\alpha'$  (475°C fragilização), fase  $\sigma$  e fase  $\chi$ . As precipitações de intermetálicos são de maior interesse, pois além de sua influência

nas propriedades mecânicas estão relacionados com a resistência a corrosão (POHL, 1994).

#### **2.1.4 Soldabilidade dos Aços Duplex e Superduplex**

A “*American Welding – AWS*” define soldabilidade como a capacidade de um material de ser unido por soldagem nas condições de fabricação especificadas por uma estrutura projetada de forma adequada e para se comportar adequadamente em serviços.

Nos aços inoxidáveis duplex a presença de duas fases pode dificultar que estas fases sejam mantidas pelo efeito dos ciclos térmicos de soldagem. Nos ciclos térmicos, a temperatura varia desde a zona de fusão onde ocorrem fenômenos durante a solidificação até o metal adjacente à solda na zona afetada pelo calor onde ocorrem transformações no estado sólido. As propriedades da solda dependem da composição química, do procedimento e processo de soldagem e do balanço entre a austenita e a ferrita na microestrutura. Este balanço pode ser ajustado pela alteração da composição química do metal de adição e pelo controle da temperatura durante a soldagem. O principal objetivo quando aços inoxidáveis são unidos por soldagem é manter sua resistência à corrosão na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (MODENESI, 2001).

Os AIDs apresentam boa soldabilidade, desde que parâmetros de soldagem e especificação de materiais de adição sejam obedecidos. Em particular, um resfriamento muito rápido potencializa um teor muito elevado de ferrita e a precipitação de nitretos de cromo na ZTA e ZF, o que prejudica a tenacidade e a resistência a corrosão da solda. Por outro lado, um resfriamento muito lento e a manutenção por tempos longos a temperaturas entre cerca de 1000 e 600°C pode levar a precipitação de compostos intermetálicos que também prejudicam as propriedades mecânicas e químicas da região soldada (MODENESI, 2001).

A soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex resulta em uma microestrutura desbalanceada, predominantemente ferrítica, o que compromete suas propriedades. Desta forma é necessário tratamento pós-solda, ou adicionar elementos formadores de austenita (DA CRUZ, 2019).

A microestrutura tem efeito dominante sobre o desempenho dos aços inoxidáveis e depende diretamente, da composição química e do tratamento térmico

realizado. Em vista da complexidade dos sistemas envolvidos. Todos os elementos estabilizadores de austenita e ferrita pode ser observado nos “Cr equivalente” e “Ni equivalente” nas equações a seguir: (COSTA E SILVA, 2006) (COLPAERT, 2008).

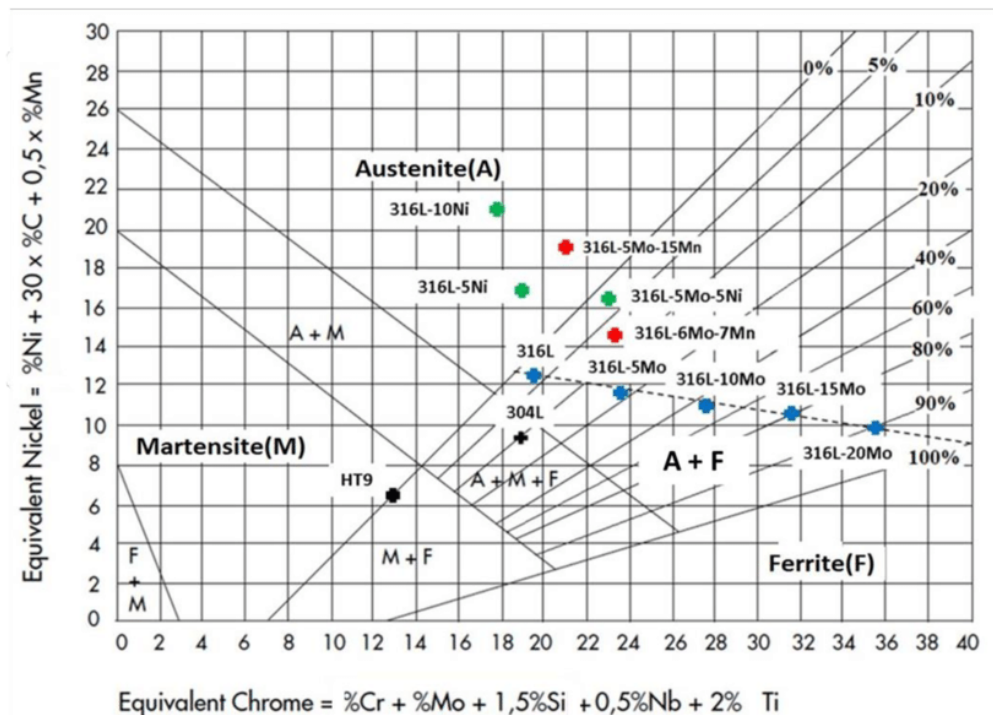
$$C_{req} = \% Cr + 1,5 \times \% Si + \% Mo \quad (2)$$

$$N_{eq} = \% Ni + 30 \times (\% C + \% N) + 0,5 \times (\% Mn + \% Cu + \% Co) \quad (3)$$

Uma das maneiras de buscar uma representação simplificada das relações de fases em função da composição química é proposta por Schaeffler-Delong. Embora o diagrama tenha sido originalmente desenvolvido para prever o teor de ferrita (CCC) em metal depositado por solda e aços fundidos, ele fornece uma visão útil das fases presentes metais laminados e forjados (COSTA E SILVA, 2006).

A Figura 10 apresenta o Diagrama de Schaeffler com faixas de composição aproximada de cada família de aços inoxidáveis indicados, e uma ferramenta utilizada para soldagem.

Figura 10 – Diagrama de Schaeffler-Delong.



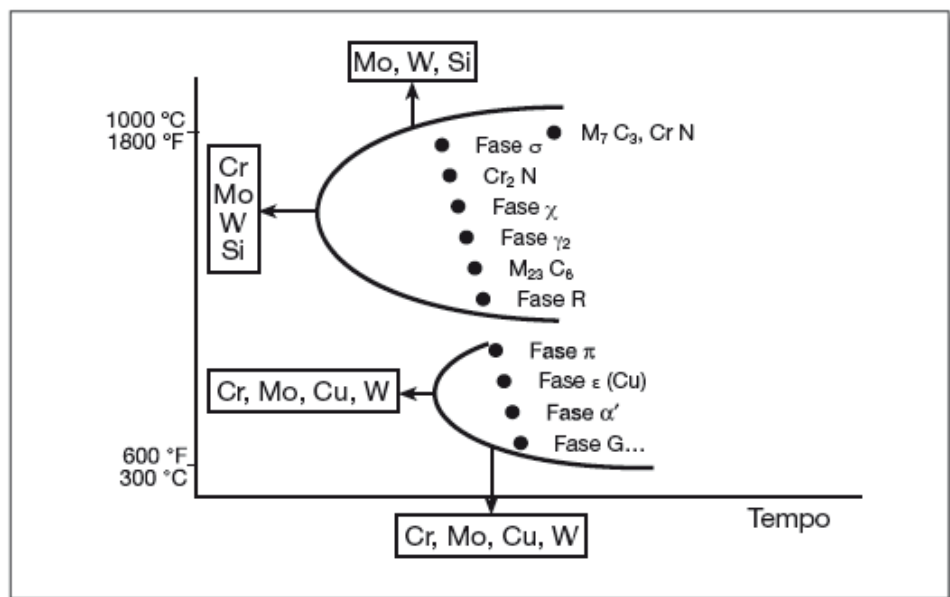
Fonte: Adaptado Leffler (2008)

De acordo com o diagrama é possível levar em consideração o efeito combinado dos elementos de liga. O diagrama de Schaeffler Delong foi originalmente desenvolvido para o metal de solda, ou seja, descreve a estrutura após a fusão e rápida refrigeração após o processo de soldagem (LEFFLER, 2008).

#### 2.1.4.1 Precipitação de fases nos Aços Inoxidáveis Duplex Soldados

Os elevados teores de cromo e molibdênio dos aços inoxidáveis duplex possibilitam a obtenção dessa microestrutura, além da inclusão de nitrogênio que, como soluto intersticial, melhora as propriedades mecânicas. Por outro lado cuidados no processo de soldagem é a formação de fases precipitadas. A Figura 11 mostra as curvas TTT (Tempo, Temperatura e Transformação) de tais fases.

Figura 11 – Efeitos dos elementos de liga na precipitação das fases em aços Duplex.



Fonte: Colpaert (2008)

Nos aços inoxidáveis duplex, se precipitam mais frequentemente três tipos de fases intermetálicas: a fase sigma ( $\sigma$ ), a fase chi ( $\chi$ ) e a fase de laves ( $\eta$ ).

#### 2.1.4.1.1 Fase Sigma ( $\sigma$ )

A fase sigma ( $\sigma$ ) é formada no intervalo de temperatura de 600 a 1000°C, necessitando em geral de exposição nestas temperaturas por tempos longos, pois apresenta dificuldades de nucleação (incoerentemente com a matriz nucleia-se em locais de alta energia como contornos de grão) e crescimento (é dependente da baixa difusividade dos elementos intersticiais). Por não dissolver elementos intersticiais (carbono, boro e nitrogênio), necessita do empobrecimento prévio da matriz nestes elementos para sua posterior precipitação (PADILHA, 1994).

Esta fase é apresentada com maior frequência em aços austeníticos e superduplex, com efeito negativo sobre as propriedades de fluência, quando apresentada nos contornos de grão (POHL, 1994). E torna-se um problema grave quando estes aços inoxidáveis são utilizados em temperaturas elevadas, pois essa fase não só reduz a resistência à corrosão, devido à remoção de cromo e molibdênio, mas também deteriora as propriedades mecânicas destes aços (GUAN, 2005).

#### 2.1.4.1.2 Fase Chi ( $\chi$ )

A fase chi ( $\chi$ ) obtém uma estrutura cúbica ordenada, com composição Fe-25% Cr-2% Ni-15-20% Mn-1%, é considerada a menor fase, se forma em temperaturas entre 700 e 900°C, principalmente na interface ferrita-austenita ( $\delta/\gamma$ ), nos aços duplex após períodos de tempo menores que associados às fases anteriores. É uma fase com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, dura e frágil que, em geral, para sua formação necessita de molibdênio. O tungstênio é responsável por estimular a formação da fase chi, ao menor tempo em que inibe a formação da fase sigma (GHOSH, 2008).

A formação de fases intermetálicas chi entre 750 e 950°C leva à perda de tenacidade (POHL, 1994). É encontrada em diferentes sistemas, sendo os de maior interesse os Fe-Cr-Mo e Fe-Cr-Ni-Ti. Apresenta uma composição próxima da fase sigma, pode dissolver carbono e ser coerente com a matriz. No entanto, sua presença prejudica às propriedades dos aços (PADILHA, 1994).



#### 2.1.4.1.3 Fase de Laves ( $\eta$ )

A fase de laves ( $\eta$ ) é de menor precipitação nos contornos de grão austeníticos, apresentando-se na forma de partículas equiaxiais, com ocorrência ocasional nos contornos de grão. Esta fase pode dissolver carbono, o que pode favorecer a sua precipitação, a fase de laves  $\text{Fe}_2\text{Nb}$  pode ser coerente com a matriz e causar endurecimento por precipitação (GHOSH, 2008). Sugere-se que o Zr, Nb, Ti e V sejam estabilizadores formadores de fases de laves (PADILHA, 1994).

## 2.2 LASER

A palavra LASER é formada pelas iniciais de “*Linght Amplification by Stimulated Emission of Radiation*”, que podemos entender por “Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação”. Segundo Mayer (1994) os tipos de lasers mais usados na indústria são o laser de  $\text{CO}_2$  e laser Nd:YAG. Essa fonte de energia que incide sobre o material a ser soldado provoca aquecimento concentrado na faixa de 1,5mm sobre o material (DAMOULIS & BATALHA, 2004).

### 2.2.1 Breve histórico do Laser

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

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 ( $\text{CO}_2$ ) 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).

1917 – Einstein publica a teoria da emissão estimulada

1954 – Townes e Shawlow criam o *Maser*

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

1960 – Maimann constrói o primeiro laser

1961 – Javan e Herriot desenvolvem laser de HeNe

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

1964 – Patel constrói o laser de CO<sub>2</sub>

1964 – Geusic desenvolve o laser Nd:YAG

Década de 70 e 80 – Utilização industrial do laser de CO<sub>2</sub> e Nd:YAG

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

Década de 80 e 90 – Disseminação do uso de laser em vários campos.

O comprimento de onda e a potência de saída de um determinado laser definirão sua aplicação. Atualmente os lasers são aplicados nos mais diversos campos, tais como:

- Optoeletrônicos -CD players; CD-ROM drivers;
- Medicina – oftalmologia; dermatologia; odontologia;
- Medição e Instrumentação – alinhamento de máquinas; medidas superficiais;
- Fabricação – corte; soldagem; tratamento superficial.

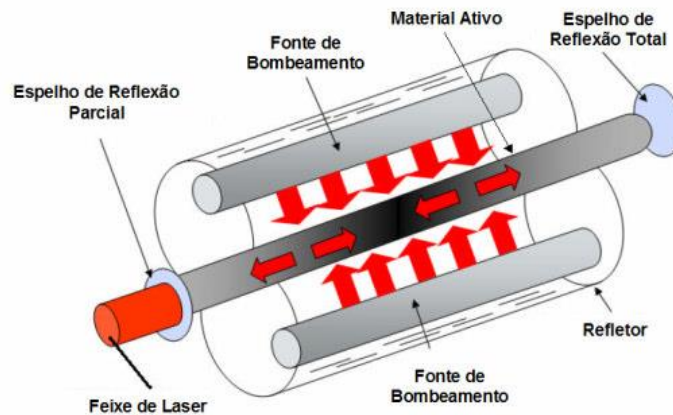
### **2.2.2 Funcionamento do Laser**

Para a geração do laser há elementos chamados de cavidades, por onde o laser é gerado, sendo então continuamente amplificado. Uma cavidade constitui-se das seguintes partes (ver Figura 12):

1. Um material ativo;
2. Uma fonte de bombeamento;

### 3. Uma cavidade ressonante.

Figura 12- Esquema de funcionamento de uma cavidade geradora de laser.



Fonte: Damoulis & Batalha (2004)

#### 2.2.2.1 Material Ativo

O material ativo é responsável pela amplificação da energia emitida pela fonte de bombeamento. O material usado pode ser sólido, líquido ou gasoso. No caso de sólidos o material ativo pode ser um cilindro usinado de cristal de rubi, vidro de neodímio ou YAG (*Yttrium Aluminium Garnet*). Os materiais ativos líquidos ou gasosos devem ser fechados em um recipiente e as duas paredes opostas são transparentes e planas. Os materiais líquidos ainda não ultrapassam o âmbito dos laboratórios, porém os gasosos são amplamente usados como o hélio-neônio, anidrido carbônico, argônio ionizados,  $CO_2$  etc.

#### 2.2.2.2 Fonte de Bombeamento

A fonte de bombeamento é responsável por emitir a energia a ser amplificada. Ele pode emitir um sinal intermitente (pulsado) como flash de luz ou descarga elétrica que resulta em um laser pulsado, ou um sinal contínuo como arco de xenônio que resulta em um contínuo, envolvendo o material ativo.

### 2.2.2.3 Cavityde ressonante de Pérot-Fabry

A cavityde ressonante de Pérot-Fabry constitui se da barra laser (material ativo), uma carcaça refletora e dois espelhos dispostos perpendicularmente ao eixo da barra, situada uma em cada lado dessa barra. Um desses espelhos é semitransparente de forma a permitir a saída da radiação gerada no oscilador. A cavityde de Pérot-Fabry pode apresentar algumas variantes com relação ao esquema mostrado inicialmente, no caso de um laser com material ativo sólido os espelhos podem as próprias faces do cilindro. Em um laser de gás eles podem ser constituídos pelas paredes que fecham o recipiente. O espelho oposto à lâmina semitransparente de saída do feixe pode ser esférico e não necessariamente plano.

### 2.2.2.4 Geração do Laser

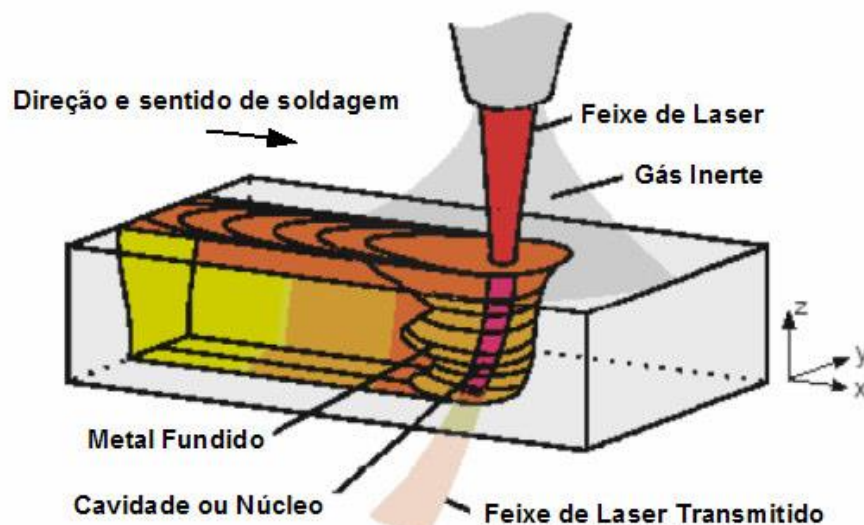
Para a geração do feixe de laser a fonte de bombardeamento emite (fonte continua ou intermitente) no material ativo. Quando o material ativo recebe essa energia da fonte de bombeamento ocorre um fenômeno chamado “inversão de população” onde acontece a amplificação das radiações, ocorrendo assim a emissão de energia para todas direções, especialmente no eixo do ressonador. Em seu trajeto formado por múltiplas reflexões entre os espelhos, essa radiação amplifica se por emissão estimulada a cada passagem no meio ativo. Uma certa fração de energia atravessa o espelho semitransparente para constituir o feixe de laser, ao passo que a outra fração é refletida e efetua um trajeto inverso ao longo do eixo, resultando em um aumento de intensidade na cavityde.

### 2.2.2.5 Cordão de Solda Laser

Quando o feixe de laser toca a superfície de metal, a energia concentrada aquece rapidamente a área atingida, fundindo e vaporizando metal. A pressão resultante acaba perfurando a superfície formando uma cavityde ou núcleo, cheio de vapor superaquecido em seu interior e cercado de material fundido; deslocando se para a cavityde ou núcleo ao longo da superfície forma se o cordão de solda, resultando em aproximadamente 1,2 a 1,5mm de largura (LOREDO & MARTIN, 2002).

As variações de temperatura em áreas pequenas e concentradas provocam a formação de um cordão estreito e delgado com uma ZTA (Zona Termicamente Afetada) pequena. Com a velocidade de resfriamento muito elevadas, resulta em uma região de solda com características mecânicas, com dureza e resistência à tensão, próximas aos dos metais antes da soldagem. E para a proteção da ZF (Zona de Fusão) é necessário utilizar um gás inerte (argônio, hélio ou nitrogênio), para garantir a qualidade do cordão de solda.

Figura 13- Formação do cordão de solda



Fonte: Damoulis & Batalha (2004)

### 2.2.3 Técnicas de Soldagem a Laser

A soldagem a laser é um processo de alta densidade de potência, com características únicas, utilizando uma penetração máxima com o mínimo de aporte térmico. As técnicas de soldagem a laser são comumente chamadas de condução e a técnica “*Keyhole*” ou por penetração. A diferença básica entre elas está na superfície da poça de solda, que permanece íntegra durante a solda por condução e é alterada por penetração pelo feixe de laser que penetra na região de fusão.

Na soldagem por condução o material é aquecido até fundir e a energia do laser é suficiente para evaporar o material. Já na técnica “*Keyhole*” é mais utilizado se a densidade de energia for alta suficiente para fundir toda a espessura da junta,

desta forma vaporiza o material, atingindo alta profundidade de penetração (MODENESI, 2011).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

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

#### 3.1 METAL BASE

Utilizou-se como metal base no presente trabalho chapas de aço inoxidável superduplex UNS S32750 e chapas de aço inoxidável austenítico AISI 316L, ambas com 1,5 mm de espessura. A composição química e as propriedades mecânicas desses aços são mostradas na Tabelas 1 e 2.

Tabela 1 – Composição dos materiais em peso por cento.

| <b>Metal Base</b> | <b>C</b> | <b>Si</b> | <b>Mn</b> | <b>Cr</b> | <b>Ni</b> | <b>Mo</b> | <b>S</b> | <b>P</b> | <b>N</b> |
|-------------------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|----------|----------|
| <b>UNS S32750</b> | 0.018    | 0.29      | 0.63      | 25.61     | 6.97      | 3.84      | 0.003    | 0.022    | 0.269    |
| <b>AISI 316L</b>  | 0.030    | 0.75      | 0.80      | 17.28     | 13.00     | 2.30      | 0.003    | 0.045    | -        |

Fonte: Empresa Realum

Tabela 2 – Propriedades mecânicas Aços Inoxidáveis Superduplex UNS S32750 e Austenítico AISI 316L.

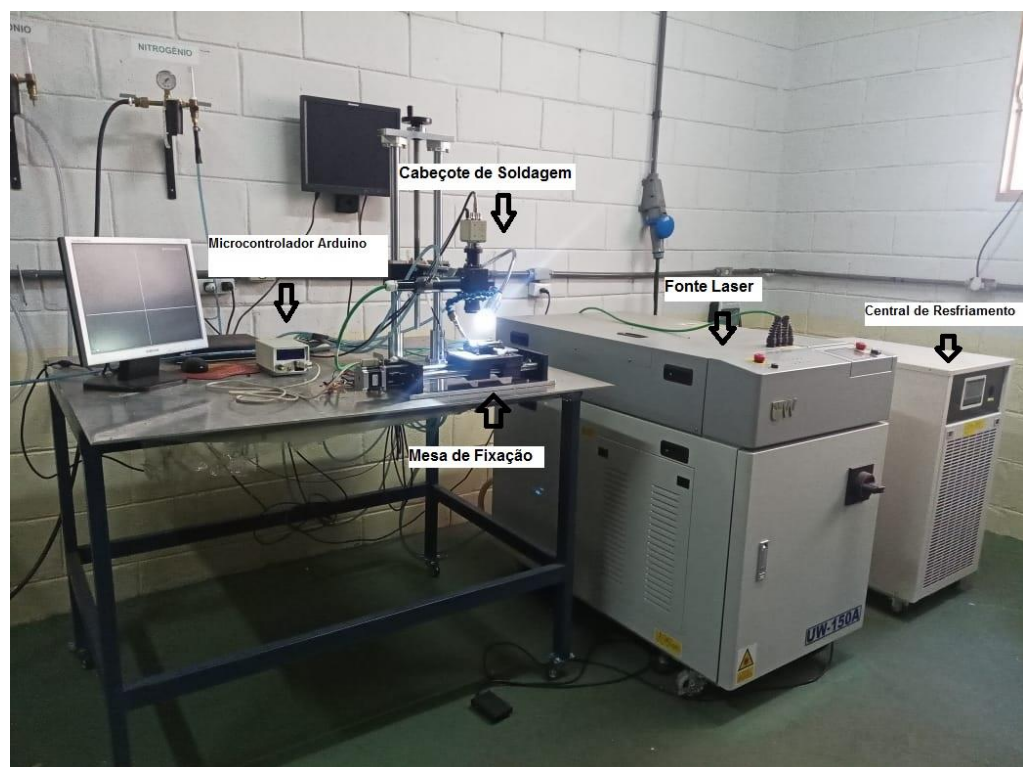
| <b>Material</b>   | <b>Limite de Escoamento<br/>(Mpa)</b> | <b>Limite de Resistência<br/>(Mpa)</b> | <b>Elongação máxima (%)</b> | <b>Dureza Brinell<br/>(HB)</b> |
|-------------------|---------------------------------------|----------------------------------------|-----------------------------|--------------------------------|
| <b>UNS S32750</b> | 580                                   | 830                                    | 35                          | 250                            |
| <b>AISI 316L</b>  | 260                                   | 570                                    | 50                          | 165                            |

Fonte: Outokumpu (2013)

### 3.2 SOLDAGEM LASER

As soldagens laser 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 14. Esse sistema é composto pela fonte do laser, uma central de resfriamento, um cabeçote do gás de proteção e uma mesa para fixação das chapas com velocidade controlada por um microcontrolador Arduino. Também possui uma câmera para monitoramento do processo de soldagem em tempo real.

Figura 14- Equipamento para Soldagem a Laser.



Fonte: Próprio Autor

A Tabela 3 apresenta as principais características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, da *United Winners*.



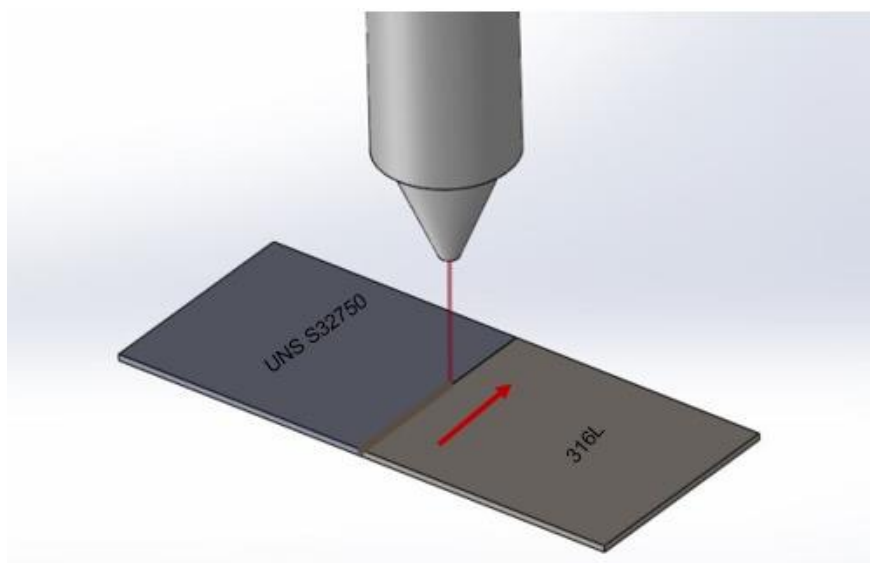
Tabela 3 - Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, *United Winners*.

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

Fonte: Próprio Autor

Para avaliar a influência do aporte térmico na soldagem dissimilar as chapas de aço UNS S32750 e AISI 316L 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, potência de pico de 2 kW, largura temporal ( $t_p$ ) de 5 ms, velocidade de soldagem ( $v$ ) 1,0 mm/s e frequência variável. Dessa maneira, obtiveram-se amostras com taxa de sobreposição de 50, 60, 70, 80, e 90 %, quanto maior a taxa de sobreposição, maior a energia de aporte visto que os pulsos incidem sobre a mesma região. A soldagem é autógena e foi realizada dos dois lados com o intuito de obter maior penetração. O esquema e os parâmetros de soldagem laser utilizados no presente trabalho estão mostrados na Figura 15 e na Tabela 4.

Figura 15 – Esquema da soldagem laser na junta dissimilar.



Fonte: Próprio Autor

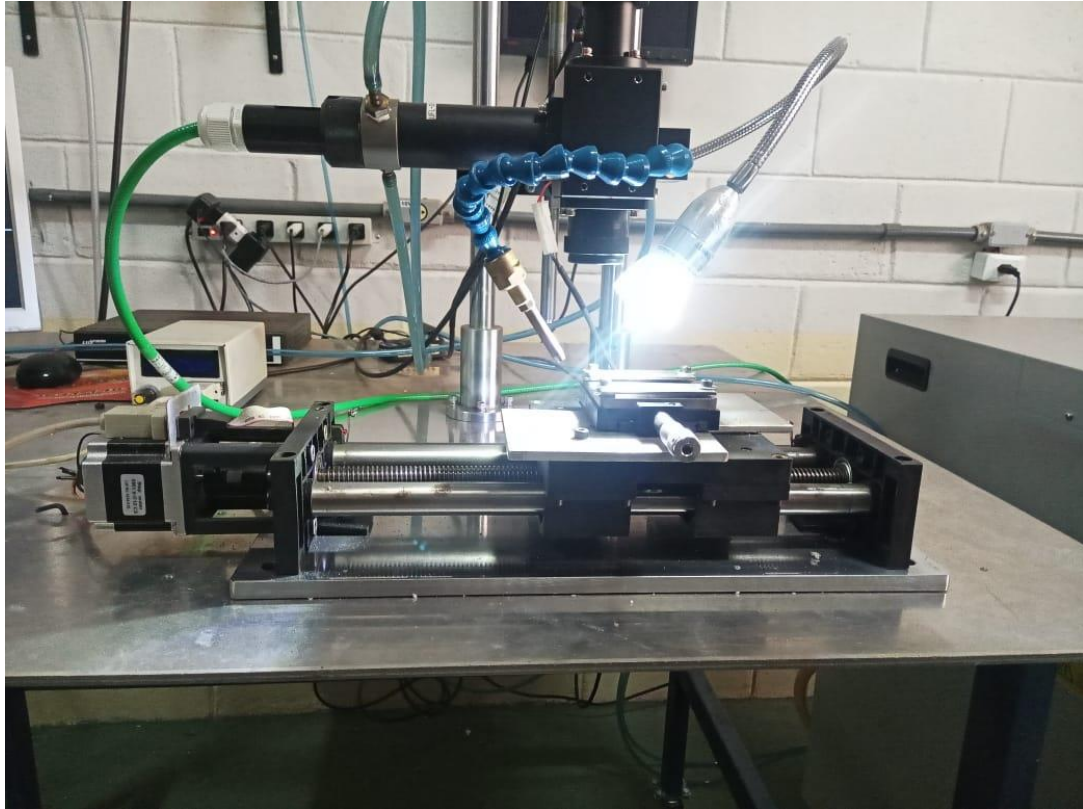
Tabela 4 - Parâmetros de soldagem laser Nd:YAG pulsada.

| Amostra    | Velocidade da mesa (mm/s) | Diâmetro da marca (mm) | Taxa de Sobreposição (%) | Frequência (Hz) | Potência de Pico (kW) | Largura Temporal (ms) | Energia de Pulso em J |
|------------|---------------------------|------------------------|--------------------------|-----------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| <b>CP1</b> | 1                         | 1,07                   | 50                       | 1,8             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |
| <b>CP2</b> | 1                         | 1,07                   | 60                       | 2,2             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |
| <b>CP3</b> | 1                         | 1,07                   | 70                       | 3,0             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |
| <b>CP4</b> | 1                         | 1,07                   | 80                       | 4,5             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |
| <b>CP5</b> | 1                         | 1,07                   | 90                       | 9,0             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |

Fonte: Próprio Autor

A Figura 16 mostra de forma mais detalhada a mesa para fixação das chapas, onde é possível ver em maiores detalhes o cabeçote de soldagem com lâmpada para visualização, vazão de gás e o descolamento das chapas pelo microcontrolador Arduino.

Figura 16- Mesa de Fixação de Soldagem.



Fonte: Próprio Autor

### 3.4 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

A soldagem foi feita por uma máquina a laser Nd:YAG pulsado. E contou com uma atmosfera protetora feita com o gás Argônio com vazão de 15 l/min. Os parâmetros de soldagem foram selecionados de forma para obter a profundidade de penetração adequada, determinada por experimentos aqui realizados. Foi estudada a influência da variação da frequência em Hertz (Hz). Os parâmetros utilizados na soldagem são mostrados na Tabela 5 a seguir.

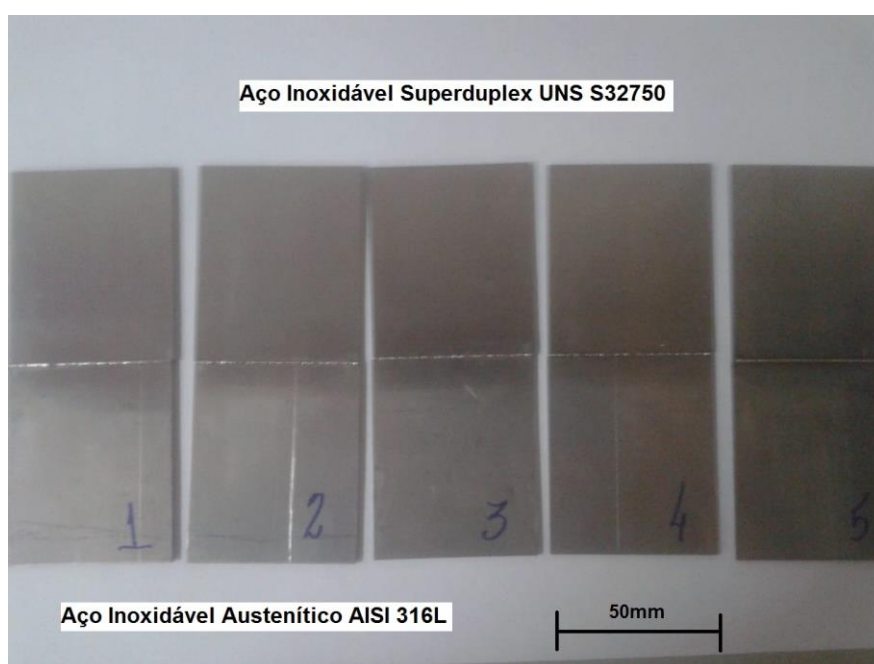
Tabela 5- Parâmetros de soldagem Nd:YAG pulsado.

| Amostra | Velocidade da mesa (mm/s) | Diâmetro da marca (mm) | Taxa de Sobreposição (%) | Frequência (Hz) | Potência de Pico (kW) | Largura Temporal (ms) | Energia de Pulso em J |
|---------|---------------------------|------------------------|--------------------------|-----------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| CP1     | 1                         | 1,07                   | 50                       | 1,8             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |
| CP2     | 1                         | 1,07                   | 60                       | 2,2             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |
| CP3     | 1                         | 1,07                   | 70                       | 3,0             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |
| CP4     | 1                         | 1,07                   | 80                       | 4,5             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |
| CP5     | 1                         | 1,07                   | 90                       | 9,0             | 2,0                   | 5,0                   | 10,0                  |

Fonte: Próprio Autor

A Figura 17 mostra as chapas soldadas, uma para cada condição de frequência (Hz), sendo o material da porção superior o aço inoxidável superduplex UNS S32750 (AISD) e da porção inferior o aço inoxidável austenítico AISI 316L, no centro pode se observar o cordão de solda.

Figura 17 – Materiais Após Soldagem



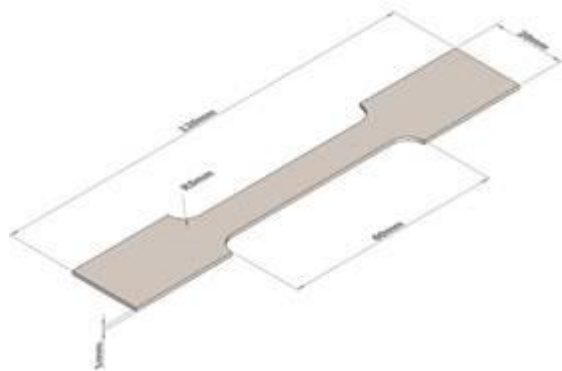
Fonte: Próprio Autor

### 3.5 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO

Após a soldagem foi realizado a confecção de copos de prova. Os copos foram cortados seguindo as normas. O corte foi realizado novamente no IFSP campus Votuporanga.

Após o processo de união (soldagem) entre os materiais, obteve-se as dimensões de 1,5 x 50 x 120 mm (A x L x C). Tais medidas foram adotadas para se obter os corpos de prova que serão realizados ensaios de tração seguindo a Norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013 Versão corrigida: 2015, no modelo reduzido, com dimensões 1,5 x 20 x 120 mm, como é representado na Figura 18.

Figura 18 - Corpos de Prova



Fonte: Próprio Autor

Os corpos de prova foram confeccionados de forma que não houvesse desperdício de material. A Figura 19 mostra o corpo de prova para ensaio de tração.

Figura 19 – Obtenção das amostras das chapas soldadas para ensaio de tração.



Fonte: Próprio Autor

### 3.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado em uma Máquina universal de Ensaio, EMIC modelo: DL 30.000, disponível no IFSP – campus de Votuporanga. A máquina possui capacidade de 300kN, é micro processada de acionamento eletromecânico. A Figura 20 demonstra a máquina de ensaio aqui citada.

Figura 20- Máquina Universal de Ensaio EMIC, modelo DL 30000.



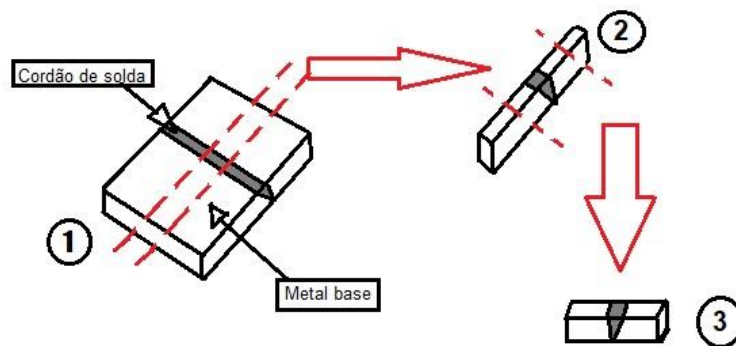
Fonte: Próprio Autor

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

### 3.7 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA MACROGRAFIA, MICROGRAFIA E ENSAIO DE DUREZA.

As chapas foram cortadas transversalmente ao cordão de solda, obtendo se pequenas amostras de cada uma das condições de sobreposição de soldagem. Pode se observar as operações de corte para obtenção das amostras através da Figura 21.

Figura 21- Operações de corte das amostras. 1: corte transversal; 2: remoção do excesso de metal base; 3: amostra pronta para embutimento em resina.



Fonte: Próprio autor

As amostras foram embutidas em resina Epóxi transparente, de cura a frio, em um molde de silicone. A Figura 22 apresenta as amostras já embutidas.

Figura 22- Amostras Embutidas.



Fonte: Próprio Autor



### 3.8 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

As caracterizações macro e microestrutural foram realizadas para obtenção das geométricas e morfológicas. A preparação das amostras foi realizada seguindo o procedimento padrão: lixamento da superfície da amostra utilizando lixas de granulação mais grosseiras (80) até a granulação mais finas (2000), seguido por polimento com alumina de 1 e 0,3 micrômetro até que as marcas de lixamento fossem removidas, deixando uma superfície espelhada e homogênea.

A microestrutura foi revelada utilizando um reagente conhecido como Behara modificado, contendo: 20 ml de HCl, 80 ml de água destilada e deionizada, 1,0g de metabissulfito de potássio e 2,0g de biftuoreto de amônio. Por se tratar de uma solda dissimilar, esta etapa é uma das mais críticas, pois cada componente possui uma certa resistência à corrosão, fazendo com que o ataque químico se tome altamente dependente da habilidade manual e persistência do pesquisador.

Para a realização das macrografias as amostras foram levadas ao Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8 do laboratório de microscopia da Unesp – Ilha Solteira, captando as imagens por uma câmera ligada a um computador, que possui o software Axio Vision, utilizando na medição da geometria do cordão de solda. A micrografia e análise química EDS foi realizada no microscópio eletrônico de varredura (MEV) do laboratório multiusuário da Unesp – Ilha Solteira da mesma marca Zeiss, modelo EVO LS15; respectivamente mostrados nas imagens 23 e 24 a seguir.

Figura 23 – Microscópio Zeiss, modelo Discovery V8.



Fonte: Próprio Autor



Figura 24 - Microscópio Eletrônico de Varredura, Zeiss, modelo EVO LS15

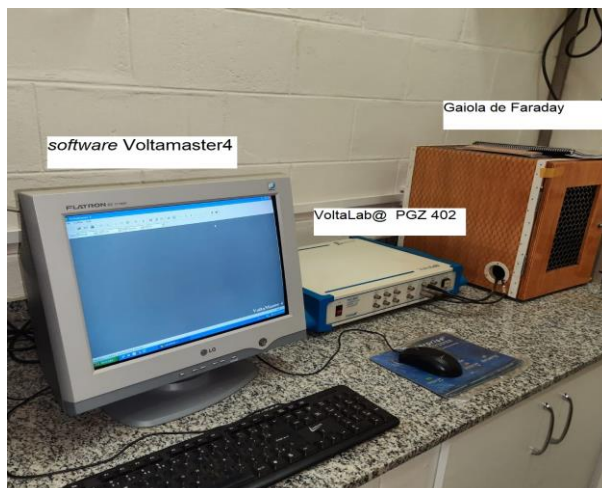


Fonte; Próprio Autor

### 3.9 CORROSÃO

O ensaio de foi realizado no laboratório LAECO Unesp – Ilha Solteira, utilizando o parêlho VoltaLab@, modelo PGZ 402, e o *software* Voltamaster4, com uma célula eletroquímica de 3 eletrodos (trabalho, referência e auxiliar) demonstrado na Figura 25. O equipamento fornece o Potencial de Circuito Aberto (PCA) e Potencial de Pite.

Figura 25 – Equipamento de Corrosão VoltaLab@, modelo PGZ 402.



Fonte: Próprio Autor

Na Figura 26 é possível ver de forma detalhada dentro da Gaiola de Faraday, onde está localizado o recipiente do experimento e a amostra, ao qual é utilizada para isolar de possíveis interferências na amostra e o recipiente. O eletrólito foi água do mar natural de Guarujá-SP, pH=7,05.

Figura 26 – Interior da Gaiola de Faraday



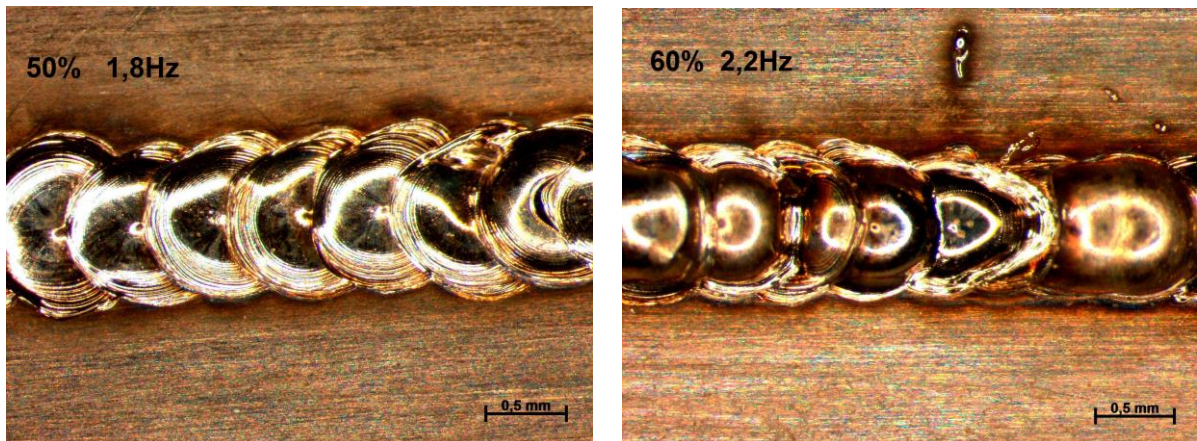
Fonte: Próprio Autor

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 ANÁLISE MACROGRÁFICA

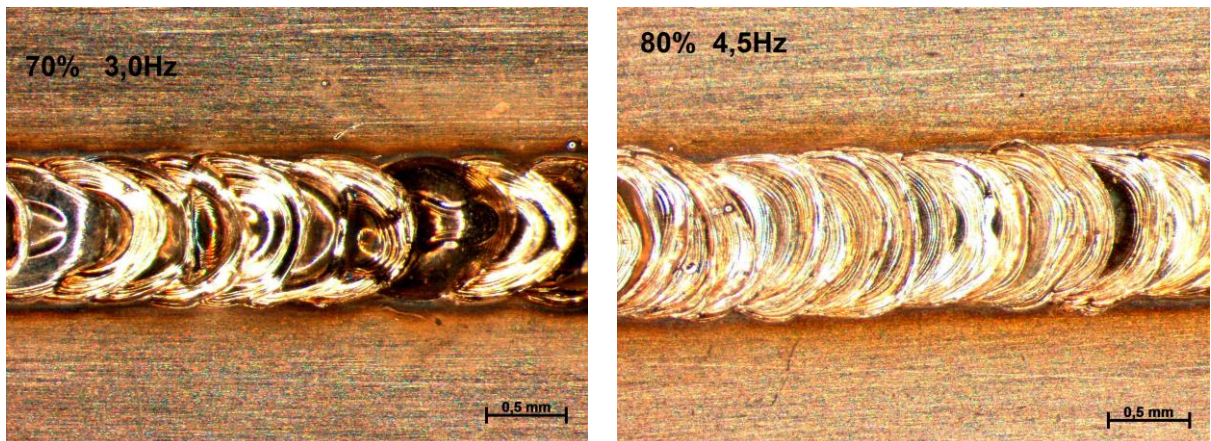
Nas figuras 27, 28 e 29 podem ser observados as superfícies homogêneas e sem respingos.

Figura 27 – Macroscopia óptica da sobreposição do cordão de solda 50%, 60%.



Fonte: Próprio Autor

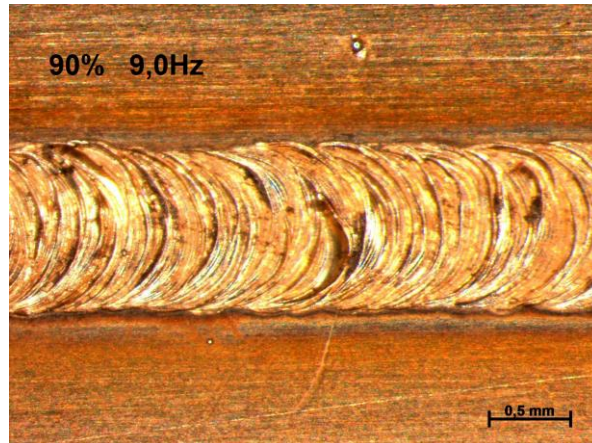
Figura 28 – Macroscopia óptica da sobreposição do cordão de solda 70%, 80%.



Fonte: Próprio Autor



Figura 29 – Macrografia óptica da sobreposição do cordão de solda de 90%.

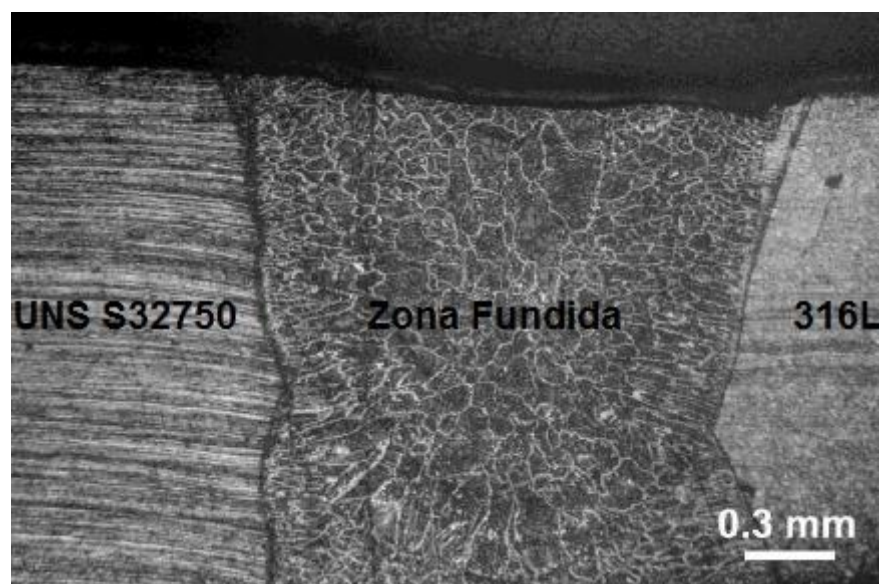


Fonte: Próprio Autor

É possível observar nas imagens 27, 28, e 29 a diferença dos cordões de solda devido a taxa de sobreposição, nota-se para altas taxas de sobreposição fica difícil distinguir a interface entre os pulsos consecutivos, para taxas mais baixas torna-se evidentes as fronteiras entre cada um deles.

Também foi realizada a macrografia da seção transversal das amostras com intuito de observar a geometria do cordão de solda. A Figura 30 mostra a macrografia de solda com 90% de sobreposição.

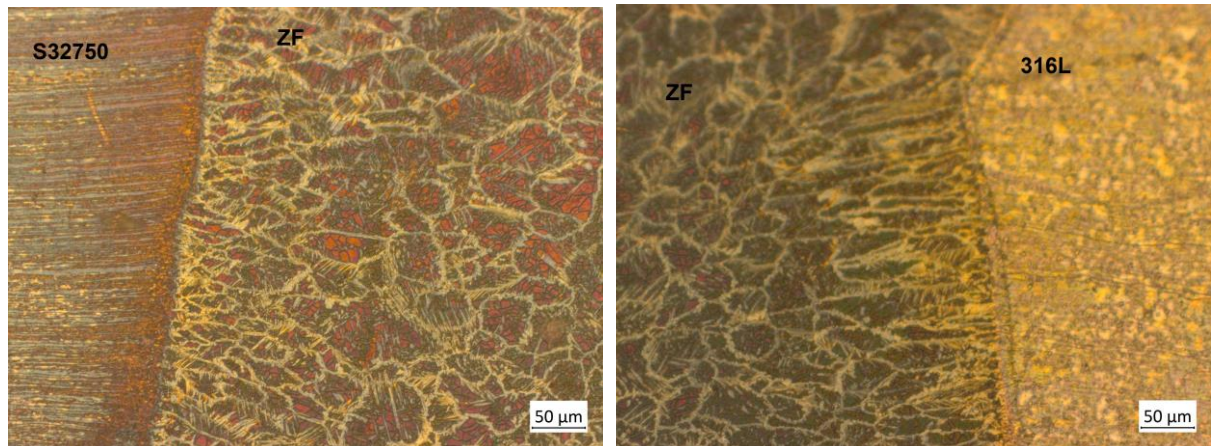
Figura 30 – Macrografia do cordão de solda com 90% de sobreposição.



Fonte: Próprio Autor

É possível observar na Figura 31 que a região da ZAT (zona afetada termicamente) é bem estreita, características estas apresentadas na soldagem a laser. A taxa de sobreposição apresentada é de 90%.

Figura 31 – Macrografia do metal base UNS S32750 e Zona Fundida; Zona Fundida e metal base AISI 316L

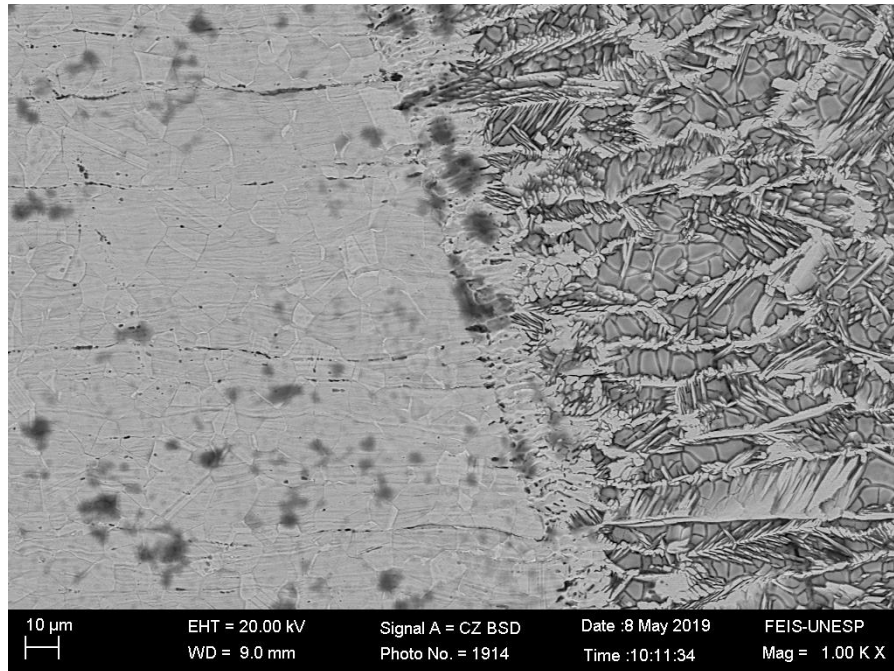


Fonte: Próprio Autor

#### 4.2 MICROSCOPIA

A seguir são observadas as microestruturas da zona de fusão e material base. As Figuras a seguir foram tiradas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) e evidenciam a transição do metal base e metal de solda, sendo a de transição de tamanho muito reduzido. A Figura 32 mostra o metal base AISI 316L e metal de solda.

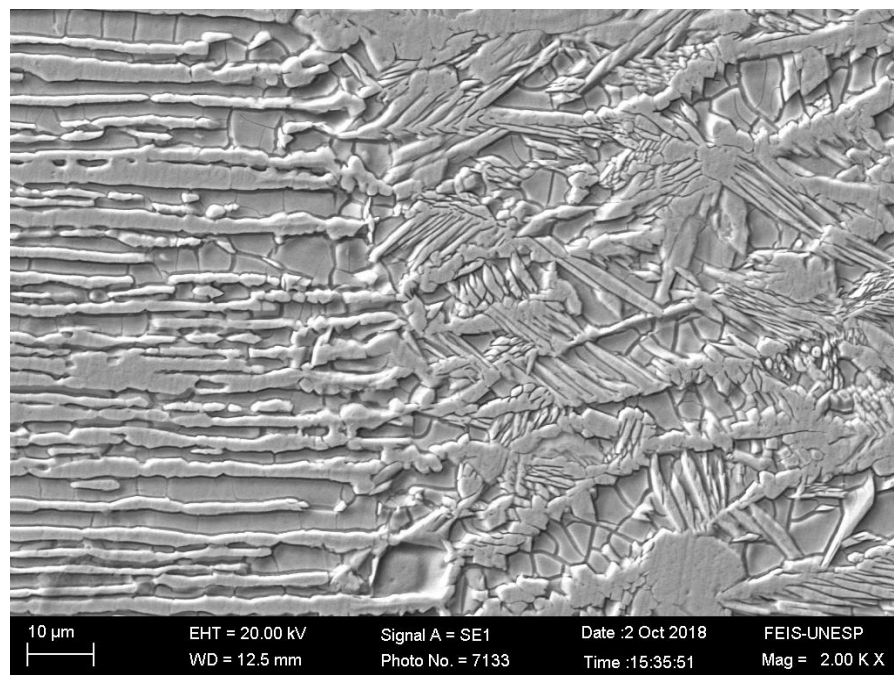
Figura 32 – Metal base AISI 316 L e metal de solda. Taxa de sobreposição 90%.



Fonte: Próprio Autor

A Figura 33 mostra o metal base UNS S32750 e metal de solda, também realizado pelo MEV. Em sequência temos a Figura 34 que mostra o centro do cordão de solda, ou seja, a zona fundida do material.

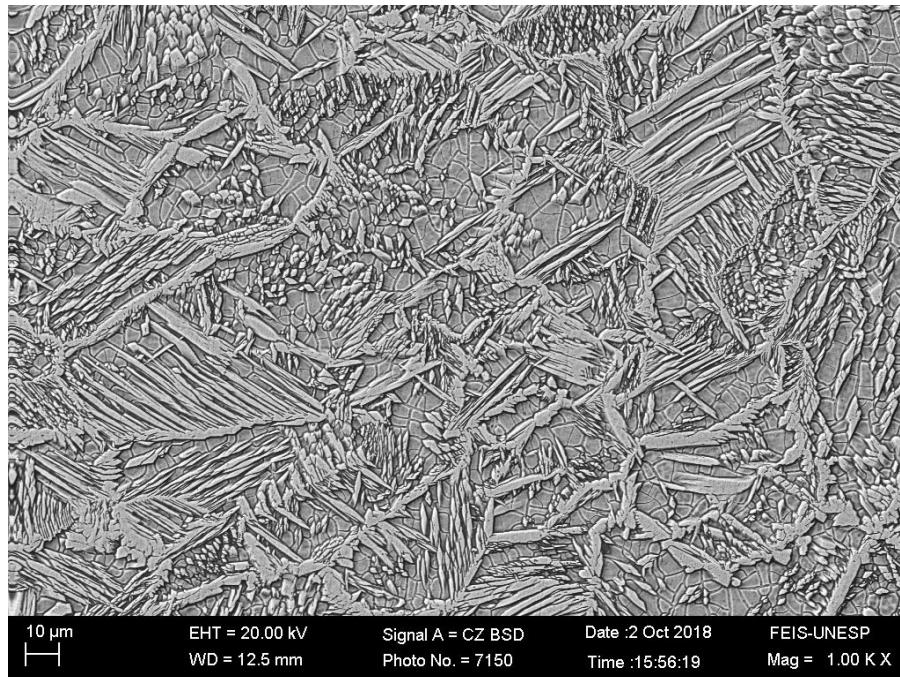
Figura 33 – Metal base UNS S32750 e metal de solda. Taxa de sobreposição 90%.



Fonte: Próprio Autor



Figura 34 - Microestrutura do cordão de solda entre os aços AISI 316L e UNS S32750. Taxa de sobreposição 90%.

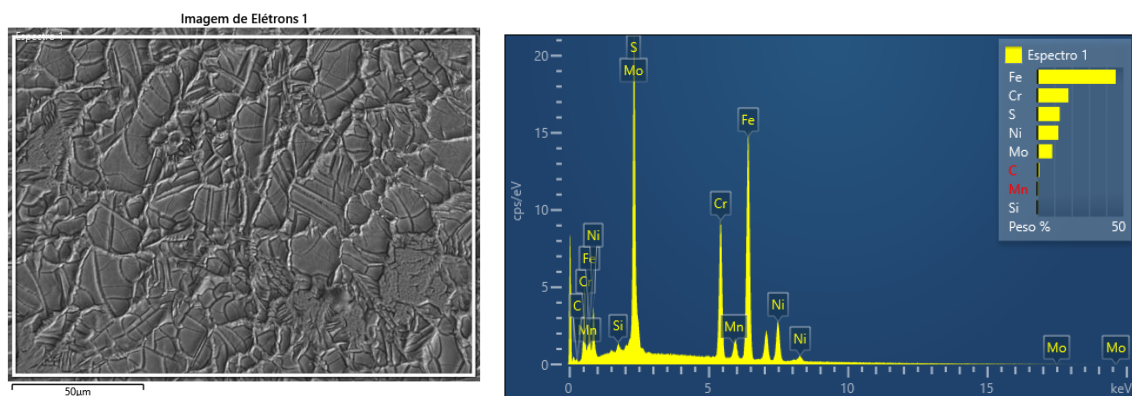


Fonte: Próprio Autor

#### 4.3 ANÁLISE QUÍMICA

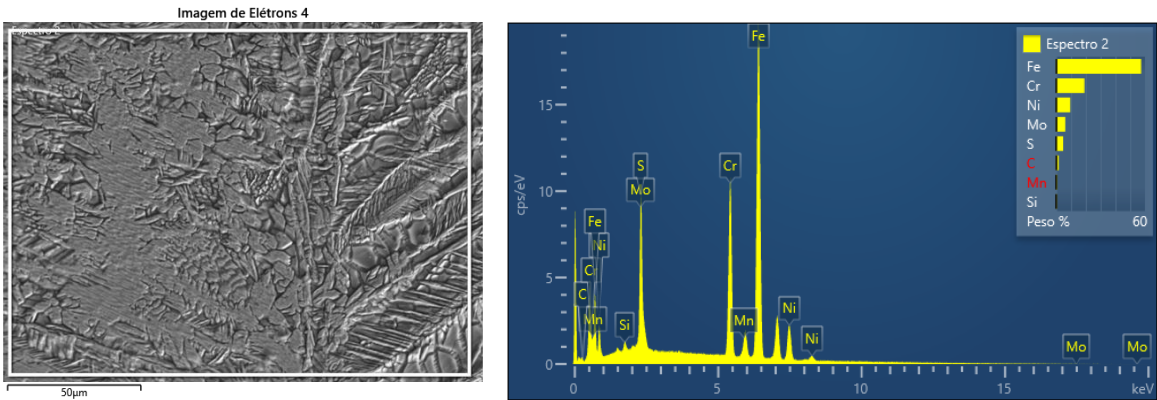
Nas Figuras a seguir é possível ver as análises obtidas para cada parâmetro de soldagem.

Figura 35 – EDS Amostra CP1 50% 1,8HZ



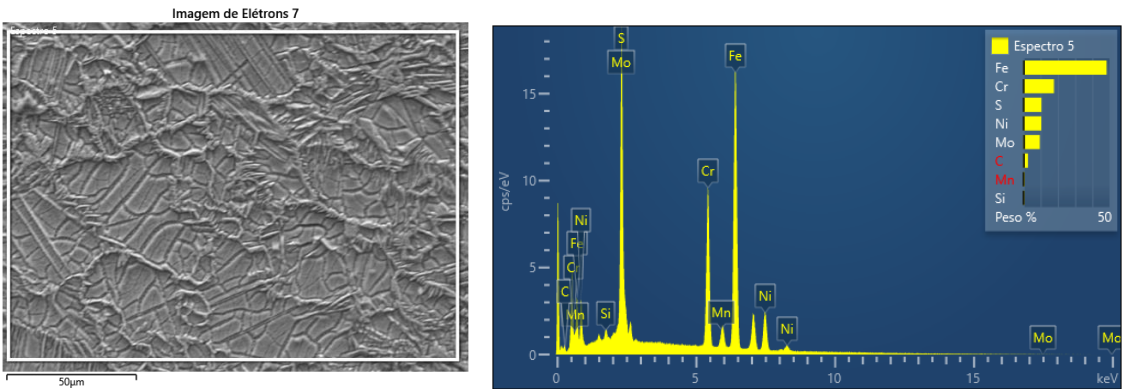
Fonte: Próprio Autor

Figura 36 – EDS Amostra CP2 60% 2,2 HZ



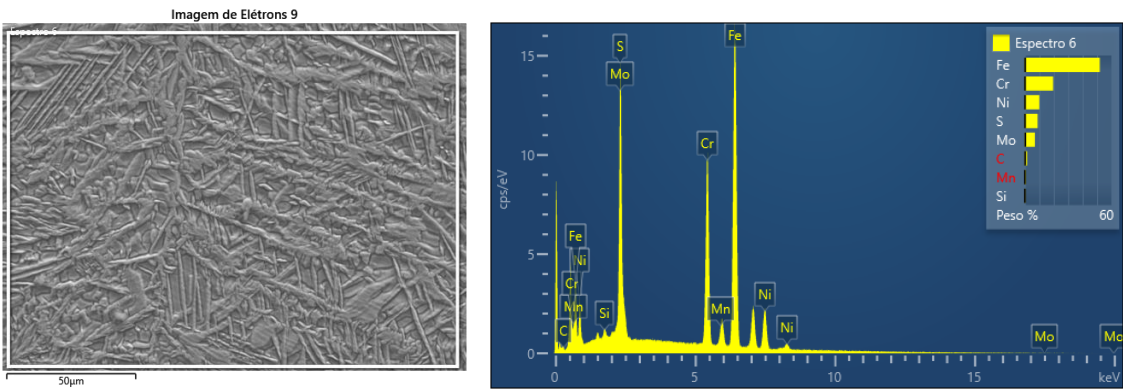
Fonte: Próprio Autor

Figura 37 – EDS Amostra CP3 70% 3,0 HZ



Fonte: Próprio Autor

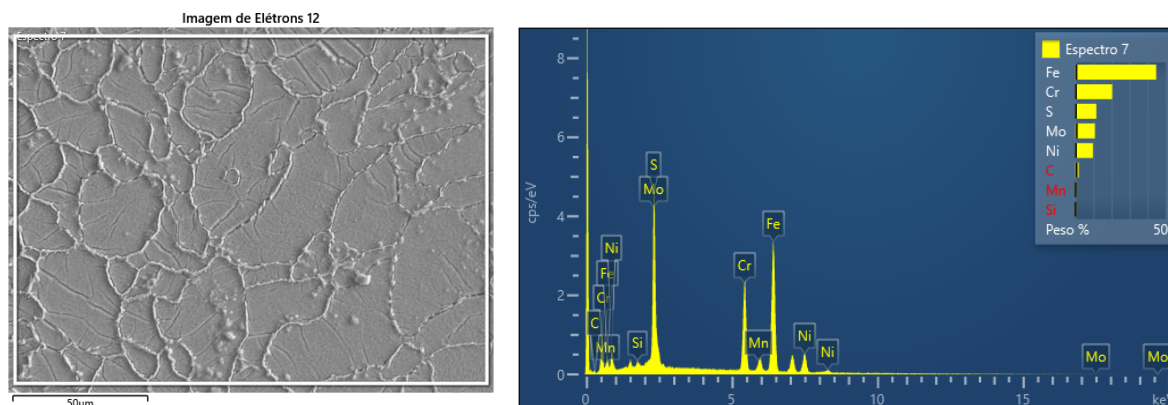
Figura 38 – EDS Amostra CP4 80% 4,5 HZ



Fonte: Próprio Autor



Figura 39 – EDS Amostra CP5 90% 9,0 Hz



Fonte: Próprio Autor

A Tabela 6 traz os resultados da composição química dos elementos de liga do metal de solda obtidos pela técnica de EDS em cada dos 5 corpos de prova estudados.

Tabela 6 – Composição química para cada cordão de solda obtida através EDS porcentagem em peso

| Corpo de Prova | C    | Si   | S     | Cr    | Mn   | Ni    | Mo   |
|----------------|------|------|-------|-------|------|-------|------|
| CP1            | 1,27 | 0,38 | 13,05 | 18,14 | 0,64 | 12,24 | 8,74 |
| CP2            | 1,79 | 0,42 | 4,79  | 19,19 | 0,67 | 9,53  | 6,24 |
| CP3            | 2,60 | 0,47 | 10,43 | 17,68 | 0,62 | 10,34 | 9,53 |
| CP4            | 1,61 | 0,38 | 8,85  | 19,58 | 0,66 | 10,04 | 6,94 |
| CP5            | 1,85 | 0,43 | 11,57 | 20,35 | 0,68 | 9,63  | 0,74 |

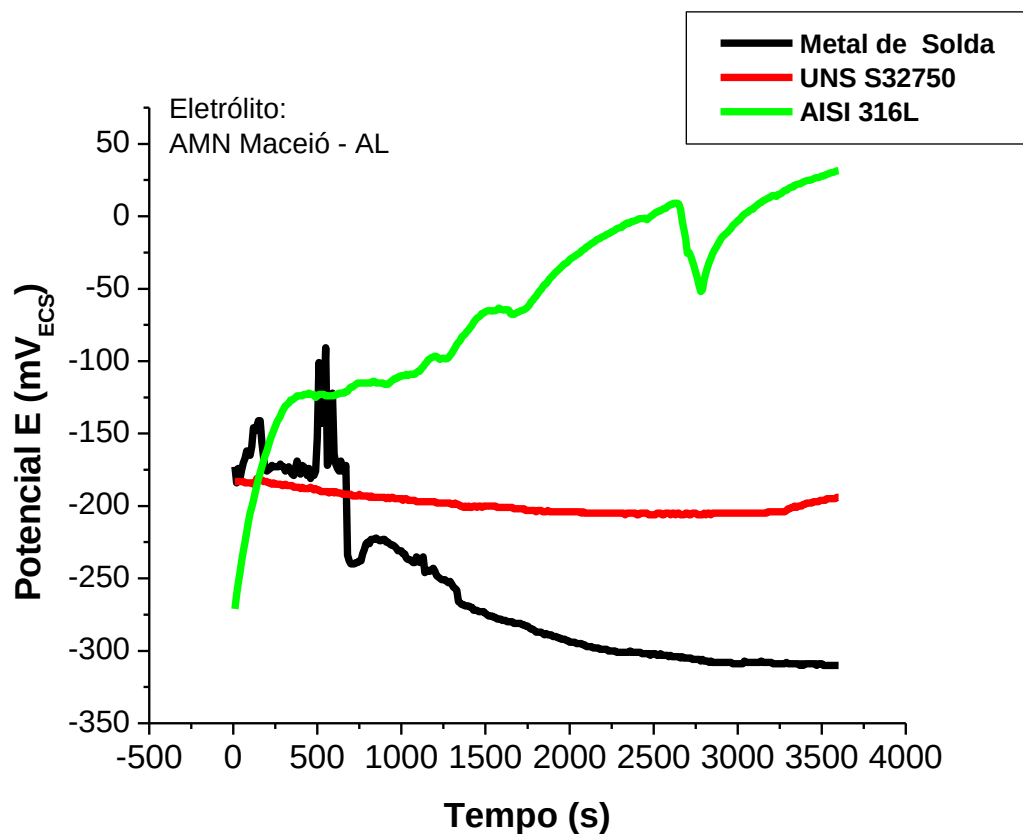
Fonte: Próprio Autor

Analisando os resultados infere se que a exemplo dos metais de base, a composição dos metais de solda não apresentou grandes discrepâncias quando comparado aquela fornecida pela Empresa Realum. Com isso é possível afirmar que o processo de soldagem não afetou os elementos de liga, independentemente quando visto pela óptica da variação do aporte térmico empregado.

#### 4.4 CORROSÃO

Para caracterização do comportamento corrosivo do metal de solda e metal de base foram realizados ensaios de Potencial de circuito aberto (PCA) e Polarização potenciodinâmica. As curvas de PDCA podem ser vistas na Figura 40.

Figura 40 – Potencial de Circuito Aberto (PCA)



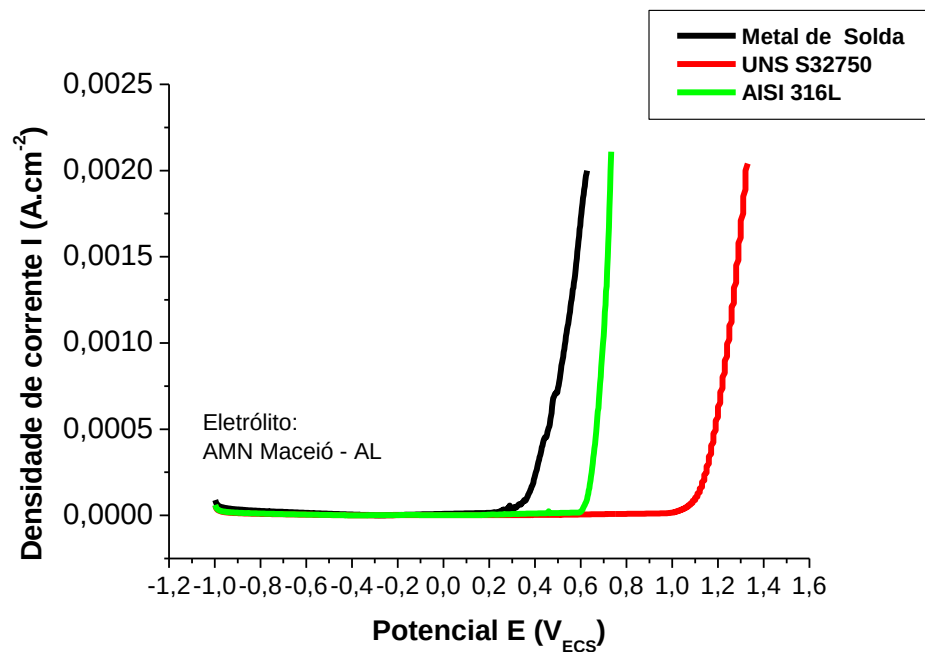
Fonte: Próprio Autor

O Potencial de Circuito Aberto (PCA) apresenta valores termodinâmicos, ou seja, mostra uma tendência a corrosão, quanto maior o potencial menor a tendência a corroer. Observa-se que AISI 316L inicia o experimento em - 270 mV, porém ao final dos 3600 s ele demonstra um aumento de 300 mV. O UNS S32750 inicia em - 180 mV e finaliza em -193mV mostrando uma pequena variação. O metal de solda inicia junto com o UNS S32750, porém ao final do ensaio sofre uma queda de 130

mV, sendo o único que sofre uma diminuição do potencial, exibindo assim uma maior tendência a corroer dentro do tempo de amostragem.

Para obtenção da curva de polarização linear o ensaio teve início em -1000 mV, com uma taxa de varredura de 1 mV/s, finalizando ao atingir uma densidade de corrente de 2 mA, ou seja, quando há um pico de corrente, esse pico caracteriza o pite. As curvas de polarização linear podem ser vistas na Figura 41.

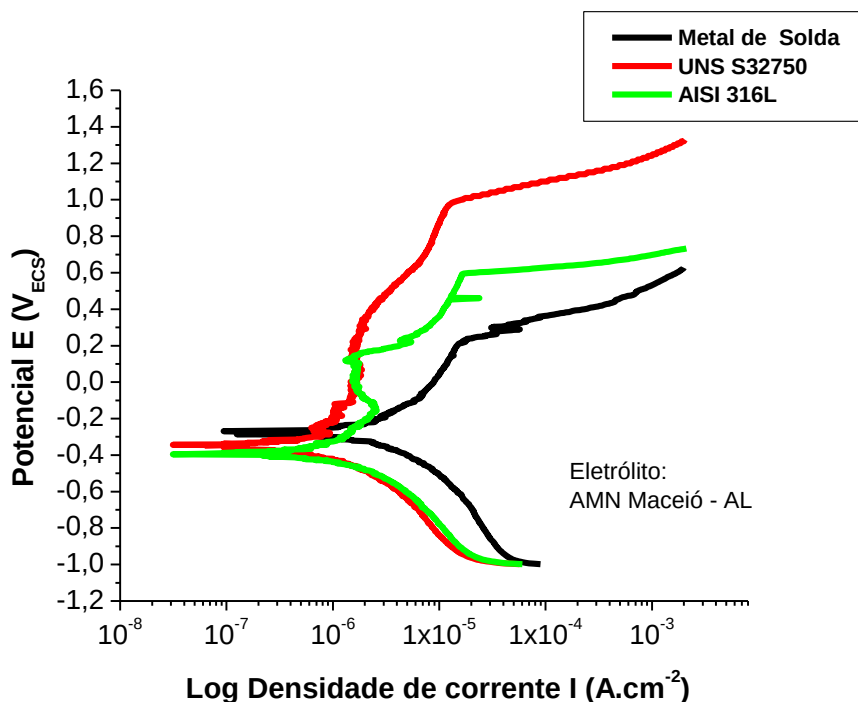
Figura 41 – Potencial de Pite



Fonte: Próprio Autor

Aplicando log na densidade de corrente obteve-se as curvas de polarização potenciodinâmica, essas podem ser vistas na Figura 42.

Figura 42 – Polarização Potenciodinâmica



Fonte: Próprio Autor

Os parâmetros eletroquímicos, obtidos das curvas de polarização estão alocados na Tabela 7.

Tabela 7 – Parâmetros Eletroquímicos das curvas de Polarização

|                         | <b>Metal de Solda</b>     | <b>UNS S32750</b>         | <b>AISI 316L</b>          |
|-------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|
| <b>E (i=0)</b>          | -282.8 mV                 | -357.8 mV                 | -399.0 mV                 |
| <b>R<sub>p</sub></b>    | 13.92 kΩ.cm <sup>2</sup>  | 44.07 kΩ.cm <sup>2</sup>  | 26.65 kΩ.cm <sup>2</sup>  |
| <b>I<sub>corr</sub></b> | 2.4929 μA/cm <sup>2</sup> | 0.5318 μA/cm <sup>2</sup> | 0.6734 μA/cm <sup>2</sup> |
| <b>E<sub>pi</sub></b>   | 245 mV                    | 997 mV                    | 511 mV                    |
| <b>E<sub>pf</sub></b>   | 626 mV                    | 1323 mV                   | 732mV                     |

Fonte: Próprio Autor

Analisando os dados obtidos nota-se em termos de corrosão generalizada o superduplex UNS S32750 demonstra uma maior resistência devido seu PREN, porém não há uma grande diferença entre os materiais estudados. A maior diferença é notada na corrosão por pite onde o UNS S32750 apresenta E<sub>pi</sub> e E<sub>pf</sub> muito

superior aos outros. Pode ser visto que no metal de solda o pite ocorre em potenciais mais baixos, podendo assim afirmar que o pite ocorrerá primeiramente nesse material.

#### 4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado para determinar a região de fratura dos corpos de prova. Tabela 8 apresenta os resultados dos ensaios como resistência mecânica e a região de fratura.

Tabela 8 – Resultados dos Ensaio de Tração

| <b>Corpo de Prova</b> |            | <b>Região da Fratura</b> | <b>Resistência Mecânica (Mpa)</b> |
|-----------------------|------------|--------------------------|-----------------------------------|
| <b>CP 1A</b>          | <b>50%</b> | Cordão de Solda          | 151                               |
| <b>CP 1B</b>          | <b>50%</b> | Cordão de Solda          | 151                               |
| <b>CP 2A</b>          | <b>60%</b> | Cordão de Solda          | 276                               |
| <b>CP 2B</b>          | <b>60%</b> | Cordão de Solda          | 443                               |
| <b>CP 3A</b>          | <b>70%</b> | Cordão de Solda          | 531                               |
| <b>CP 3B</b>          | <b>70%</b> | Cordão de Solda          | 418                               |
| <b>CP 4A</b>          | <b>80%</b> | Metal Base (316L)        | 565                               |
| <b>CP 4B</b>          | <b>80%</b> | Metal Base (316L)        | 520                               |
| <b>CP 5A</b>          | <b>90%</b> | Metal Base (316L)        | 512                               |
| <b>CP 5B</b>          | <b>90%</b> | Metal Base (316L)        | 615                               |

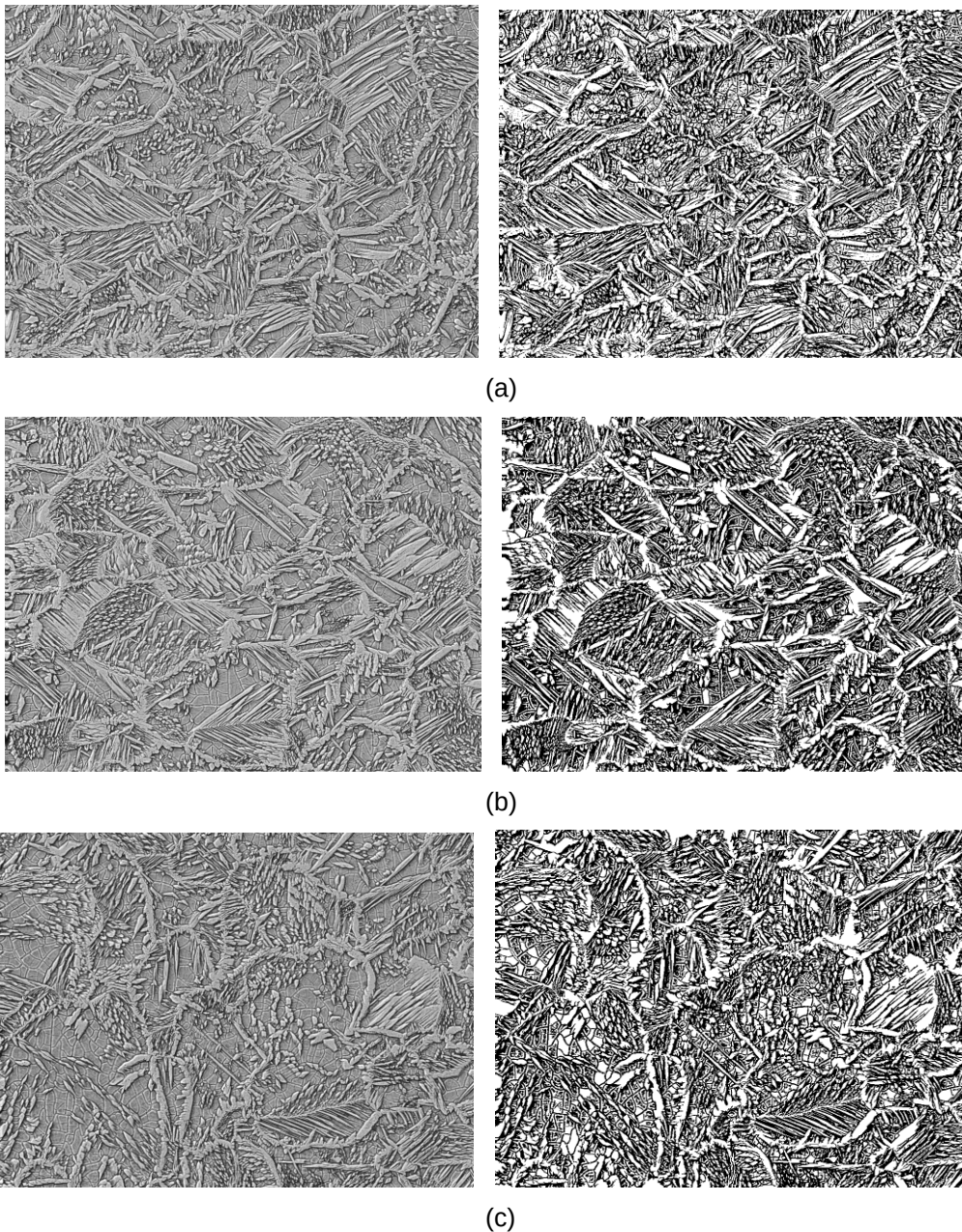
Fonte: Próprio Autor

De maneira geral, os resultados do ensaio de tração mostram que a soldagem pode ser realizada com segurança com taxas de sobreposição de 90% e 80% (Corpos de prova 5 e 4), sendo a fratura localizada no metal base do aço inoxidável AISI 316L. Já para as amostras taxa de sobreposição de 50%, 60% e 70%, falhou no cordão de solda sob um nível menor de tensionamento.

#### 4.6 BALANÇO MICROESTRUTURAL

A análise do balanço microestrutural dos cordões de solda foi feita utilizando-se o software livre ImageJ. As imagens foram binarizadas e com o próprio software determinou-se a quantidade de bits pretos e brancos. Os bits pretos representam as regiões de ferrita e os brancos as regiões de austenita. As imagens utilizadas são do corpo de prova com taxa de 90% de sobreposição. A Figura 43 mostra as imagens binarizadas da amostra.

Figura 43 – Micrografias binarizadas para balanço microestrutural.



Fonte: Próprio Autor

Em relação à morfologia da fase austenítica, sabe-se que o contorno do grão e a austenita *Widmanstätten* se forma em altas temperaturas, enquanto a austenita intragranular se forma em baixas temperaturas, portanto, altas taxas de resfriamento favorecem a formação deste último. Em soldagens de aços inoxidáveis duplex, austenita é formada pela transformação no estado sólido, que é fortemente afetada pelas taxas de resfriamento e aporte de calor. Sob altas taxas de resfriamento, não há tempo para completar a formação de ferrita para austenita até a relação de fase ideal, resultando em uma microestrutura predominantemente ferrítica. A grande quantidade de austenita intragranular em todas as condições é o resultado da sequência térmica (em particular, a alta taxa de resfriamento) do processo de laser associado ao efeito de promoção da austenita do alto níquel conteúdo do metal austenítico AISI 316L.

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

Tabela 9 – Balanço microestrutural no metal de solda

| Imagem   | Percentual de Ferrita | Percentual de Austenita |
|----------|-----------------------|-------------------------|
| <b>A</b> | 57,1                  | 42,9                    |
| <b>B</b> | 49,8                  | 50,2                    |
| <b>C</b> | 49,1                  | 50,9                    |

Próprio Autor

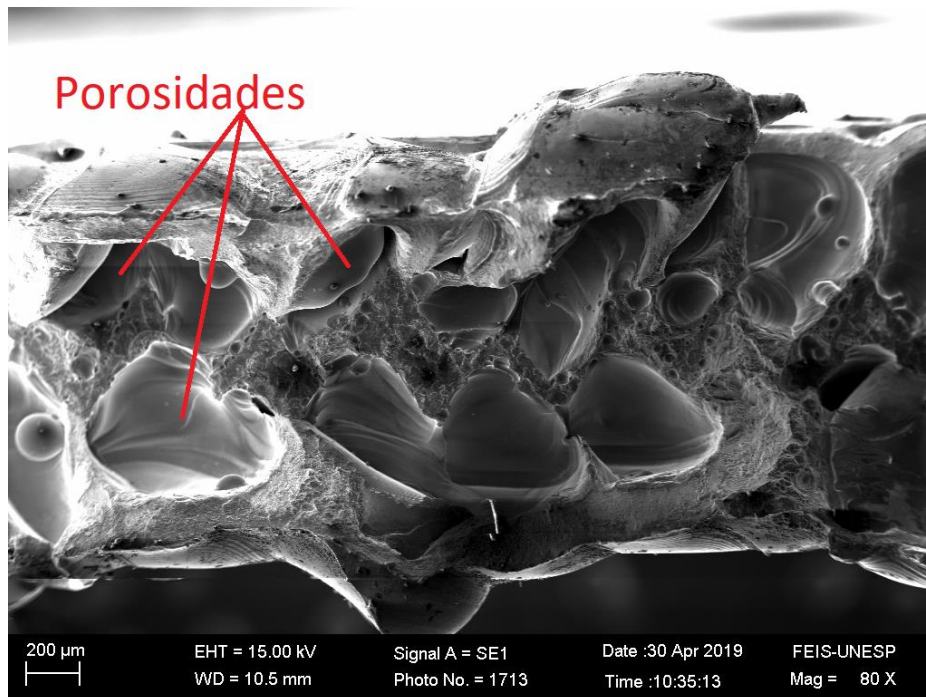
A Tabela 9 mostra o aumento significativo na quantidade de austenita do metal de solda, atingindo uma proporção de entre 40% a 50%. Ainda que a imagem (a) não atingiu os 50% do metal superduplex, há um ganho significativo na quantidade deste microconstituente através da soldagem dissimilar com o aço austenítico. Segundo Franzini (2016) a soldagem à laser convencional do aço inoxidável superduplex é capaz de gerar até 8% de austenita no metal de solda.

#### 4.7 FRACTOGRAFIA

Para estudar a causa das fraturas do ensaio de tração na região do cordão de solda foi realizada a fractografia no MEV. A Figura 44 mostra a vista superior da

fratura no cordão de solda, de taxa de sobreposição de 50%, ou seja, corpo de prova CP1, o mesmo foi selecionado pois sofreu fratura no metal de solda.

Figura 44 – Fractografia do cordão de Solda com porosidade

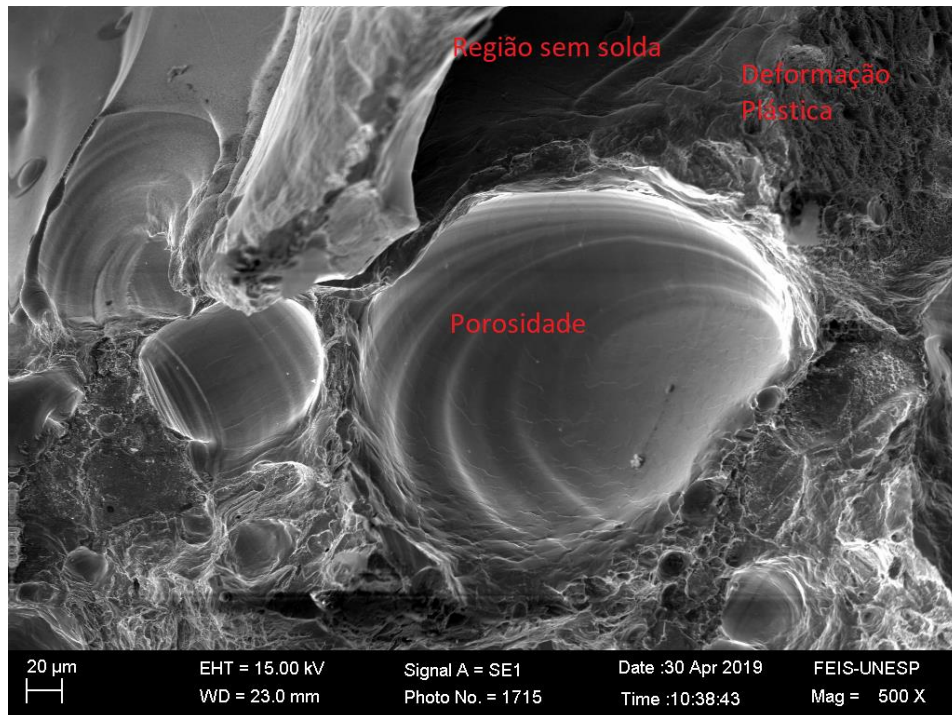


Fonte: Próprio Autor

Na figura 45 é possível observar região sem solda, deformação plástica e porosidade, motivos pelo qual a fratura ocorreu no metal de solda.



Figura 45 – Fractografia do cordão de solda com deformação plástica



Fonte: Próprio Autor

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

## 5 CONCLUSÕES

O balanço microestrutural apresentou aproximadamente 49% de austenita e 51% de ferrita, tal resultado indica a correção do balanço entre 50% ferrita e austenita. A análise química utilizando a técnica de EDS, não apresentou grandes discrepâncias da composição das ligas dos aços utilizados.

A análise da superfície do cordão de solda possibilitou a determinação da taxa de sobreposição. Quanto maior a taxa de sobreposição do cordão de solda, maior o aporte térmico aplicado, sendo o de maior aporte o CP 5 com 90% de sobreposição e sendo relativamente baixa na amostra CP 1 com 1,8 Hz.

As macrografias das amostras não apresentaram uma ZAT macroscopicamente visível, tal fato se deve ao baixo aporte térmico e rápido resfriamento característico do processo de soldagem a laser. As micrografias demonstraram um excelente resultado, é possível observar o crescimento de fases austeníticas, tal fenômeno se deve ao aço inoxidável austenítico que favoreceu o crescimento de tais fases, devido a sua composição química ter níquel ao qual é formador de fase austenítica.

Os ensaios de tração produziram resultados interessantes, os corpos de prova de CP 1 90% e CP 2 80%, romperam no metal base do AISI 316L, possuindo uma resistência mecânica de aproximadamente 570 Mpa, valor muito próximo do fornecido pela literatura. O aço inoxidável superduplex (UNS S32750) possui uma resistência mecânica superior ao aço inoxidável austenítico (AISI 316L). A perda de resistência mecânica pode ser explicada pelo rompimento do metal base do aço inoxidável austenítico.

A fractografia foi predominantemente dúctil, observou se porosidades em excesso e áreas sem soldagem explicando a redução de resistência mecânica dessa amostra.

O ensaio de corrosão demonstrou uma maior resistência no superduplex considerando a corrosão generalizada, sem muita discrepância ao metal de solda e ao austenítico. Em relação a corrosão por pite é possível afirmar a superioridade do superduplex. Podendo assim, afirmar que o pite ocorrera primeiramente no metal de solda.

Com todos os fatos anteriormente citados, as condições ideais de soldagem a laser Nd:YAG da junta dissimilar entre os aços inoxidáveis UNS S32750 e AISI 316L

são as de 90% e 80% de sobreposição. Essas amostras não foram rompidas no cordão de solda pelo ensaio de tração, apresentaram profundidade de penetração adequada e ausência de descontinuidade na macrografia.

## 5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Soldar com taxa de sobreposição de 90%, elevando a frequência para estudar o aumento da mistura no metal de solda;
- Utilizar estratégias como vibração mecânica ou magnética para melhorar a mistura no cordão de solda;
- Repetir os estudos utilizando chapas com espessuras mais grossas, na ordem de 3mm;
- Complementar a caracterização mecânica com ensaios de impacto para estudar a tenacidade do cordão de solda;

## REFERÊNCIAS

- ANDRADE, G. G. **Soldagem a Laser Nd:YAG Pulsado no Aço Superaustenítico 904L**. 2018. 108 f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista - Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, 2018.
- ASM Handbook. **Properties and selection: irons, Steel and High-Performance Alloys**. 10. ed. USA: ASM International, 1990.
- CASTRO, R., CADENET, J. J. **Welding Metallurgy of Stainless and Heat Resisting Steel**. Cambridge Universidade Press, Londres, 1975.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2005.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008.
- COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P.R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Blucher, 2006.
- DA CRUZ JUIOR, Eli *et al.* Effects of nickel addition on the microstructure of laser welded uns s32750 duplex stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 50, n. 4, p. 1616-1618, 2019.
- DAMOULIS, G. L., BATALHA, G. F. Solda Laser Aplicada ao Processo de Fabricação de Carrocerias Automotivas. *In*: NATIONAL CONFERENCE ON SHEET METAL FORMING, 16th, 2004, Porto Alegre. **Anais [...]** Porto alegre: UFRGS, 2004.
- DOLINSEK, S. Work-hardening in the drilling of austenitic stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 133, p. 63-70, 2003.
- FRANZINI, O. D. **Aplicação De Laser Pulsado ND:YAG Na Soldagem Do Aço Super Duplex UNS S32750**. 2016. 70 f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Ilha Solteira, 2016.
- GHOSH, S.K.; MONDAL, S. High temperature ageing behavior of a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 59, p. 1776-1783, 2008.
- GHUSOON, M. R. *et al.* Fiber Laser Welding of Dissimilar 2205/304 Stainless Steel Plates. **Metals**, [s. l.], Iraque, v. 7, p. 546, 2017.
- GUAN, K.S., X.D., XU, H., WANG, Z.W. Effect of aging at 700°C on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds. **Nuclear Engineering and Design**, [s. l.], v. 235, p. 2485-2494, 2005.
- KEOWN, S.R.; PICKERING, F.B. Niobium in stainless steels. *In*: NIOBIUM INTERNATIONAL SYMPOSIUM, 1981, São Francisco. **Proceedings [...]**. Warrendale: The Metallurgical Society of AIME, 1982. p.1137-1141.

LEFFLER, B. **STAINLESS**: Stainless steel and their properties. [S. l.]: 2008.

MAYER, A. Der Lasermakt in Europe. **Processo of the European Laser Marketplace**, [s. l.], v. 94, p. 6-11, 1994.

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

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de Algumas ligas Metálicas**. São Paulo: SENAI, 2011.

METALS HANDBOOK. **Metallography, Structure and Phase Diagrams**. 8. ed. Metals Park: ASM, 1973. v.9.

NERI, M. A.; COLA, R. Analysis of a martensitic stainless steel that failed due to the presence of coarse carbides. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 47, p. 283- 289, 2001.

NOBLE, D. N. Selection of Wrought Duplex Stainless Stells. Welding, Brazing and Soldering. *In*: ASM Handbook. 10. ed. USA: ASM International, 1993. v. 6. p. 471-480.

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

PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. **Aços Inoxidáveis austeníticos**: microestrutura e propriedades. [S. l.]: Ed. Hemus, Printed in Brazil, 1994.

POHL, M.; WISCHNOWSKI, F. Influence of the solution heat treatment temperature on the microstructure and the corrosion behaviour of ferritic-austenitic cast materials. *In*: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 49., 1994, São Paulo. **Anais [...]** São Paulo: [s. n.], 1994. v. 8, p.363-377.

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

STREICHER, M. A. **Stainless Stell 77**. Londres: *Climax Molybdenum Co*, 1977.

VERMA, J. *et al.* Dissimilar welding behavior of 22% Cr series stainless steel with 316L and its corrosion resistance in modified aggressive environment. **Journal of Manufacturing Processes**, India, v. 24, p. 1-10, 2016.

VERMA, J. *et al.* A Comparative Study on the Effect of Electrode on Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Welds of 2205 Austeno-Ferritic and 316L Austenitic Stainless Steel. **Materials Transactions**, India, v. 57, n. 4, p. 494, 2016.

YAN, H., Bi, H., Li, X., Xu, Z. Microstructure, texture and grain boundaries character distribution evolution of ferritic stainless steel during rolling process. **Journal of Materials Processing Technology**. [s. l.], v. 209, p. 2627-2631, 2009.

## ANEXO I

Silva Leite, Carla Gabriela; da Cruz Junior, Eli Jorge; Lago, Mattia; Zambon, Andrea; Calliari, Irene; Ventrella, Vicente Afonso, ***Nd: YAG Pulsed Laser Dissimilar Welding of UNS S32750 Duplex with 316L Austenitic Stainless Steel. Materials MDPI. , 2019, 12, 2906. (em anexo)***

## Article

# Nd: YAG Pulsed Laser Dissimilar Welding of UNS S32750 Duplex with 316L Austenitic Stainless Steel

Carla Gabriela Silva Leite <sup>1</sup>, Eli Jorge da Cruz Junior <sup>2</sup> , Mattia Lago <sup>3</sup>, Andrea Zambon <sup>3</sup>, Irene Calliari <sup>3</sup> and Vicente Afonso Ventrella <sup>1,\*</sup> 

<sup>1</sup> Department of Mechanical Engineering, Sao Paulo State University, Av Brazil Centro 56, 15385-000 Ilha Solteira SP, Brazil

<sup>2</sup> Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo, Av. Jerônimo Figueira da Costa 3014, 15503-110 Votuporanga SP, Brazil

<sup>3</sup> Department of Industrial Engineering, University of Padua, Via Marzolo 9, 35131 Padova PD, Italy

\* Correspondence: vicente.ventrella@unesp.br; Tel.: +55-18-996433864

Received: 2 August 2019; Accepted: 6 September 2019; Published: 9 September 2019



**Abstract:** Duplex stainless steels (DSSs), a particular category of stainless steels, are employed in all kinds of industrial applications where excellent corrosion resistance and high strength are necessary. These good properties are provided by their biphasic microstructure, consisting of ferrite and austenite in almost equal volume fractions of phases. In the present work, Nd: YAG pulsed laser dissimilar welding of UNS S32750 super duplex stainless steel (SDSS) with 316L austenitic stainless steel (ASS), with different heat inputs, was investigated. The results showed that the fusion zone microstructure observed consisted of a ferrite matrix with grain boundary austenite (GBA), Widmanstätten austenite (WA) and intragranular austenite (IA), with the same proportion of ferrite and austenite phases. Changes in the heat input (between 45, 90 and 120 J/mm) did not significantly affect the ferrite/austenite phase balance and the microhardness in the fusion zone.

**Keywords:** Nd: YAG; laser welding; dissimilar material; duplex steel; austenitic steel; microstructure; microhardness

## 1. Introduction

Recently, industries have been incorporating many kinds of materials in their products to reduce costs and improve performance. Thus, the use of new technologies for welding dissimilar materials in industrial production is increasing rapidly. Laser welding has many advantages and limitations when compared with other welding processes. The keyhole mode of welding uses reduced energy transfer to the material, resulting in a very narrow heat affected zone (HAZ) with small distortions and low residual stress. In laser welding with the keyhole mode, the beam is focused on the surface of the material, with power density high enough to start vaporization. A deep and narrow vapor cavity, the keyhole, is then formed, which allows multiple internal reflections of the beam and, consequently, very efficient power deposition. The keyhole is surrounded by molten material, forming a fusion zone, and by an adjacent solid distinct region, which is the HAZ [1–5].

Duplex stainless steels (DSSs), such as Alloy 2507 (UNS S32750), are frequently used in aggressive corrosion environments, provided that service temperatures are below 350 °C. The chemical composition of duplex steels contains 24%–26% Cr, 5%–8% Ni, 3%–5% Mo and 0.2%–0.3% N. Duplex stainless steels have excellent resistance to pitting and stress corrosion cracking. Extensive control of the austenite and ferrite phase balance (50%–50%) in the weld metal is very important for good corrosion resistance. Due to the thermal cycle experienced during welding with high power density sources, the optimal ferrite/austenite ratio is impaired, and the phase balance can be restored by a post weld heat treatment (PWHT). For field welding, as in the oil and gas industry, PWHT is not always possible due to the large



dimensions of components, which may compromise the corrosion resistance of the welded structure. Thus, to improve the corrosion resistance of the weld deposit, one of the solutions would be the addition in the weld bead of elements promoting the gamma phase, such as Ni [6–9].

Due to the high nitrogen and low carbon contents, DSSs exhibit good laser weldability. In a general way, the fusion zone microstructure presents more ferrite content than that predicted by the Schaeffler diagram. Normally, the fusion zone microstructure contains between 15% and 25% austenite. The high cooling rate and rapid solidification in the laser welding process does not affect ferrite formation, but it suppresses the solid state ferrite to austenite phase transformation. The microstructural balance of austenite and ferrite with approximately 50%–50% is reached with post weld heat treatment in the range of 1050–1100 °C, and good stress corrosion properties are obtained. Annealing and quenching encourages austenite formation in autogenous welds. The addition of alloys with high Ni content may also be used to increase the austenite volumetric fraction. After the welding, the fusion zone hardness typically increases up to 350 HV [10–14].

Steels of the austenitic group exhibit good resistance to corrosion and oxidation at temperatures up to 650 °C or higher. These steels also exhibit excellent ductility and toughness in this temperature range. Corrosion and oxidation resistance is imparted primarily by a high chromium content, generally higher than 16 wt.%. The addition of austenite-stabilizing elements, primarily carbon and nickel and sometimes nitrogen, promotes an austenitic structure over a wide range of temperatures. In some alloys, austenite is stable from room temperature to the melting temperature range. The predominance of an austenitic structure in these steels gives rise to their excellent ductility and toughness [15–19].

The wide utilization of plain austenitic stainless steels, due to excellent corrosion resistance and good cost-effectiveness, has stimulated research about their applications in many situations and environments, so that much information is available concerning their shaping, welding (even with high power density facilities) and, eventually, post weld heat treatments. Currently, superaustenitic stainless steels are being used because they can bridge between relatively cheap austenitic stainless steels (ASSs) and expensive Ni base super alloys, when high corrosion properties are required at moderately high temperatures [20–23].

The fusion zone chemical composition of welds of dissimilar steels has an intermediate composition between the different base metals. This has a significant influence on the weld metal microstructure, its properties and its weldability. It is important to know how variations in processing parameters affect the fusion zone composition for dissimilar steels welding applications [24–26].

In this research, both the super duplex stainless steel UNS S32750 and the austenitic stainless steel 316L, Nd: YAG pulsed laser welded under different heat inputs of 45, 90 and 120 J/mm, were studied, and the microstructure/mechanical properties relationship was analyzed.

## 2. Materials and Methods

AISI 316L austenitic stainless steel (ASS) with UNS S32750 super duplex stainless steel (SDSS) were the base metals used in this research, with their composition (wt.%) shown in Table 1. The base metals were shaped to sizes of 1.5 mm × 50 mm × 120 mm. The laser welding studies were conducted analyzing the relationships between pulsed laser welding parameters, heat input, chemical composition, mechanical and microstructural properties. Before welding, the base metals were cut using the electro-discharge machining (EDM) process to ensure no root opening in the region of the butt joint faces. Samples were welded with single pass-double size with a pulsed Nd: YAG laser machine, model UW-150A, with a 150 W maximum mean power. The laser beam with pulse energy set at 10 J was focused on the surface of the base metal (BM), and the welding speed was fixed at 1.0 mm/s. The frequencies of the pulses used were 4.5, 9.0 and 12.0 Hz. Thus, the controlled parameter in this process was the heat input. The joints were laser-welded in an argon atmosphere at 15 l/min. Table 2 shows the welding parameters that were used. Figure 1 shows a schematic of the dissimilar butt joint (Figure 1a) and an optical macrograph of the dissimilar steels pulsed laser welded joint (Figure 1b).

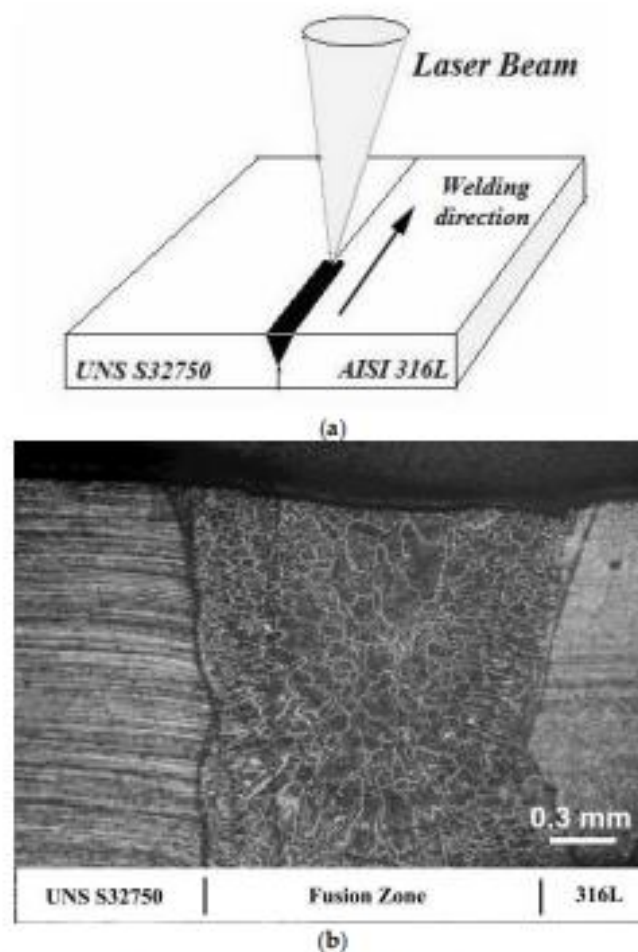


**Table 1.** Chemical composition of the base metals (wt.%).

| Base Metal | C     | Si   | Mn   | Cr    | Ni    | Mo   | S     | P     | Cu   | N     |
|------------|-------|------|------|-------|-------|------|-------|-------|------|-------|
| 32750      | 0.018 | 0.29 | 0.63 | 25.61 | 6.97  | 3.84 | 0.003 | 0.020 | 0.15 | 0.269 |
| 316L       | 0.020 | 0.35 | 1.5  | 16.25 | 10.11 | 2.04 | 0.011 | 0.030 | 0.19 | -     |

**Table 2.** Pulsed laser welding parameters.

| Samples | Peak Power [kW] | Pulse Span [ms] | Pulse Energy [J] | Frequency [Hz] | Heat Input [J/mm] |
|---------|-----------------|-----------------|------------------|----------------|-------------------|
| D1      | 2               | 5               | 10               | 4.5            | 45                |
| D2      | 2               | 5               | 10               | 9.0            | 90                |
| D3      | 2               | 5               | 10               | 12.0           | 120               |

**Figure 1.** (a) Schematic of the dissimilar steels butt joint; (b) optical macrograph of the welded joint.

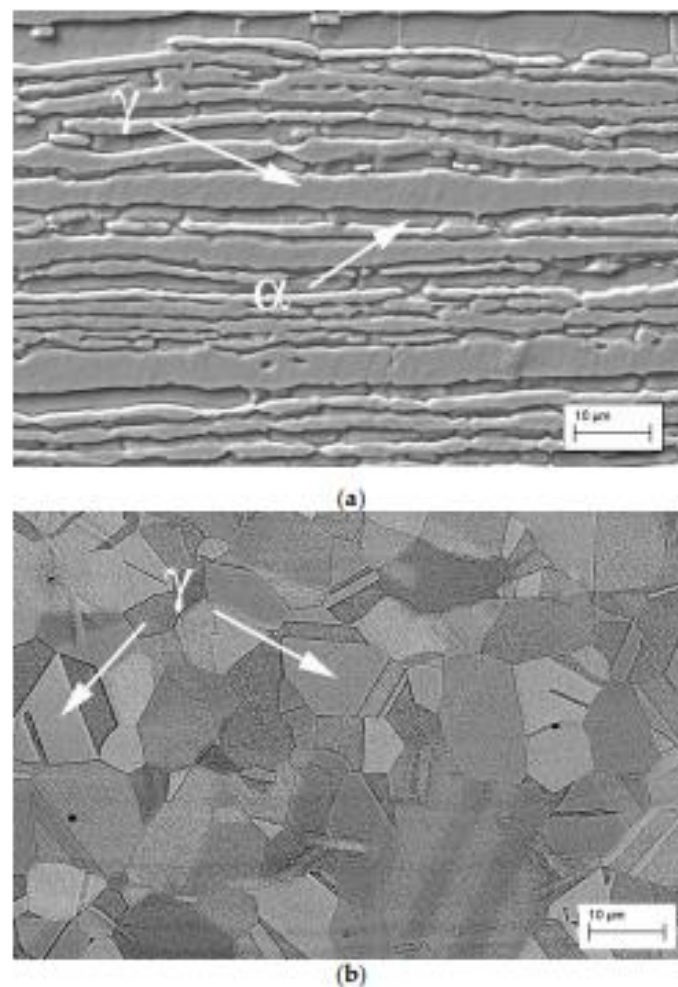
Beraha reagent (85 mL  $H_2O$ –15 mL  $HCl$ –1 g  $K_2S_2O_8$ ) was used for etching and revealing the macro and microstructures. The austenite/ferrite ratio in the fusion zone was calculated using SEM images (Carl Zeiss EVO LS15, Munich, Germany) and free image software (Image J, version 1.51k, National Institutes of Health, MD, USA).

Vickers microhardness tests were performed at 0.5 mm from the top surface on the cross-section of the dissimilar steels welded joint. Standard 100 gf was used for a residing time of 10 s and intervals of 0.1 mm. The tensile tests were performed following ASTM E8M-04 Standard. Due to the small plate thickness, sub-sized specimens were used.

### 3. Results

#### 3.1. Macro and Microstructures of the Welded Joint

Figure 2 shows the microstructures of the base materials with 1.5 mm thickness. The microstructures show the presence of balanced austenite and ferrite phases on 32750 duplex steel and an austenitic microstructure on 316L austenitic stainless steel. The weld beads showed the characteristic morphology of pulsed laser welding, which is a sequence of ripples due to the partially superimposed laser beam shots (see Figure 3). The effect of dissimilar base materials with different compositions on the microstructure of joints welded by the Nd: YAG pulsed laser was investigated.



**Figure 2.** SEM micrographs of the base materials: (a) UNS S32750 duplex steel; (b) AISI 316L austenitic stainless steel. (γ-austenite, α-ferrite).

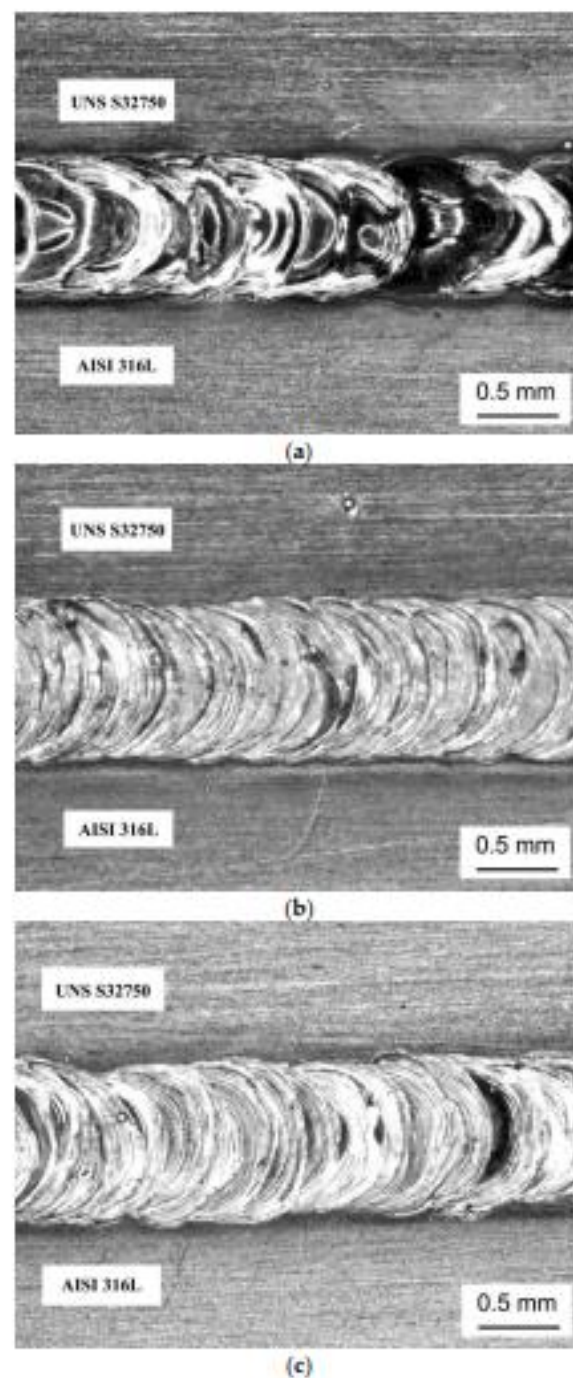


Figure 3. Top view of dissimilar welded specimens with: (a) 45 J/mm, (b) 90 J/mm and (c) 120 J/mm.

The microstructures of the transition regions between the base metals, UNS S32750 and AISI 316L, and the fusion zone are shown in Figure 4. In the fusion zone, austenite was formed following three modes: allotriomorphs at the prior-ferrite grain boundaries, Widmanstätten side-plates growing into the grain from the allotriomorphs' grain boundaries, and intragranular austenite.



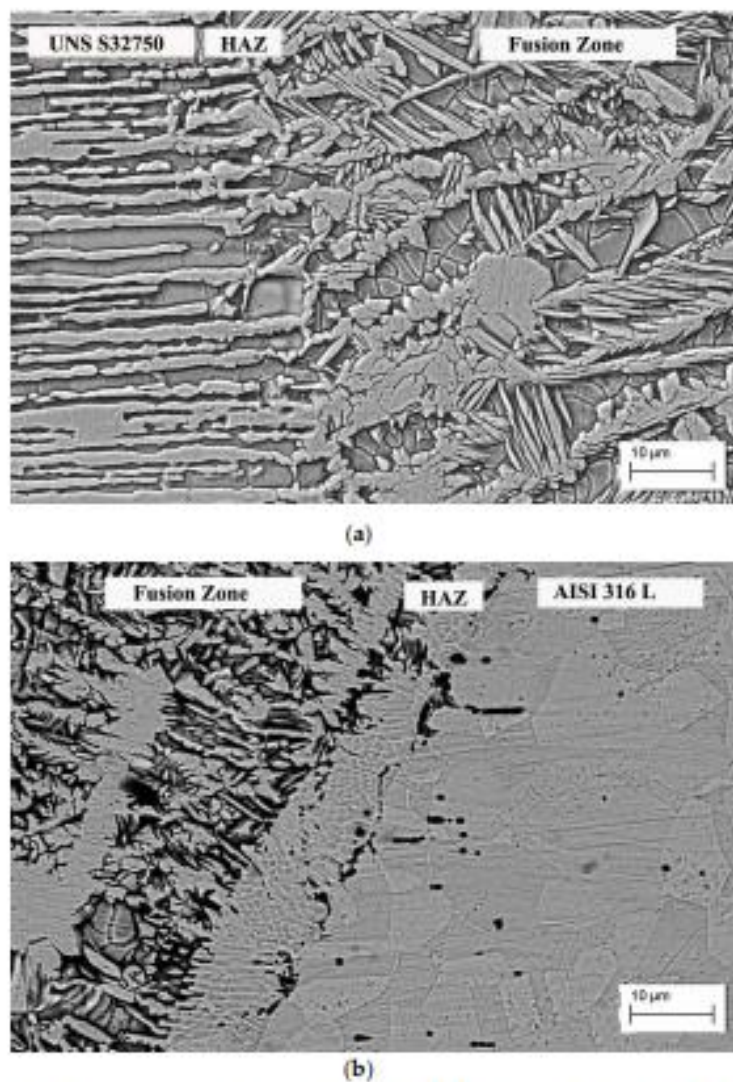


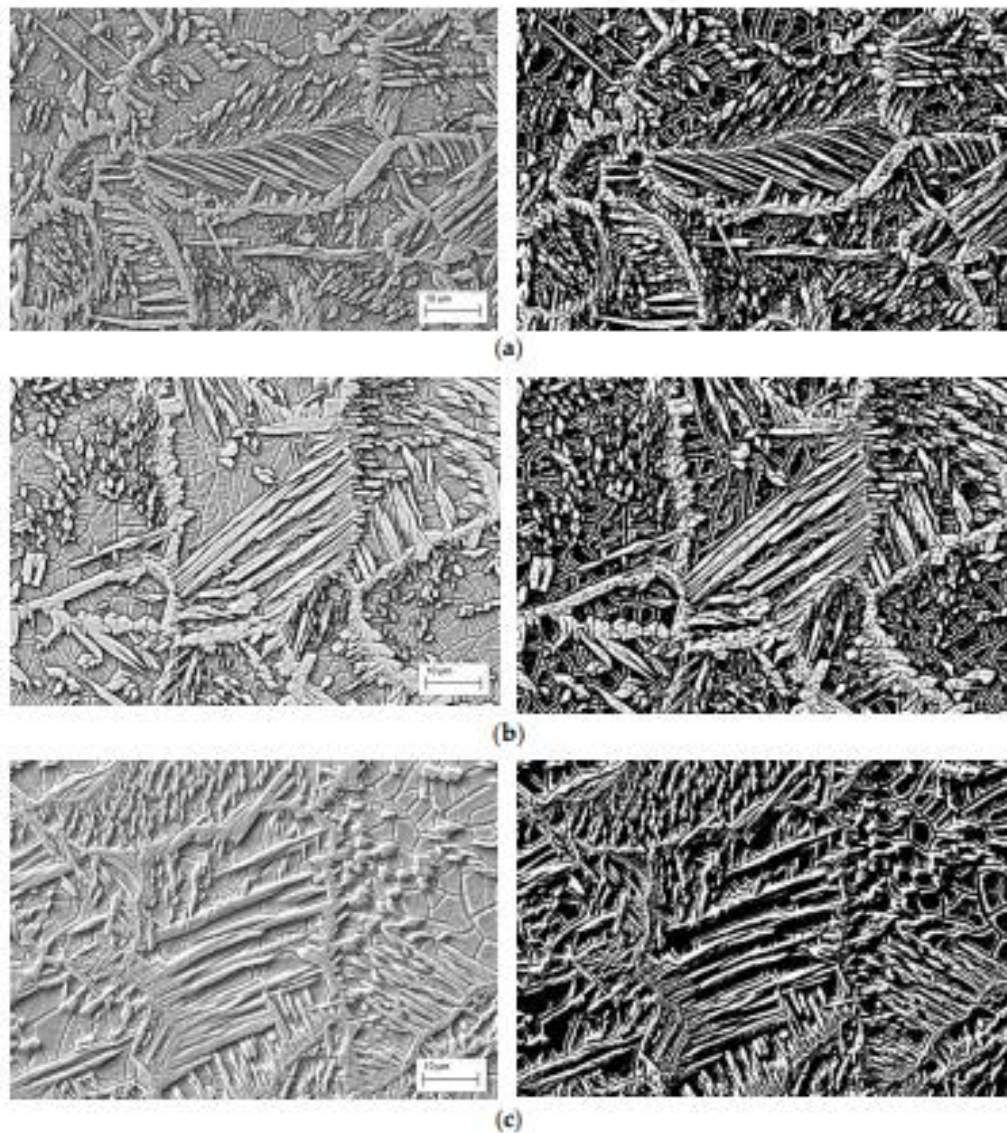
Figure 4. SEM micrographs of the transition region. (a) UNS S32750 base metal and fusion zone; (b) AISI 316L base metal and fusion zone.

The quantitative effect of the high nickel content from the AISI 316L base metal in the fusion zone of the dissimilar steels welding process can be observed in Table 3, which shows the proportions of austenite and ferrite for all welding conditions and for the base metal (BM). The results were obtained by image analysis in several regions of the fusion zone (FZ) and base metal (BM).

Table 3. Phase proportions in the fusion zone.

| Sample | Heat Input (J/mm) | Austenite % | Ferrite % |
|--------|-------------------|-------------|-----------|
| BM     | -                 | 49.8        | 50.2      |
| D1     | 45                | 47.7        | 53.3      |
| D2     | 90                | 48.2        | 51.8      |
| D3     | 120               | 48.9        | 51.1      |

The fusion zone micrographs of the weld beads for different heat input conditions (45, 90 and 120 J/mm, respectively) are shown in Figure 5. As already shown, it is possible to verify that different heat inputs did not significantly affect the amount and morphology of austenite.



**Figure 5.** SEM micrographs and respective binary images of the fusion zone for: (a) 45 J/mm; (b) 90 J/mm; (c) 120 J/mm.

### 3.2. Microhardness

The Vickers microhardness profile for dissimilar steels welded with 45, 90 and 120 J/mm is shown in Figure 6.

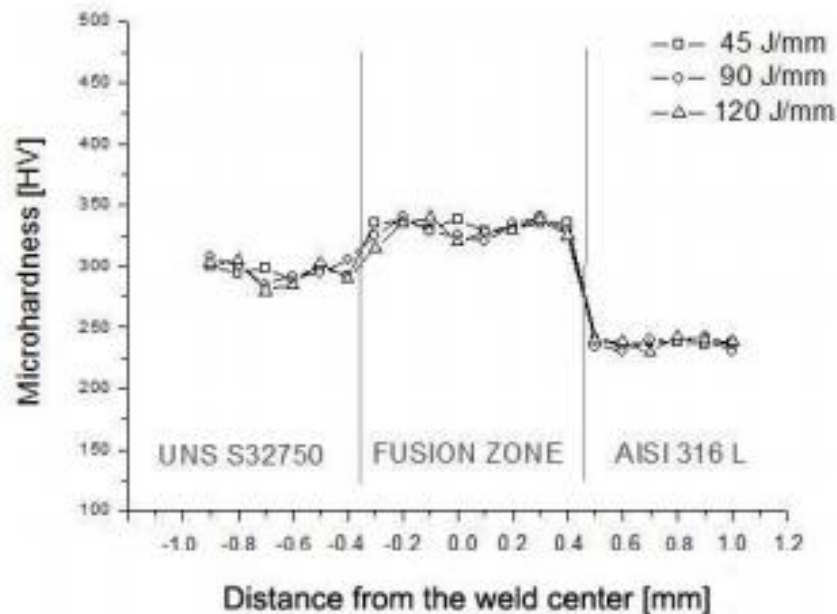


Figure 6. Microhardness profile along the dissimilar weld joints at different heat inputs.

The mean microhardness profiles of the base metals, UNS S32750 and AISI 316L, were  $292 \pm 5.8$  HV and  $238 \pm 3.2$  HV, respectively. The fusion zones presented a predominantly duplex microstructure, and the microhardness in the fusion zones was higher than in the base metals,  $329 \pm 6.3$  HV.

### 3.3. Tensile Strength

In the tensile tests of all samples, fracture occurred outside the fusion zone, always in the 316L austenitic stainless steel, as shown in Figure 7, with tensile stress of roughly 540 MPa.

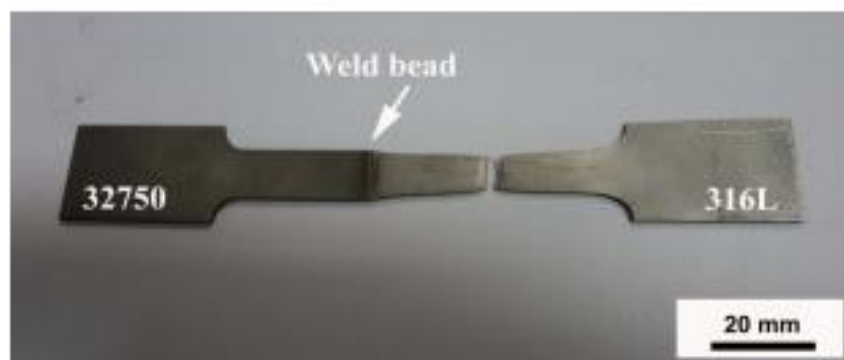


Figure 7. Tensile test specimen D3.

## 4. Discussion

As reported by Mirakhorli et al. [9], the welding of duplex steel using a laser process produces a microstructure in the fusion zone with a low volumetric fraction of austenite in the form of allotriomorphs at ferrite grain boundaries and acicular intragranular austenite. The resulting microstructure is unbalanced, with the ferrite predominating. In the present research, it is possible to see the presence of an austenitic phase in the three forms, and in a greater volumetric fraction, resulting in a visibly balanced microstructure. The high nickel content from the AISI 316L base metal affected



the austenite both qualitatively and quantitatively, modifying the morphology and volumetric fraction. The morphology of the formed austenite will be discussed later.

Increasing the nickel content in the fusion zone, the austenite proportion increased to approximately 52%. This effect is a consequence of more austenite-promoting elements in the fusion zone. As already mentioned, phase balance in SDSS is very important for the material to maintain its mechanical resistance and corrosion properties [27–30].

Regarding the morphology of the austenitic phase, it is known that the grain boundary and Widmanstätten austenite form at high temperatures, while the intragranular austenite forms at lower temperatures, so high cooling rates favor the formation of the latter. In SDSS weldments, austenite is formed by solid-state transformation, which is strongly affected by the cooling rates and heat input. Under high cooling rates, there is no time for completing the ferrite-to-austenite formation up to the optimal phase ratio, resulting in a predominantly ferritic microstructure. The great amount of intragranular austenite in all conditions is the result of the thermal sequence (in particular, the high cooling rate) of the laser process associated with the austenite promotion effect of the high nickel content from the AISI 316L austenitic base metal.

Comparing the resulting microstructures for the different conditions, it can be said that the effect of the chemical composition of the AISI 316L base metal, which contains large amounts of austenite-stabilizing elements, overlapped the effects of the thermal cycle once the same phase balance was reached with different heat inputs.

The feasibility of welding by pulsed Nd: YAG laser between a duplex and an austenitic stainless steel containing 10 wt.% Ni as the austenite-promoting element has been demonstrated.

Moreover, it has been proved that with the pair of dissimilar steels tested and with the adopted set of welding parameters, a satisfactory phase balance, very close to that of the duplex base metal, can be achieved directly from the cooling of the bead, without the need for post weld heat treatments.

## 5. Conclusions

- In dissimilar Nd: YAG pulsed laser welding between UNS S32750 duplex steel and AISI 316L austenitic stainless steel, volumetric fractions of austenite and ferrite of approximately 50%–50% were obtained in the fusion zone, resulting in a balanced microstructure.
- Duplex microstructures in the fusion zone occurred as a consequence of the higher Ni content (austenite former) and lower Cr content (ferrite former) from the 316L austenitic stainless steel, when compared to the chemical composition of duplex steel.
- The hardness of the fusion zone was higher than that of the base duplex steel, since the different morphology and arrangement of the austenite along the fusion zone affected the hardness of the region.
- In all tensile tests, fracture occurred outside the fusion zone, always in the AISI 316L austenitic stainless steel base metal, with an average tensile strength of 540 MPa.
- Changes in the heat input did not significantly affect the ferrite/austenite phase balance and the microhardness of the fusion zone.
- Based on the outcomes of the present work, the Nd: YAG pulsed laser welding of dissimilar materials, namely, UNS S32750 super duplex stainless steel (SDSS) with AISI 316L austenitic stainless steel (ASS), is recommended.

**Author Contributions:** Conceptualization, C.G.S.L. and V.A.V.; methodology, V.A.V., I.C., and A.Z.; validation, C.G.S.L., E.J.d.C.J., and M.L.; formal analysis, C.G.S.L. and E.J.d.C.J.; investigation, C.G.S.L.; data curation, C.G.S.L., M.L. and E.J.d.C.J.; writing—original draft preparation, C.G.S.L.; writing—review and editing, C.G.S.L., and E.J.d.C.J.; and supervision, V.A.V., I.C. and A.Z.

**Funding:** This research was funded by the Department of Mechanical Engineering, Sao Paulo State University, Ilha Solteira, SP, Brazil.

**Conflicts of Interest:** The authors declare no conflict of interest.

## References

- Berreta, J.R.; Rossi, W.; Neves, M.D.M.; Almeida, I.A.; Vieira, N.D., Jr. Pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels. *Opt. Laser Eng.* **2007**, *45*, 960–966. [\[CrossRef\]](#)
- Katayama, S. *Handbook of Laser Welding Technologies*; Woodhead Publishing: Cambridge, UK, 2013; pp. 24–37.
- Steen, J.C. *Laser Material Processing*, 3rd ed.; Springer: Berlin, Germany, 2005; pp. 157–200.
- Ion, W.M. *Laser Processing of Engineering Materials*, 1st ed.; Springer: Berlin, Germany, 2005; pp. 395–455.
- Welding Processes. In *Welding Handbook*, 10th ed.; American Welding Society: Miami, FL, USA, 2018; pp. 713–738.
- Dupont, J.N.; Lippold, J.C.; Kiser, S.D. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*; John Wiley and Sons: Hoboken, NJ, USA, 2009.
- Mohammed, G.R.; Ishak, M.; Ahmad, S.N.A.S.; Abdulhadi, H.A. Fiber laser welding of dissimilar 2205/304 stainless steel plates. *Metals* **2017**, *546*, 546. [\[CrossRef\]](#)
- Ramkumar, K.D.; Dagur, A.H.; Kartha, A.A.; Subodh, M.A.; Arum, D.; Vishnu, C.; Kumar, M.G.V.; Abraham, W.S.; Chatterjee, A.; Abraham, J. Microstructure, mechanical properties and biocorrosion behavior of dissimilar welds of AISI 904L and UNS S32750. *J. Manuf. Process.* **2017**, *30*, 27–40. [\[CrossRef\]](#)
- Mirakhorli, F.; Ghaini, F.M.; Torkamany, M.J. Development of weld metal microstructures in pulsed laser welding of duplex stainless steel. *J. Mater. Eng. Perform.* **2012**, *21*, 2173–2176. [\[CrossRef\]](#)
- Kaşar, R.; Acaner, M. Microstructure-property relationship in explosively welded duplex stainless steel-steel. *Mater. Sci. Eng. A* **2003**, *363*, 290–298. [\[CrossRef\]](#)
- Karlsson, L.; Arcini, H. Low energy input welding of duplex stainless steel. *Weld. World* **2012**, *56*, 41–47. [\[CrossRef\]](#)
- El-Batahy, A.M.; Khoureshid, A.F.; Sharef, T. Effect of laser beam welding parameters on microstructures and properties of duplex stainless steel. *Mater. Sci. Appl.* **2011**, *2*, 1443–1451. [\[CrossRef\]](#)
- Amigo, V.; Bonache, V.; Teruel, L. Mechanical properties of duplex stainless steel laser joints. *Weld. Int.* **2006**, *20*, 361–366. [\[CrossRef\]](#)
- Muthupandi, V.; Srinivasan, P.; Seshadri, S.K.; Sundaresan, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Mater. Sci. Eng. A* **2003**, *358*, 9–16. [\[CrossRef\]](#)
- Kuryntsev, S.V.; Moroshkin, A.E.; Gilmudinov, A.K. Fiber laser welding of austenitic steel and commercially pure copper butt joint. *Opt. Laser Eng.* **2017**, *90*, 101–109. [\[CrossRef\]](#)
- Kumar, N.; Mukherjee, M.; Bandyopadhyay, A. Study on laser welding of austenitic stainless steel by varying incident angle of pulsed laser beam. *Opt. Laser Technol.* **2017**, *94*, 296–309. [\[CrossRef\]](#)
- Alcock, J.A.; Baufeld, B. Diode laser welding of stainless steel 304L. *J. Mater. Process. Tech.* **2017**, *240*, 138–144. [\[CrossRef\]](#)
- Tomashchuk, I.; Grevey, D.; Sallamand, P. Dissimilar laser welding of AISI 316L stainless steel to Ti6–Al4–6V alloy via pure vanadium interlayer. *Mater. Sci. Eng. A* **2015**, *622*, 37–45. [\[CrossRef\]](#)
- Verma, J.; Taiwade, R.V. Dissimilar welding behavior of 22% Cr series stainless steel with 316L and its corrosion resistance in modified aggressive environment. *J. Manuf. Process.* **2016**, *24*, 1–10. [\[CrossRef\]](#)
- Sathiyar, P.; Panneerselvam, K.; Abdul Jaleel, M.Y. Optimization of laser welding process parameters for super austenitic stainless steel using artificial neural networks and genetic algorithm. *Mater. Des.* **2012**, *36*, 490–498. [\[CrossRef\]](#)
- Macha, J.H.; Scully, J.R. Corrosion Properties of Laser-Welded Superaustenitic Stainless Steel Sandwich Structures. *Corros. Sci.* **2009**, *65*, 472–490. [\[CrossRef\]](#)
- Suutala, N. Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels. *Metal. Trans. A* **1983**, *14*, 191–197. [\[CrossRef\]](#)
- Mohammed, G.R.; Isha, M.; Aqida, S.N.; Abdulhadi, H.A. Effects of Heat Input on Microstructure, Corrosion and Mechanical Characteristics of Welded Austenitic and Duplex Stainless Steels: A Review. *Metals* **2017**, *7*, 39. [\[CrossRef\]](#)
- Mehdi, R.; Abbas, E.; Morteza, S. Evaluation of microstructure and mechanical properties in dissimilar austenitic/superduplex stainless steel joint. *J. Mater. Eng. Perform.* **2014**, *23*, 3745–3753.
- Zhou, Z.; Löthman, J. Dissimilar welding of superduplex and super austenitic stainless steels. *Weld. Word* **2017**, *61*, 21–33. [\[CrossRef\]](#)



26. Anawa, E.M.; Olabi, A.G. Using Taguchi method to optimize pool of dissimilar laser welded components. *Opt. Laser Technol.* **2008**, *40*, 379–388. [[CrossRef](#)]
27. Muthupandi, V.; Shanar, V.; Srinivasan, P.B.; Seshadri, S.K. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Mater. Lett.* **2005**, *59*, 2305–2309. [[CrossRef](#)]
28. Migiaakis, K.; Papadimitriou, G.D. Effect of nitrogen and nickel on the microstructure and mechanical properties of plasma welded UNS S32760 super-duplex stainless steels. *J. Mater. Sci.* **2009**, *44*, 6372–6383. [[CrossRef](#)]
29. Tahaei, A.; Perez, A.F.M.; Merlin, M.; Faldez, F.A.R.; Garagnani, G.L. Effect of the addition on nickel powder and post weld heat treatment on the metallurgical and mechanical properties of the welded UNS S32304 duplex. *Soldag. Insp.* **2016**, *21*, 197–208. [[CrossRef](#)]
30. Pilhagen, J.; Sandström, R. Influence of nickel on the toughness of lean duplex stainless steel welds. *Mater. Sci. Eng. A* **2014**, *602*, 49–57. [[CrossRef](#)]



© 2019 by the authors. Licensee MDPI, Basel, Switzerland. This article is an open access article distributed under the terms and conditions of the Creative Commons Attribution (CC BY) license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).