

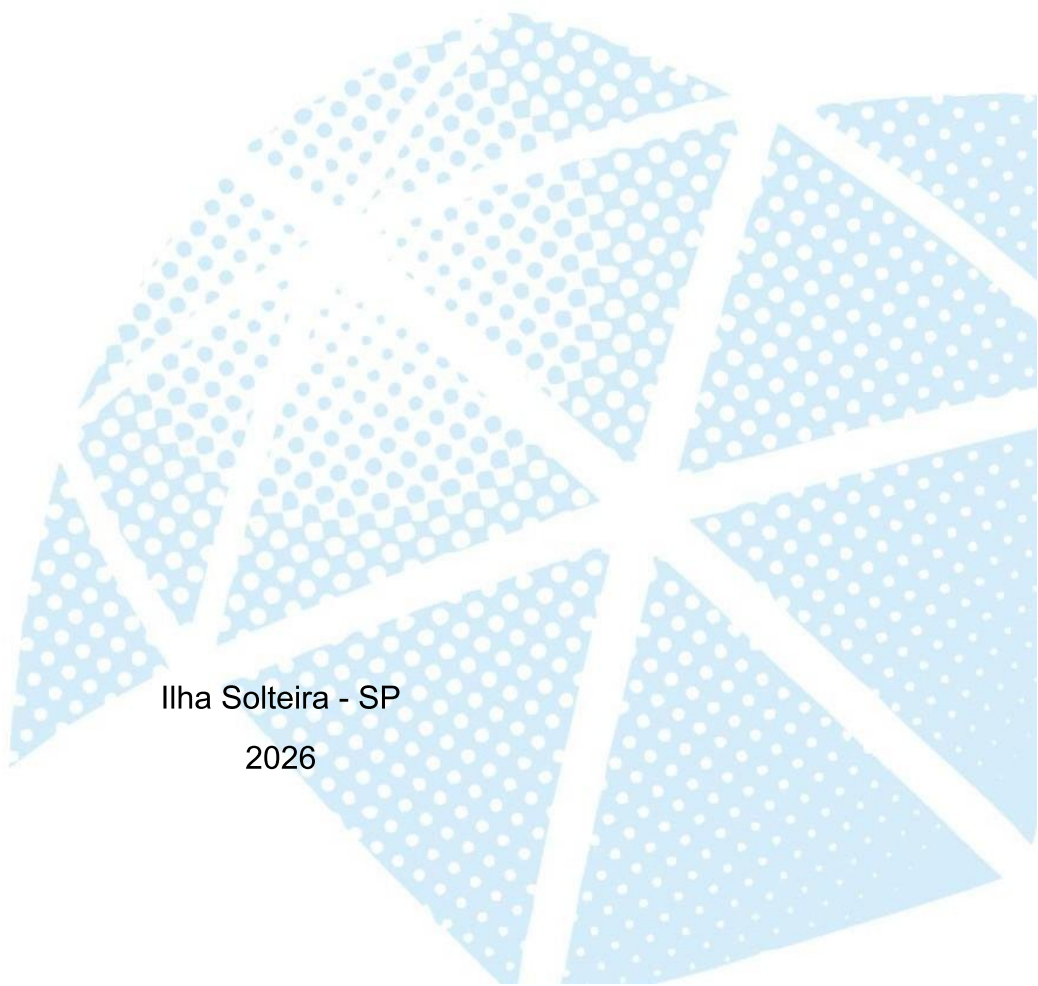
**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA - CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

HENRIQUE KAGUIMOTO VILLANOVA VIDAL

SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO

Ilha Solteira - SP

2026



CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

HENRIQUE KAGUIMOTO VILLANOVA VIDAL

SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO

Trabalho de Graduação apresentado à
Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira –
UNESP, para obtenção do título de
Bacharel 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

V649s Vidal, Henrique Kaguimoto Villanova.
Soldagem dissimilar autógena com laser pulsado / Henrique Kaguimoto Villanova Vidal. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2026
41 f. : il.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Mecânica) -
Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia, Ilha Solteira,
2026

Orientador: Vicente Afonso Ventrella

Inclui bibliografia

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

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “Júlio de Mesquita Filho”
FACULDADE DE ENGENHARIA – CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA
ATA DA DEFESA TRABALHO DE GRADUAÇÃO

TÍTULO: SOLDAGEM DISSIMILAR AUTÓGENA COM LASER PULSADO

ALUNO: Henrique Kaguimoto Villanova Vidal

ORIENTADOR: Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Aprovado (X) - Reprovado () pela Comissão Examinadora

Nota: 9,0 (nove)

Comissão Examinadora:

Documento assinado digitalmente
 **VICENTE AFONSO VENTRELLA**
Data: 13/06/2026 15:33:22-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Presidente (Orientador)

Documento assinado digitalmente
 **LEONARDO CAMILO GONCALVES SUTER**
Data: 15/06/2026 09:54:47-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

MSc. Leonardo Camilo Suter

Documento assinado digitalmente
 **LETICIA KAROLAYNE MOREIRA FIRMO**
Data: 15/06/2026 09:18:31-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

: *MSc Leticia Karolayne Moreira Firmo*

Ilha Solteira, 12 de junho de 2026

Dedico este trabalho à minha família,
especialmente aos meus pais, José Carlos
e Helena, que sempre estiveram ao meu
lado, oferecendo apoio, paciência e
motivação ao longo de toda essa jornada.
Sem vocês, nada disso seria possível.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha família, pelo incentivo e compreensão ao longo de toda essa trajetória, sendo fundamentais para a realização deste trabalho.

Aos docentes da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, em especial meu orientador, Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella, pela orientação, confiança e pelos conhecimentos compartilhados ao longo de toda a graduação, que foram essenciais para o desenvolvimento deste estudo.

Aos meus amigos, pelo companheirismo, apoio e troca de experiências ao longo dessa jornada, principalmente ao Guilherme, Lucas e Vinnícius, com quem pude dividir moradia.

RESUMO

As constantes demandas tecnológicas e industriais impulsionam o desenvolvimento de materiais e processos de união com elevado desempenho. Nesse contexto, os aços inoxidáveis duplex destacam-se por apresentarem uma microestrutura bifásica composta por ferrita e austenita em proporções aproximadamente equivalentes, conferindo elevada resistência mecânica e à corrosão. Entretanto, durante a soldagem a laser, podem ocorrer alterações no equilíbrio dessas fases em função do ciclo térmico imposto. O presente trabalho teve como objetivo analisar a soldagem dissimilar autógena por laser pulsado Nd:YAG entre os aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e austenítico AISI 316L, com ênfase na determinação da geometria do cordão de solda, na avaliação da influência do aporte térmico e na caracterização macro e microestrutural da junta soldada. As soldagens foram realizadas em juntas de topo, sem abertura de raiz, com energia de pulso de 10 J, potência de pico de 2 kW e largura temporal de 5 ms. A frequência foi variada entre 1,8 Hz e 9 Hz, resultando em taxas de sobreposição de 50%, 60%, 70%, 80% e 90%. Utilizou-se argônio como gás de proteção, com vazão de 15 l/min, e velocidade de soldagem de 1,0 mm/s. A análise da geometria do cordão, por meio de macrografia, evidenciou que maiores taxas de sobreposição resultaram em cordões mais homogêneos, com melhor aglutinação dos pulsos e adequada profundidade de penetração. A avaliação do aporte térmico demonstrou que o aumento da sobreposição promove maior estabilidade do processo e influencia diretamente a formação do cordão e a microestrutura resultante, sem, contudo, gerar uma zona termicamente afetada macroscopicamente significativa, devido ao rápido resfriamento característico da soldagem a laser. A caracterização microestrutural revelou a formação de uma microestrutura duplex na zona fundida, com balanço de fases próximo ao ideal (aproximadamente 50% ferrita e 50% austenita), sendo a formação de austenita favorecida pela presença de níquel proveniente do aço AISI 316L. As análises por microscopia óptica e eletrônica de varredura, associadas à técnica de EDS, indicaram homogeneidade química e ausência significativa de fases intermetálicas deletérias. Dessa forma, conclui-se que a soldagem a laser pulsado Nd:YAG é uma técnica eficiente para a união dissimilar entre os aços estudados, sendo as condições de maior sobreposição as mais adequadas para garantir geometria satisfatória do cordão, controle do aporte térmico e microestrutura equilibrada.

Palavras-chave: Soldagem laser; aço duplex; UNS S32750; AISI 316L.

ABSTRACT

The continuous technological and industrial demands drive the development of materials and joining processes with high performance. In this context, duplex stainless steels stand out due to their biphasic microstructure, composed of ferrite and austenite in approximately equal proportions, providing excellent mechanical strength and corrosion resistance. However, during laser welding, phase balance alterations may occur as a result of the imposed thermal cycle. This study aimed to analyze the dissimilar autogenous pulsed Nd:YAG laser welding between UNS S32750 superduplex stainless steel and AISI 316L austenitic stainless steel, with emphasis on the weld bead geometry, the influence of heat input, and the macro and microstructural characterization of the welded joint. The welds were performed in butt joints without root opening, using a pulse energy of 10 J, peak power of 2 kW, and pulse duration of 5 ms. The frequency ranged from 1.8 Hz to 9 Hz, resulting in overlap rates of 50%, 60%, 70%, 80%, and 90%. Argon was used as shielding gas at a flow rate of 15 l/min, and the welding speed was fixed at 1.0 mm/s. The weld bead geometry analysis, through macrographic evaluation, showed that higher overlap rates resulted in more homogeneous weld beads, with improved pulse coalescence and adequate penetration depth. The evaluation of heat input indicated that increasing overlap enhances process stability and directly influences both weld bead formation and the resulting microstructure, without producing a macroscopically significant heat-affected zone due to the rapid cooling inherent to laser welding. Microstructural characterization revealed the formation of a duplex structure in the fusion zone, with a phase balance close to the ideal condition (approximately 50% ferrite and 50% austenite). Austenite formation was favored by the presence of nickel from the AISI 316L steel. Optical microscopy and scanning electron microscopy analyses, combined with EDS, indicated chemical homogeneity and no significant presence of deleterious intermetallic phases. Thus, it can be concluded that pulsed Nd:YAG laser welding is an efficient technique for dissimilar joining of the studied steels, with higher overlap conditions providing adequate weld bead geometry, controlled heat input, and balanced microstructure.

Keywords: Laser welding; duplex steel; UNS S32750; AISI 316L.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	8
1.1 OBJETIVO	9
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS	10
2.1.1 GRUPOS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	10
2.1.2 METALURGIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	15
2.1.3 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	18
2.2 LASER	20
2.2.1 FUNCIONAMENTO DO LASER	21
3 METODOLOGIA	24
3.1 METAL BASE	24
3.2 PARÂMETROS DE SOLDAGEM A LASER	24
3.3 AMOSTRAS PARA MACROGRAFIA, MICROGRAFIA E ENSAIO DE DUREZA	28
3.4 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL	29
4 RESULTADOS	31
4.1 ANÁLISE MACROGRÁFICA	31
4.2 MICROSCOPIA	33
4.3 ANÁLISE QUÍMICA	35
4.4 BALANÇO MICROESTRUTURAL	37
5 CONCLUSÃO	39
REFERÊNCIAS	41

1 INTRODUÇÃO

A combinação de diferentes materiais metálicos em uma mesma estrutura tem se tornado cada vez mais comum em diversos setores industriais, especialmente nas indústrias de petróleo e gás, química, petroquímica e naval. Essa abordagem permite adequar as propriedades de cada região do componente às condições específicas de serviço, conciliando desempenho técnico e viabilidade econômica. Em muitas aplicações, torna-se vantajoso empregar materiais de elevada resistência à corrosão apenas nas regiões mais críticas, enquanto materiais de menor custo podem ser utilizados em áreas menos exigidas (Pohl, 1994).

Nesse contexto, os aços inoxidáveis duplex e superduplex destacam-se por apresentar uma combinação de elevada resistência mecânica, boa tenacidade e excelente resistência à corrosão, particularmente em ambientes contendo cloretos e sujeitos à corrosão localizada. Essas características têm ampliado seu uso em equipamentos offshore, sistemas de produção de petróleo, trocadores de calor, tubulações e outros componentes expostos a meios severamente agressivos. Entretanto, devido a fatores econômicos e de projeto, é frequente a necessidade de unir esses materiais a aços inoxidáveis austeníticos, resultando em juntas soldadas dissimilares (Modenesi, 2001).

A soldagem de aços inoxidáveis dissimilares apresenta desafios metalúrgicos significativos, uma vez que diferenças na composição química e no comportamento de solidificação podem alterar o equilíbrio de fases, favorecer a formação de microestruturas indesejáveis e comprometer propriedades como resistência à corrosão e desempenho mecânico. O controle do ciclo térmico torna-se, portanto, um aspecto fundamental para garantir a integridade da junta soldada.

Nesse cenário, a soldagem a laser surge como uma alternativa tecnologicamente atrativa por proporcionar elevado controle do aporte térmico, alta densidade de energia, reduzida zona afetada pelo calor e menores distorções em comparação a processos convencionais. Essas características tornam o processo particularmente interessante para a união de aços inoxidáveis dissimilares, nos quais pequenas variações térmicas podem influenciar significativamente a microestrutura e as propriedades finais da junta (Verma, 2016).

Assim, o presente estudo é motivado pela necessidade de compreender o comportamento metalúrgico e as características da junta produzida pela soldagem a

laser entre um aço inoxidável austenítico e um aço inoxidável superduplex, contribuindo para a avaliação da viabilidade desse processo em aplicações industriais sujeitas a ambientes corrosivos e elevadas exigências de desempenho.

1.1 OBJETIVO

Este trabalho teve como objetivo analisar a soldagem dissimilar autógena com Laser Nd:YAG dos aços inoxidáveis austenítico AISI 316L e superduplex UNS S32750 e, a partir desta análise:

- Determinar a geometria do cordão de solda laser;
- Avaliar a influência do aporte térmico nas características do cordão de solda;
- Realizar a caracterização macro e microestrutural da junta soldada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro com no mínimo 10% de cromo e altamente resistentes à corrosão e oxidação. Esta resistência é atribuída ao fenômeno de passivação, que consiste na formação espontânea de uma fina camada protetora rica em óxido de cromo na superfície do material. Essa camada apresenta alta aderência e estabilidade química, protegendo o metal contra o ataque do meio corrosivo (Outokumpu, 2013).

A microestrutura apresentada em temperatura ambiente desempenha um papel decisivo nas propriedades mecânicas, químicas e físicas de um material. Levando isso em consideração, podemos classificar os aços inoxidáveis em quatro grupos: martensíticos, ferríticos, austeníticos e duplex.

2.1.1 GRUPOS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

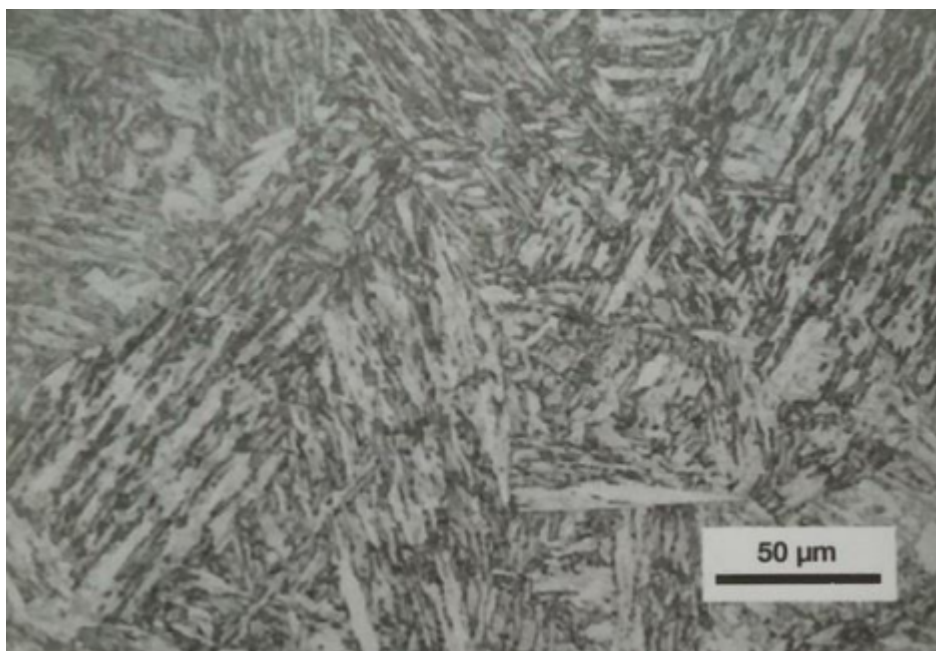
2.1.1.1 AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS

São ligas de ferro e cromo (11-18%) que caracterizam-se pelo alto teor de carbono quando comparadas com os outros grupos, em média possuem entre 0,1 e 0,5%. Essa composição permite um endurecimento por tratamento térmico, resultando em um aumento da resistência mecânica do material, contudo, devido à sua altíssima temperabilidade, a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos é limitada (Outokumpu, 2013).

Estas ligas são utilizadas quando há necessidade de alta resistência mecânica, dureza e resistência à erosão em ambientes secos ou úmidos, presentes na construção de turbinas, compressores, componentes de instrumentos de medida e componentes da indústria petroquímica (Modenesi, 2001).

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 Martensítico AISI 410



Fonte: Colpaert (2008)

2.1.1.2 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

São ligas ferrosas com concentrações de 10,5 a 30% de cromo e teor de carbono abaixo de 0,1%. Sua microestrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC) torna este material magnético e seu endurecimento não é feito por têmpera, sendo necessário um tratamento térmico de recozimento, aliviando as tensões resultantes do tratamento a frio e obtendo maior ductilidade.

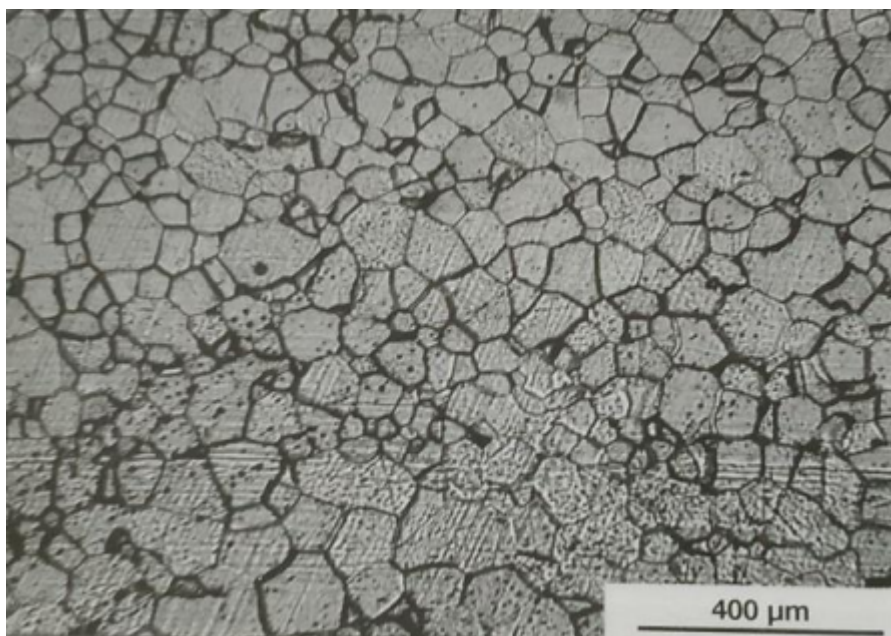
Alguns aços ferríticos são resistentes a altas temperaturas, até 1.150 °C. Estes são indicados para atmosferas ricas em enxofre, uma vez que o níquel dos aços austeníticos reage com o elemento. Sua aplicação é indicada em processos com baixo nível de tensão (Outokumpu, 2013).

Estas ligas são consideravelmente mais econômicas quando comparadas aos aços inoxidáveis austeníticos por não conter alto teor de níquel em sua composição, consequentemente apresentando uma maior resistência à fissuração.

A soldagem deste aço exige cuidados com a fragilização da zona termicamente afetada (ZTA) devido ao crescimento do grão e precipitação nos contornos de grão, o que reduz sua tenacidade e resistência à corrosão (Costa e Silva, 2006).

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

Figura 2 - Microestrutura do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 409



Fonte: Colpaert (2008)

2.1.1.3 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

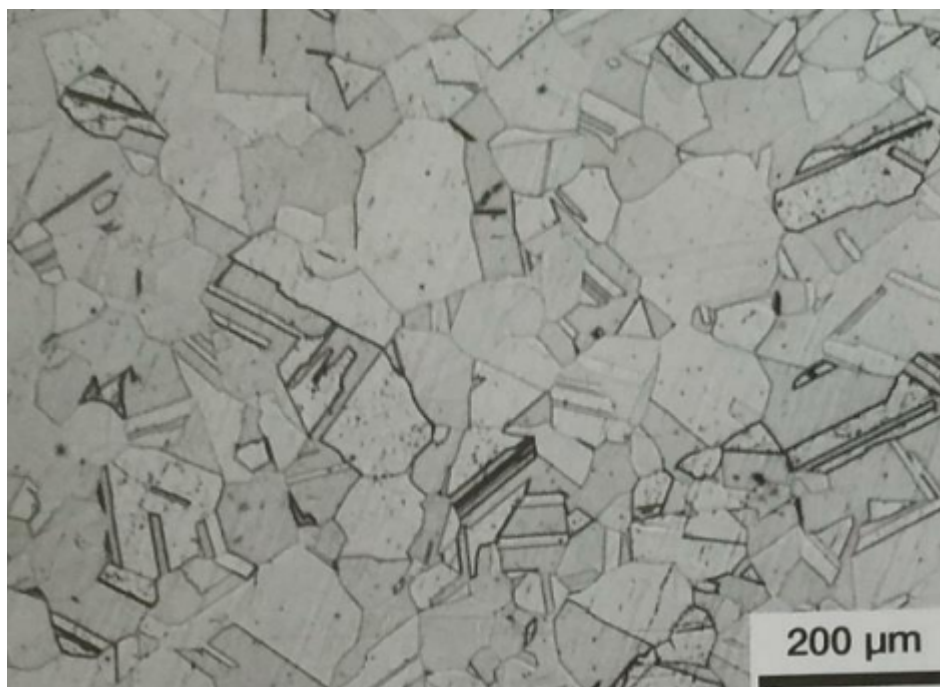
Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas compostas principalmente por ferro, cromo (16-30%) e níquel (6-26%) e de microestrutura Cúbica de Face Centrada (CFC). É o grupo mais comum e versátil, conhecido por sua excelente resistência à corrosão, alta ductilidade e soldabilidade. Sua resistência à corrosão é garantida pelo cromo e o níquel é responsável por estender a região austenítica em temperatura ambiente.

Por serem constituídos de austenita, possuem boa resistência a impacto a baixas temperaturas e são frequentemente usados em aplicações criogênicas. Não são magnéticos, contudo durante a laminação algumas famílias podem ser temperadas e tornam-se magnéticas devido ao aparecimento de martensita (Outokumpu, 2013).

Ligas austeníticas apresentam alto coeficiente de expansão térmica, resistência elétrica e baixa condutividade térmica quando comparadas aos aços carbono. Em aços com concentrações de carbono acima de 0,06% pode ocorrer a precipitação de carbonetos nos contornos de grão da zona termicamente afetada durante a soldagem, prejudicando sua resistência à corrosão (Modenesi, 2001).

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)

2.1.1.4 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX

São ligas metálicas de alta performance com microestrutura mista (50% austenita e 50% ferrita), oferecendo excelente resistência à corrosão e boa tenacidade, além de possuir o dobro da resistência mecânica dos aços austeníticos comuns. Por essas características, são muito utilizados em indústrias de processamento químico e como componentes de equipamentos expostos à água do mar, bombas e trocadores de calor (Metals Handbook, 1973).

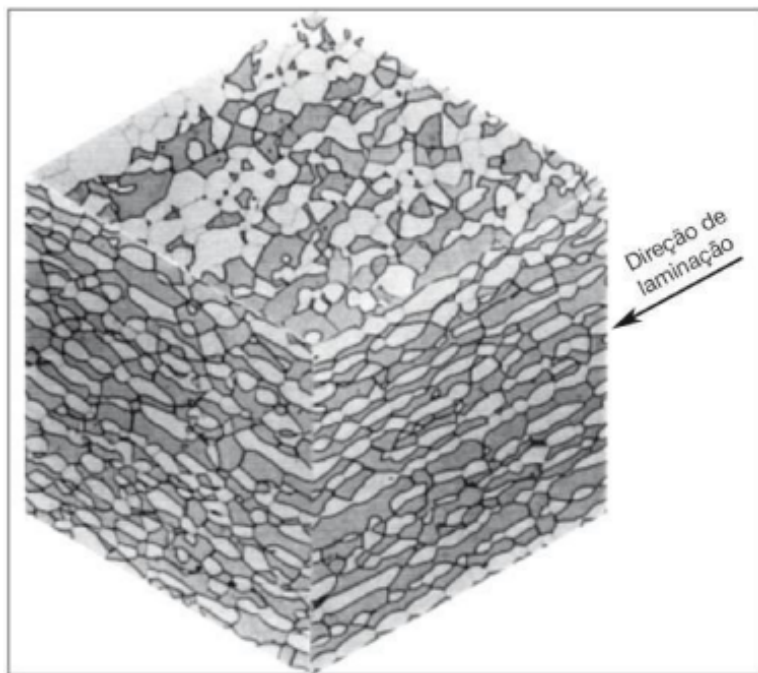
Sua microestrutura bifásica e a presença de elementos de alta liga como Cromo, Molibdênio e Nitrogênio garantem uma resistência superior a pites e fendas em ambientes agressivos, podendo ser mensurada pela equação PREN (Pitting Resistance Equivalent Number):

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

Os aços duplex geralmente apresentam um PREN entre 30 e 40. Quando este número ultrapassa 40, chamamos o aço de superduplex (Noble, 1993).

A Figura 4 representa a microestrutura de uma chapa de aço UNS S31803 laminada e solubilizada a 1.050 °C por 30 minutos (Colpaert, 2008).

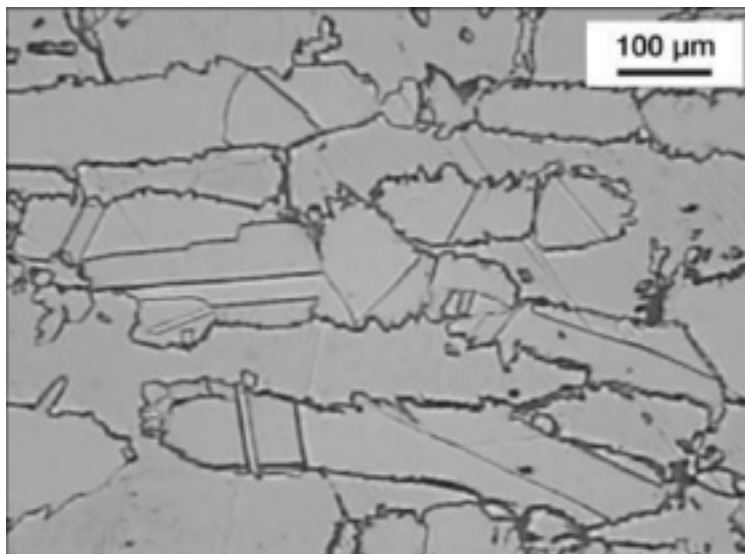
Figura 4 - Microestrutura do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803



Fonte: Colpaert (2008)

Na Figura 5, é apresentada uma barra forjada de aço inoxidável superduplex UNS S32750 resfriado ao ar a partir de 1.000°C.

Figura 5 - Microestrutura do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750



Fonte: Colpaert (2008)

2.1.2 METALURGIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

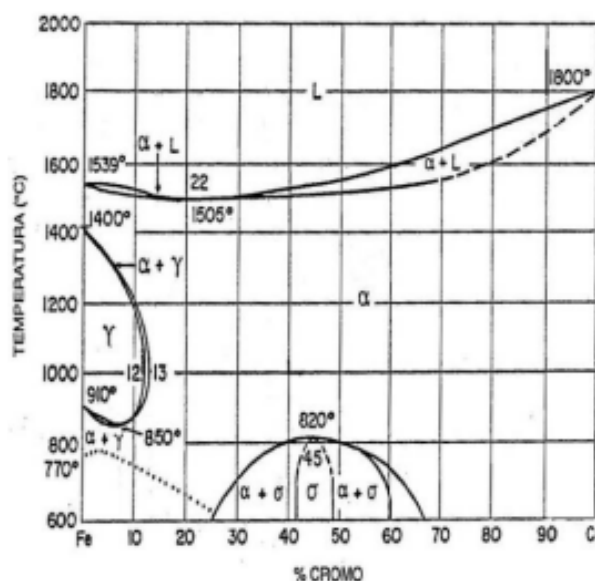
A metalurgia dos aços inoxidáveis baseia-se principalmente no estudo dos diagramas de fases: Fe-Cr, Fe-Cr-Ni e pseudo binário 70%Fe-30%Cr-Ni.

2.1.2.1 DIAGRAMA DE FASES Fe-Cr

O diagrama de fases Fe-Cr (Figura 6) é fundamental para a compreensão do comportamento dos aços inoxidáveis ferríticos, pois descreve a estabilidade de cada fase em função da temperatura e da composição de cromo. O cromo atua como um forte estabilizador da ferrita (α), ampliando significativamente a presença desta fase no material (Modenesi, 2001).

Neste diagrama é possível observar que, para qualquer composição de liga Fe-Cr pura, a solidificação se inicia com a formação de ferrita.

Figura 6 - Diagrama de fases Fe-Cr



Fonte: Metals Handbook (1973)

As principais fases observadas neste sistema são:

- Ferrita (α): estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), predominantemente em ligas com maior teor de cromo;
- Austenita (γ): presente de forma limitada;
- Sigma (σ): fase intermetálica rica em cromo, de natureza frágil.

Um dos aspectos mais relevantes do diagrama é a formação da fase sigma, que ocorre tipicamente entre 600 °C e 900 °C. Essa fase é indesejável pois provoca aumento de dureza, redução de tenacidade e diminuição da resistência à corrosão.

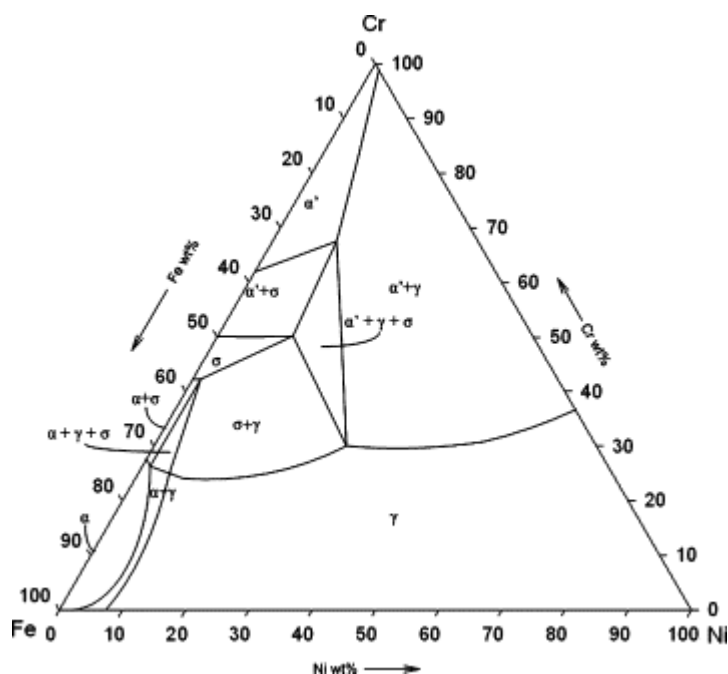
Assim, o diagrama Fe-Cr é amplamente utilizado para orientar o controle da composição química e dos ciclos térmicos, garantindo o desempenho adequado dos aços inoxidáveis ferríticos (Metals Handbook, 1973).

2.1.2.2 DIAGRAMA DE FASES Fe-Cr-Ni

Este diagrama é uma das bases mais relevantes para o estudo da maioria dos aços inoxidáveis comerciais, especialmente das classes austenítica e duplex. Ao contrário do sistema binário Fe-Cr, a adição de níquel causa um importante efeito metalúrgico: a estabilização da austenita (fase γ).

Neste sistema fica evidente uma competição entre os elementos estabilizadores de fases, enquanto o cromo favorece a formação de ferrita, o níquel amplia o campo de estabilidade da austenita. Essa interação resulta em diferentes domínios microestruturais, que podem ser ajustados conforme a composição química da liga (Davis, 1994).

Figura 7 - Diagrama de fases Fe-Cr-Ni



Fonte: Adaptado de Davis (1994)

Em termos microestruturais, o diagrama apresenta três regiões principais: uma região ferrítica, associada a altos teores de cromo; uma região austenítica, favorecida pela presença de níquel; e uma zona intermediária, na qual ocorre a coexistência dessas duas fases, característica dos aços inoxidáveis duplex. Essa capacidade de controlar a proporção entre ferrita e austenita é fundamental para adequar as propriedades mecânicas e resistência à corrosão (Pohl, 1994).

Além de sua importância teórica, o sistema Fe-Cr-Ni possui grande aplicabilidade prática. A partir dele foram desenvolvidos diagramas empíricos simplificados, como os de Schaeffler e DeLong, que permitem prever a microestrutura de ligas inoxidáveis em condições reais de processamento, especialmente em operações de soldagem.

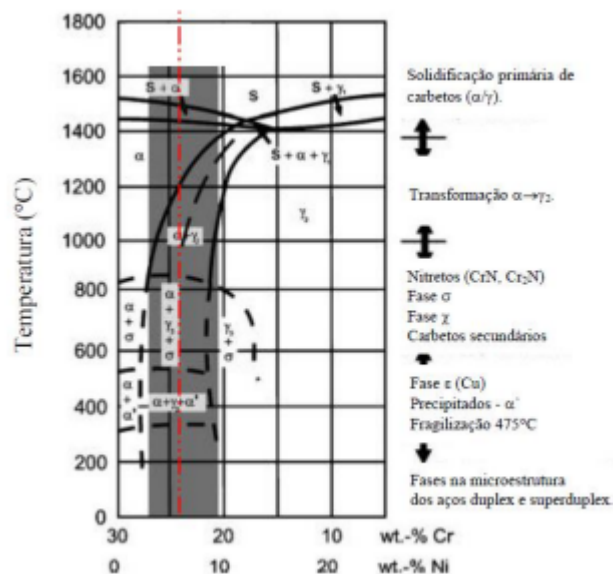
2.1.2.3 DIAGRAMA PSEUDO-BINÁRIO 70%Fe-30%Cr-Ni

O diagrama pseudo-binário correspondente à composição de 70% Fe e 30% Cr com variação do teor de níquel consiste em uma representação simplificada do sistema ternário Fe-Cr-Ni, na qual se analisa a estabilidade das fases em função da temperatura e concentração de Ni. Essa abordagem permite reduzir a complexidade do sistema multicomponente, mantendo sua relevância para aplicações práticas.

Nesse contexto, o elevado teor de cromo favorece a estabilidade da ferrita, especialmente em baixos teores de níquel. À medida que o teor de níquel aumenta, observa-se a expansão do campo de estabilidade da austenita, inicialmente em coexistência com a ferrita e, posteriormente, como fase predominante.

Do ponto de vista térmico, o diagrama também permite visualizar as transformações associadas ao resfriamento, como a solidificação inicial em ferrita e sua possível transformação parcial em austenita (Pohl, 1994).

Figura 8 - Diagrama de fases 70%Fe-30%Cr-Ni



Fonte: Pohl (1994)

2.1.3 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

A soldabilidade dos aços inoxidáveis pode ser definida como a capacidade do material de ser unido por processos de soldagem sem comprometer suas propriedades mecânicas e sua resistência à corrosão. No caso dos aços inoxidáveis duplex e superduplex, essa característica está diretamente relacionada ao equilíbrio microestrutural entre ferrita e austenita, tipicamente em proporções próximas de 50/50.

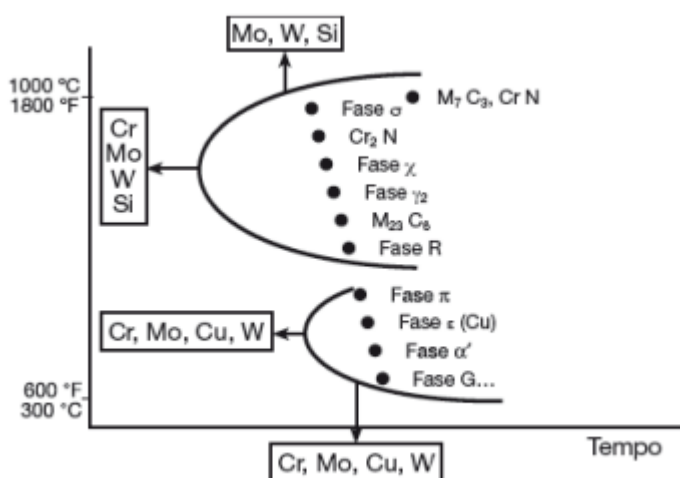
Os aços duplex pertencem ao sistema Fe-Cr-Ni-Mo-N e se destacam pela combinação de alta resistência mecânica e excelente resistência à corrosão, especialmente em ambientes agressivos. No entanto, sua soldabilidade é mais sensível quando comparada aos aços inoxidáveis austeníticos, exigindo controle rigoroso dos parâmetros de soldagem.

Durante o processo de soldagem, ocorrem ciclos térmicos intensos que afetam a microestrutura tanto na ZF quanto na ZTA. Em temperaturas elevadas, a solidificação ocorre predominantemente em ferrita, seguida pela formação de austenita durante o resfriamento. O controle da taxa de resfriamento é, portanto, essencial para garantir a adequada formação de austenita e evitar microestruturas excessivamente ferríticas.

Outro aspecto crítico é a possibilidade de formação de fases intermetálicas indesejáveis, como a fase sigma (σ), fase chi (χ) e fase de laves (η), que podem precipitar em faixas de temperatura intermediárias (aproximadamente entre 600 °C e

1.000 °C). Essas fases são ricas em cromo e molibdênio e estão associadas à redução da tenacidade e da resistência à corrosão localizada (Modenesi, 2001).

Figura 9 - Precipitação de fases em aços duplex



Fonte: Colpaert (2008)

Nos aços inoxidáveis superduplex, essas preocupações são ainda mais relevantes, devido ao maior teor de elementos de liga, como cromo, molibdênio e nitrogênio. Embora esses elementos aumentem significativamente a resistência à corrosão, também elevam a tendência à precipitação de fases deletérias, tornando o controle térmico ainda mais crítico.

2.1.3.1 FASE SIGMA

A fase sigma é a mais crítica e amplamente estudada. Trata-se de uma fase intermetálica tetragonal, extremamente dura e frágil, rica em cromo e molibdênio, que se forma principalmente a partir da decomposição da ferrita. Sua precipitação se dá em locais de alta energia, como contornos de grão e interfaces ferrita-austenita, dentro do intervalo de temperatura de 600 a 1.000 °C, geralmente necessitando de longas exposições a essas condições.

A formação dessa fase provoca o empobrecimento local de Cr e Mo nas regiões adjacentes, resultando na queda de resistência à corrosão localizada (pites e corrosão intergranular), redução significativa da tenacidade e degradação geral do desempenho mecânico do material.

Sua presença é particularmente prejudicial em aplicações críticas, sendo um dos principais fatores limitantes na soldagem de aços superduplex.

2.1.3.2 FASE CHI

É uma fase rica em molibdênio que geralmente se forma antes da fase sigma, atuando como um estágio intermediário na sequência de precipitação. Sua formação ocorre principalmente na ferrita e em regiões interdendríticas, no intervalo de 700 a 900 °C em tempos mais curtos de exposição, quando comparada a fase sigma.

A fase chi pode atuar como um núcleo para a formação da fase sigma, acelerando sua precipitação. Também causa empobrecimento de Mo na matriz, reduzindo a resistência à corrosão por pite e tenacidade do material. Essa fase é menos estável, podendo se transformar em sigma com o tempo ou temperatura adequada.

Embora seja menos prejudicial isoladamente, sua presença indica condições favoráveis à formação de fases mais deletérias.

2.1.3.3 FASE DE LAVES

A fase de laves geralmente ocorre nas regiões interdendríticas da zona fundida e é rica em ferro, cromo e molibdênio. Nos aços inoxidáveis duplex, sua formação está frequentemente associada à segregação de Mo durante a solidificação.

Seus principais efeitos são o aumento localizado da fragilidade, possível atuação como sítio de nucleação para outras fases intermetálicas e redução da resistência à corrosão.

2.2 LASER

O termo laser é um acrônimo de *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation* (Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação). Trata-se de uma tecnologia baseada na emissão de um feixe de luz altamente coerente, monocromático e colimado, capaz de concentrar grande quantidade de energia em áreas muito pequenas.

O princípio de funcionamento do laser está associado ao fenômeno de emissão estimulada, no qual átomos excitados, ao retornarem a níveis energéticos mais baixos, emitem fótons de forma organizada e sincronizada. Esse processo ocorre dentro de um meio ativo (sólido, líquido ou gasoso), confinado em uma cavidade óptica composta por espelhos, que amplificam a radiação emitida.

Devido às suas características únicas, o laser permite elevada precisão no controle da energia aplicada, sendo amplamente utilizado em diversas áreas tecnológicas, como processamento de materiais (corte, soldagem e tratamentos superficiais), medicina, telecomunicações e instrumentação científica.

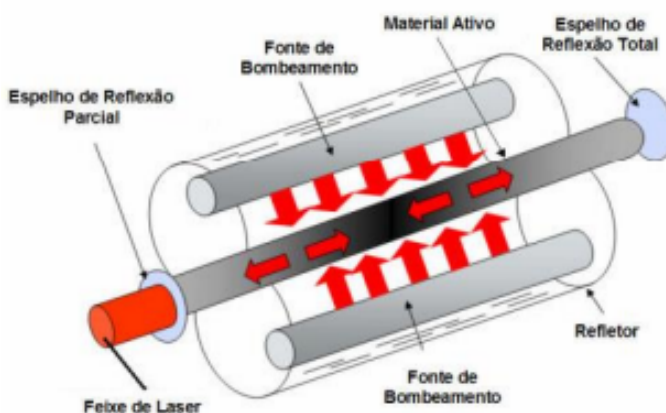
No contexto da engenharia de materiais e, em especial, da soldagem, o laser se destaca pela capacidade de gerar altas densidades de potência, possibilitando processos com baixa zona termicamente afetada, alta velocidade de processamento e menor distorção térmica. Essas características tornam o laser uma ferramenta particularmente relevante na soldagem de materiais avançados, como aços inoxidáveis duplex e superduplex, nos quais o controle térmico é fundamental para evitar a formação de fases indesejáveis.

Segundo Mayer (1994) os tipos de lasers mais utilizados na indústria são o laser de CO_2 e laser Nd:YAG.

2.2.1 FUNCIONAMENTO DO LASER

A cavidade onde o laser é gerado constitui-se de um material ativo, uma fonte de bombeamento e uma cavidade ressonante.

Figura 10 - Funcionamento de uma cavidade geradora de laser



Fonte: Damoulis & Batalha (2004)

2.2.1.1 MATERIAL ATIVO

O material ativo (ou meio ativo) é o componente central de um sistema laser, responsável pela amplificação da energia emitida pela fonte de bombeamento. Esse material pode ser classificado de acordo com seu estado físico.

- Sólido: pode ser um cilindro usinado de cristal de rubi, vidro de neodímio ou YAG (Yttrium Aluminium Garnet). Possuem alta densidade de energia e são muito utilizados em soldagem e corte de metais.
- Gasoso: alguns exemplos são dióxido de carbono (CO_2), hélio-neônio e argônio ionizado. Possuem alta eficiência e são adequados para processamento de materiais não metálicos e metais finos.
- Líquido: é menos comum e é unicamente utilizado em aplicações específicas de pesquisa.

2.2.1.2 FONTE DE BOMBEAMENTO

A fonte de bombeamento é o mecanismo responsável por fornecer a energia a ser amplificada, promovendo a excitação dos átomos ou íons. Esse fornecimento de energia pode ocorrer por diferentes métodos, dependendo do tipo de laser e do material ativo utilizado.

- Bombeamento óptico: ocorre quando a energia é fornecida por meio de luz, geralmente proveniente de lâmpadas de flash. Amplamente utilizado em lasers de estado sólido, como o Nd:YAG.
- Bombeamento elétrico: a excitação do meio ativo ocorre por meio de uma descarga elétrica. Muito comum em lasers gasosos, como o CO_2 . A corrente elétrica excita as moléculas do gás, iniciando o processo de emissão.
- Bombeamento por corrente elétrica direta: a corrente elétrica atravessa diretamente o material ativo, promovendo a emissão de fótons. Utilizado principalmente em lasers semicondutores (diodos laser).

2.2.1.3 CAVIDADE RESSONANTE

A cavidade ressonante é o componente do sistema laser responsável por confinar e amplificar a radiação luminosa gerada no material ativo. Ela é composta, de forma geral, por dois espelhos posicionados nas extremidades do meio ativo, sendo um dos espelhos totalmente refletor e outro semitransparente (acoplador de saída), permitindo a extração do laser.

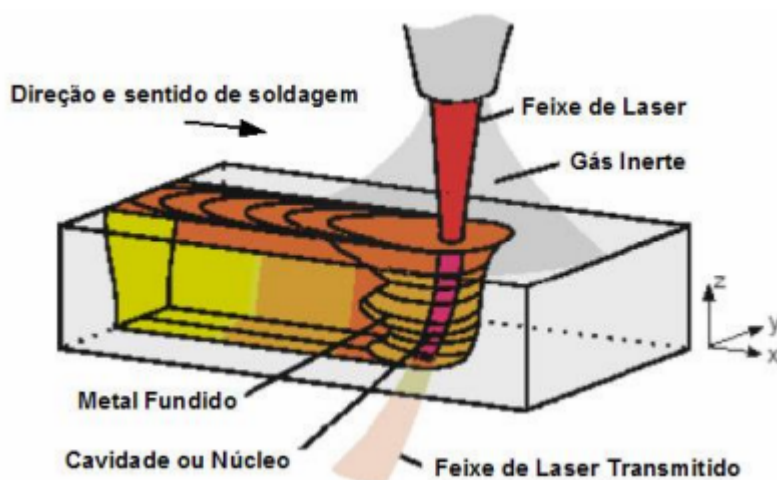
A luz emitida é refletida repetidamente entre os espelhos da cavidade, atravessando o material ativo diversas vezes. A cada passagem, ocorre a amplificação por emissão estimulada, resultando no aumento da intensidade do feixe.

Esse processo estabelece uma condição de ressonância óptica, na qual apenas determinados comprimentos de onda são amplificados.

2.2.1.4 CORDÃO DE SOLDA A LASER

O cordão de solda a laser corresponde à região resultante da fusão e posterior solidificação do material submetido à ação de um feixe laser de alta densidade de energia. Esse tipo de solda se caracteriza por apresentar geometria estreita e elevada profundidade de penetração.

Figura 11 - Cordão de solda a laser



Fonte: Damoulis & Batalha (2004)

3 METODOLOGIA

Esta 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 de Votuporanga.

3.1 METAL BASE

Foram utilizadas 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 materiais estão presentes nas Tabelas 1 e 2.

Tabela 1 - Composição química dos materiais (% de peso)

Metal Base	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	N
UNS S32750	0,018	0,29	0,63	25,61	6,97	3,84	0,003	0,022	0,269
AISI 316L	0,030	0,75	0,80	17,28	13,00	2,30	0,003	0,045	-

Fonte: Empresa Realum

Tabela 2 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis

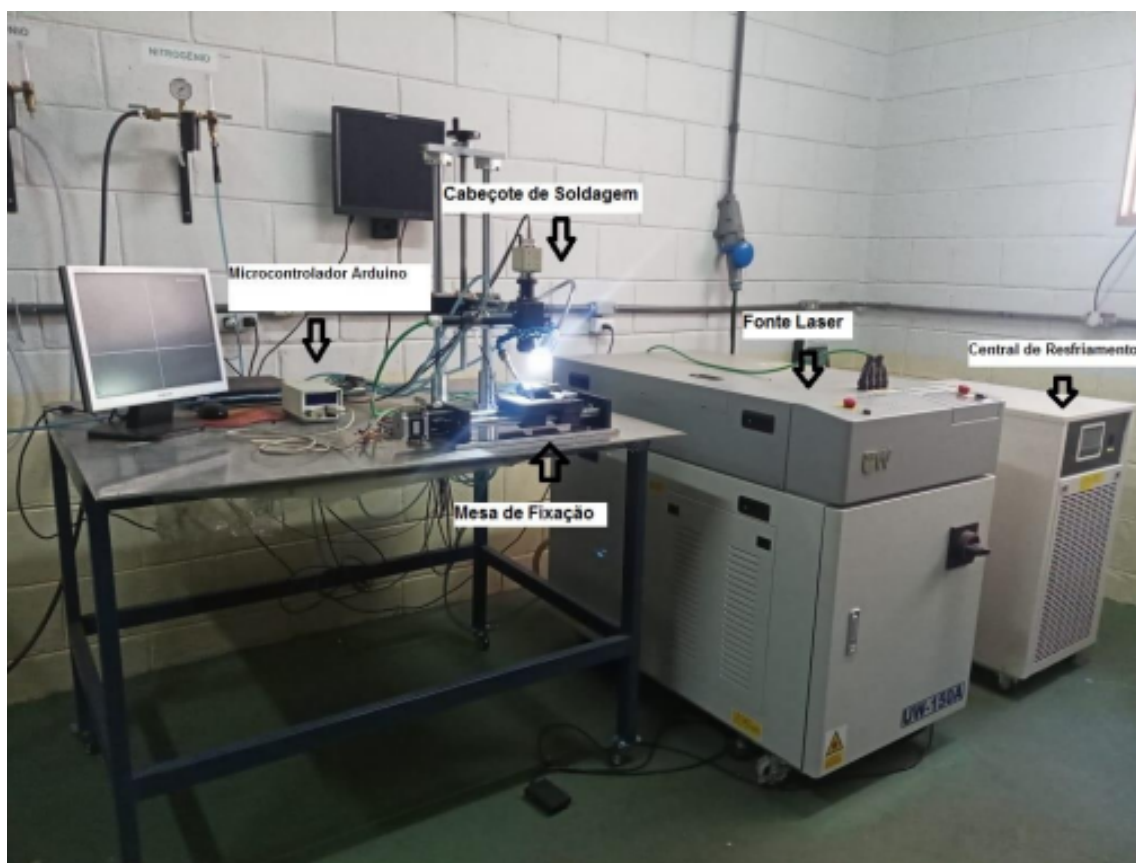
Material	Limite de Escoamento (Mpa)	Limite de Resistência (Mpa)	Elongação máxima (%)	Dureza Brinell (HB)
UNS S32750	580	830	35	250
AISI 316L	260	570	50	165

Fonte: Outokumpu (2013)

3.2 PARÂMETROS DE SOLDAGEM A LASER

As soldagens foram realizadas por meio de um sistema laser, de estado sólido Nd: YAG, modelo UW 150A, da *United Winners*, na condição pulsado, cujo arranjo experimental e detalhes são representados na Figura 12. Este sistema é composto pela fonte laser, central de resfriamento, cabeçote de gás de proteção e mesa para fixação das chapas, com velocidade controlada por um microcontrolador Arduino.

Figura 12 - Equipamento de Soldagem a Laser



Fonte: Leite (2020)

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
Tipo	Nd:YAG
Comprimento de onda	1.064 nm
Potência máxima do laser	150 W
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

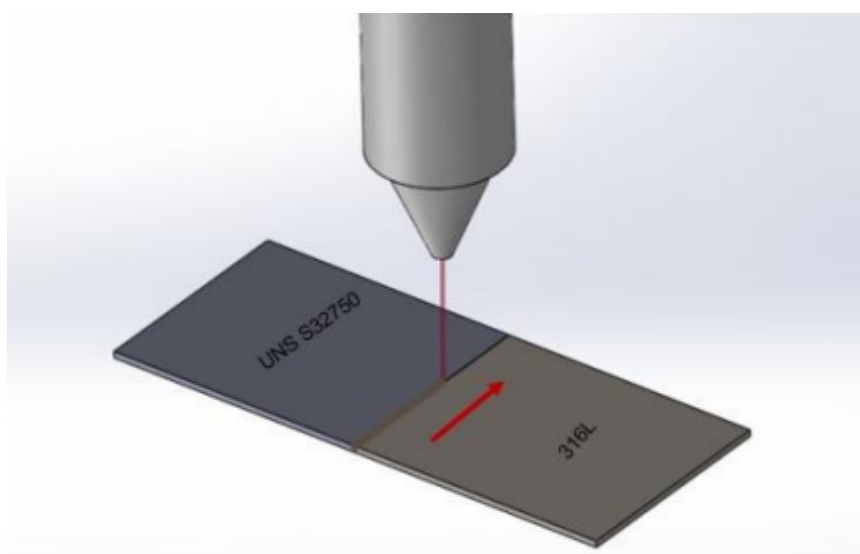
Fonte: Leite (2020)

As chapas de aço UNS S32750 e AISI 316L foram posicionadas em junta de topo, sem abertura de raiz para que fosse observada a influência do aporte térmico na soldagem dissimilar. A solda foi realizada com um feixe de 0,2 mm de diâmetro e ângulo de 90°, mantendo uma energia de pulso (E_p) de 10 J, potência de pico de 2 kW, largura temporal (t_p) de 5 ms, velocidade de soldagem (v) 1,0 mm/s e frequência variável, enquanto aplicava-se uma atmosfera protetora feita de gás Argônio com vazão de 15 l/min.

Quanto maior a taxa de sobreposição, maior será a energia de aporte térmico, uma vez que mais pulsos incidirão sobre a mesma região. Por este motivo, foram obtidas amostras com diferentes taxas de sobreposição: 50, 60, 70, 80 e 90%.

A soldagem autógena foi aplicada em ambos os lados com o intuito de obter uma maior penetração.

Figura 13 - Esquema de soldagem a laser na junta dissimilar



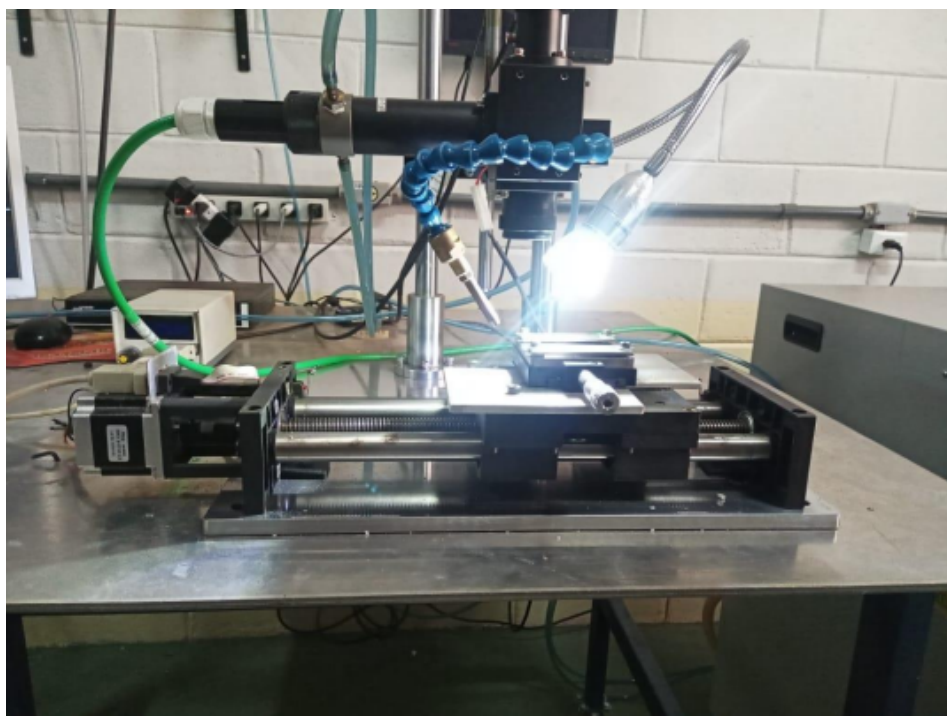
Fonte: Leite (2020)

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem a 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 (J)
CP1	1	1,07	50	1,8	2	5	10
CP2	1	1,07	60	2,2	2	5	10
CP3	1	1,07	70	3,0	2	5	10
CP4	1	1,07	80	4,5	2	5	10
CP5	1	1,07	90	9,0	2	5	10

Fonte: Leite (2020)

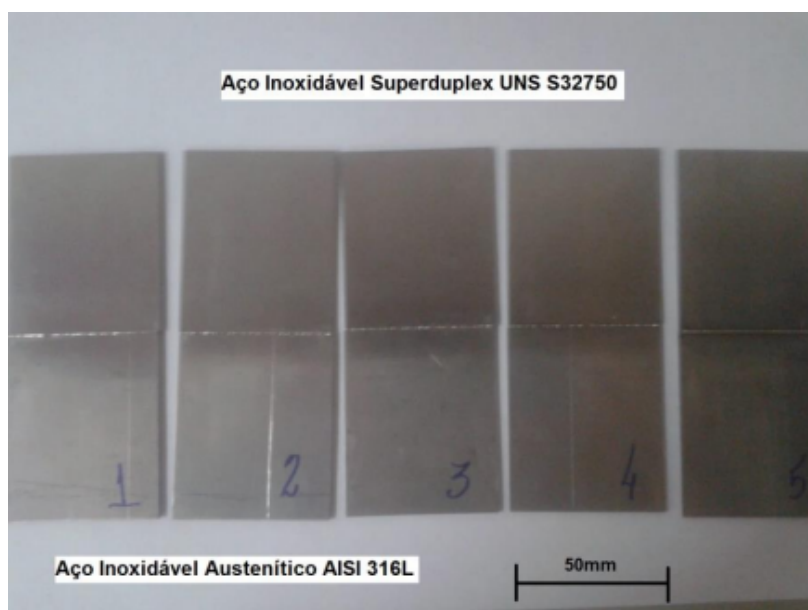
Figura 14 - Mesa de fixação de soldagem



Fonte: Leite (2020)

A Figura 15 mostra as chapas após a solda, numeradas de 1 a 5 para cada condição de taxa de sobreposição e frequência. Ao centro é possível identificar o cordão de solda que une o aço inoxidável superduplex UNS S32750 da parte superior com o aço inoxidável austenítico AISI 316L da parte inferior.

Figura 15 - Chapas após soldagem

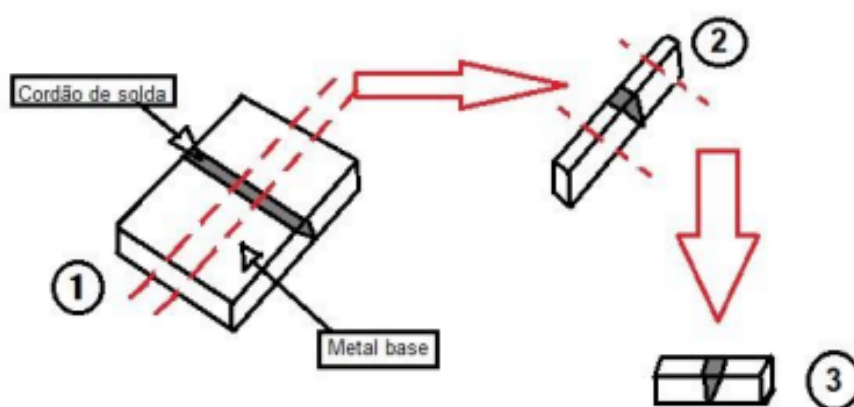


Fonte: Leite (2020)

3.3 AMOSTRAS PARA MACROGRAFIA, MICROGRAFIA E ENSAIO DE DUREZA

Para a preparação das amostras, as chapas foram cortadas transversalmente ao cordão de solda e, em seguida, foi feita a remoção do excesso de metal base, como representado na Figura 16.

Figura 16 - Preparação das amostras



Fonte: Leite (2020)

Após serem cortadas, as amostras foram embutidas em resina Epóxi transparente, de cura a frio, em um molde de silicone.

Figura 17 - Amostras embutidas em resina Epóxi



Fonte: Leite (2020)

3.4 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

A preparação das amostras foi realizada de acordo com o procedimento padrão: lixamento da superfície com lixas de granulação mais grosseira (80) até a granulação mais fina (2000), seguido por polimento com alumina de 1 e 0,3 micrômetro até que fossem removidas as marcas de lixamento, resultando em uma superfície espelhada e homogênea.

A revelação da microestrutura foi feita com um reagente conhecido como Behara modificado, contendo: 20 ml de HCl, 80 ml de água destilada e deionizada, 1 g de metabissulfito de potássio e 2 g de biftuoreto de amônio. Esta é uma das etapas mais críticas, visto que trata-se de uma solda dissimilar, pois cada componente possui uma determinada resistência à corrosão, fazendo com que o ataque químico seja altamente dependente da habilidade manual e persistência do pesquisador.

Para a análise macrográfica das amostras foi utilizado o Estéreo Microscópio Zeiss - Discovery V8 do laboratório de microscopia da UNESP - Ilha Solteira, captando as imagens por uma câmera conectada a um computador e, por meio do software Axio Vision, aferindo a geometria do cordão de solda.

A micrografia foi realizada no laboratório multiusuário da UNESP - Ilha Solteira com um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Zeiss - EVO LS15.

Figura 18 - Microscópio Zeiss Discovery V8



Fonte: Leite (2020)

Figura 19 - Microscópio Zeiss EVO LS15



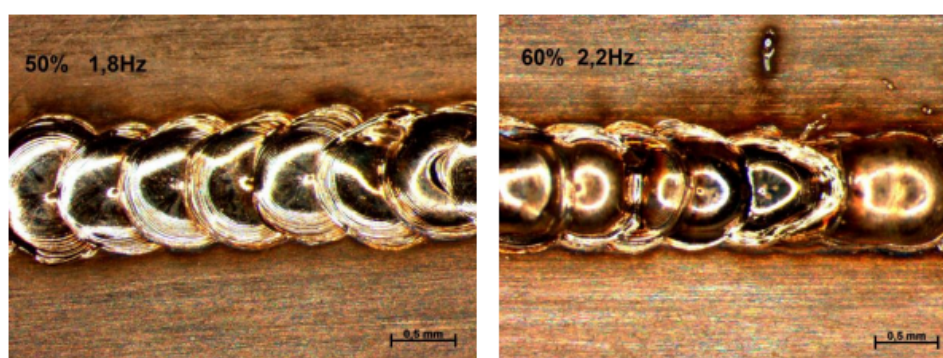
Fonte: Leite (2020)

4 RESULTADOS

4.1 ANÁLISE MACROGRÁFICA

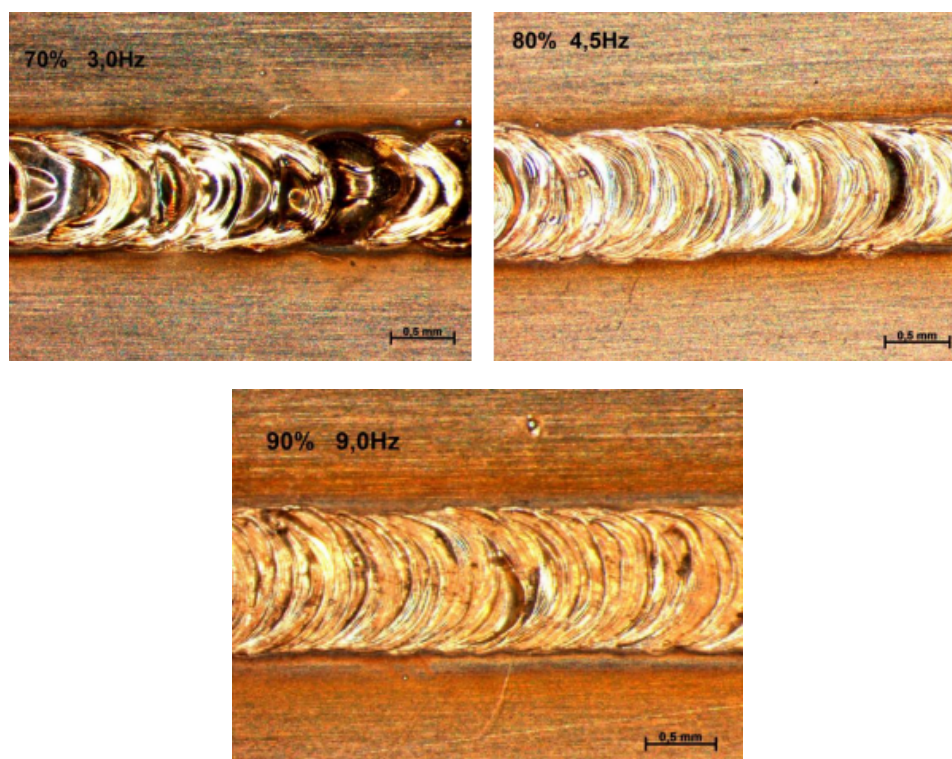
As Figuras 20 e 21 apresentam os resultados da solda a laser para cada corpo de prova, nas quais pode-se observar que foram obtidas superfícies homogêneas e sem respingos.

Figura 20 - Macroscopia óptica do cordão de solda com sobreposição de 50% e 60%



Fonte: Leite (2020)

Figura 21 - Macroscopia óptica do cordão com sobreposição de 70%, 80% e 90%

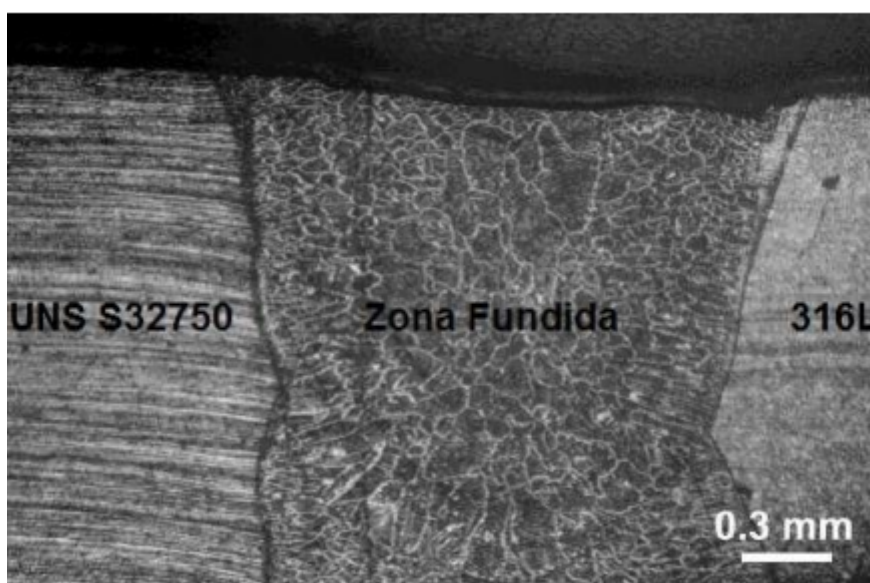


Fonte: Leite (2020)

Observando as imagens 20 e 21 nota-se grande diferença entre os cordões de solda devido a taxa de sobreposição. Quanto maior a taxa de sobreposição, mais difícil é de se identificar a interface entre os pulsos consecutivos, assim como para taxas menores suas fronteiras ficam bem evidentes.

De forma complementar, com o intuito de analisar a geometria do cordão de solda, foi realizada a macrografia da seção transversal da amostra com taxa de sobreposição de 90%.

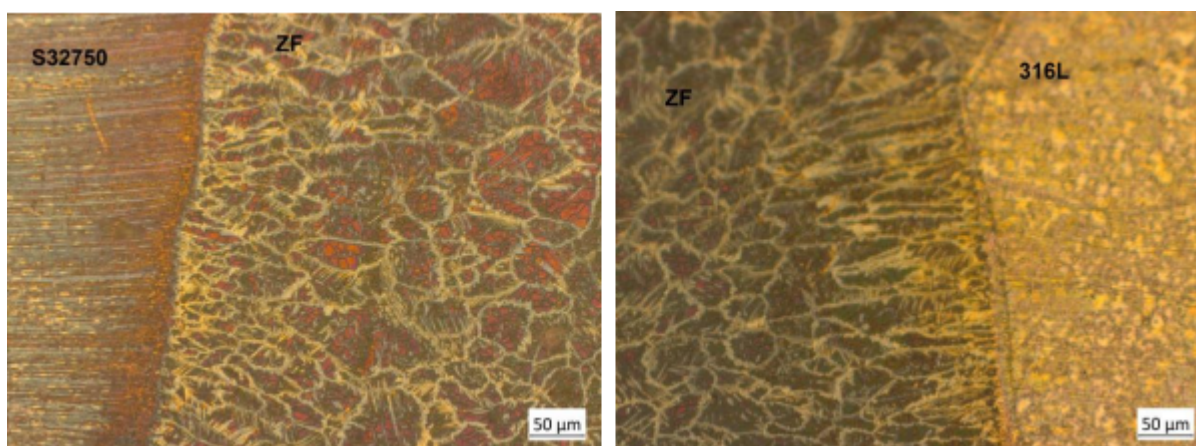
Figura 22 - Seção transversal do cordão de solda com sobreposição de 90%



Fonte: Leite (2020)

Na Figura 22 observa-se uma geometria típica de soldagem a laser. O cordão de solda apresenta geometria relativamente homogênea, com ZF bem definida e contínua e relação moderada entre profundidade e largura. Essas características sugerem uma boa estabilidade do processo de soldagem e um aporte térmico bem controlado, com boa distribuição de energia.

Figura 23 - Macrografia dos metais base e zona fundida (sobreposição de 90%)



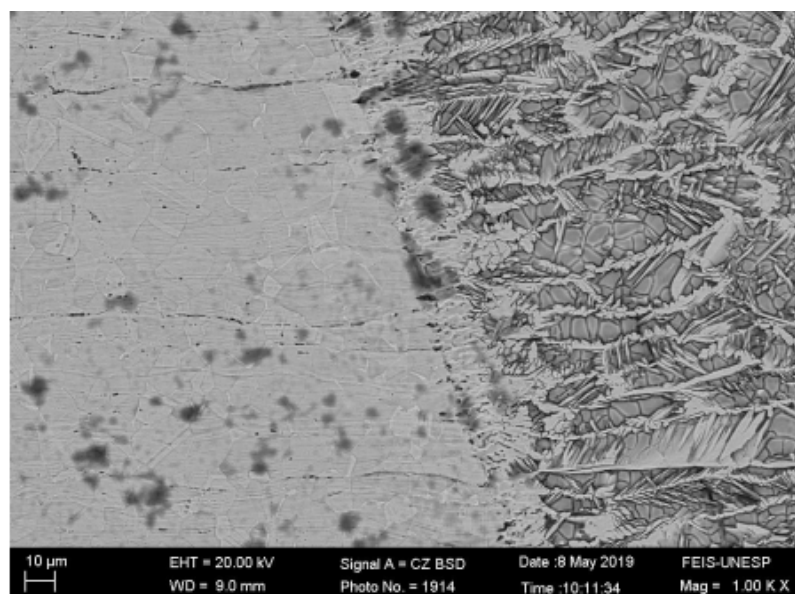
Fonte: Leite (2020)

Na Figura 23 é possível observar que foi formada uma ZTA extremamente estreita entre a ZF e os metais base, sem crescimento exagerado de grão.

4.2 MICROSCOPIA

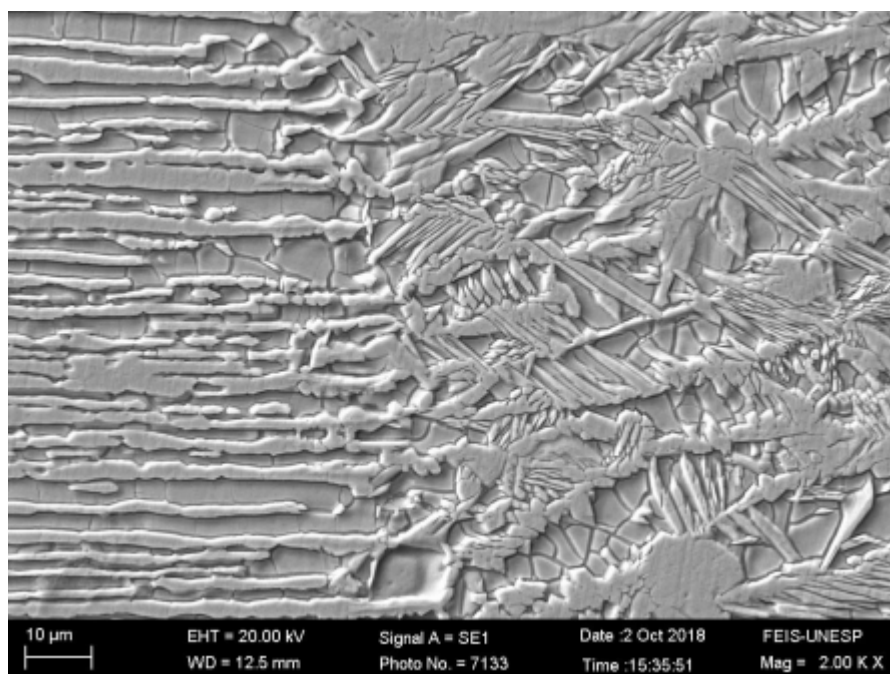
As imagens a seguir mostram as microestruturas da zona fundida e material base, capturadas a partir do microscópio eletrônico de varredura (MEV), que evidenciam a transição entre o metal base e o metal de solda, sendo a fase de transição de tamanho muito reduzido.

Figura 24 - Aço AISI 316L e metal de solda (sobreposição de 90%)



Fonte: Leite (2020)

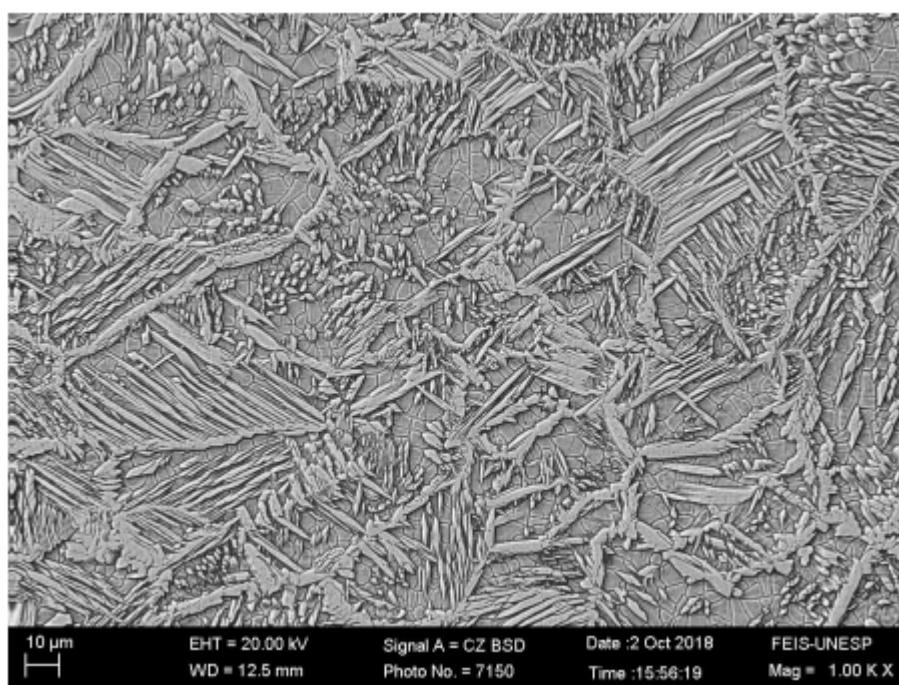
Figura 25 - Aço UNS S32750 e metal de solda (sobreposição de 90%)



Fonte: Leite (2020)

A Figura 26 apresenta o centro do cordão de solda, ou seja, a zona fundida do material.

Figura 26 - Microestrutura da zona fundida (sobreposição de 90%)

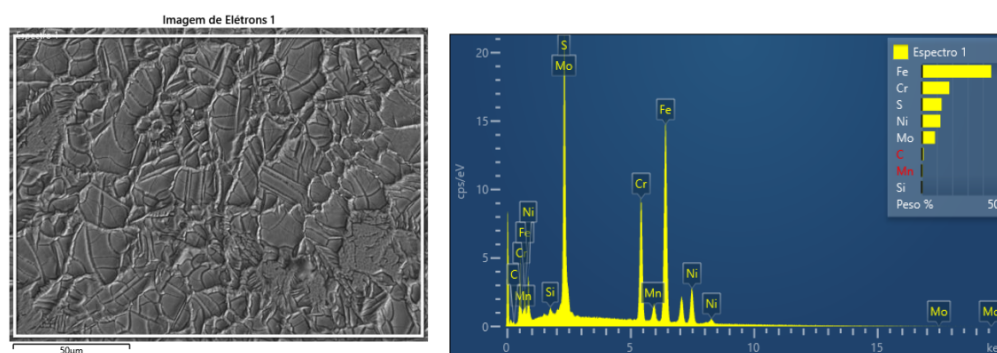


Fonte: Leite (2020)

4.3 ANÁLISE QUÍMICA

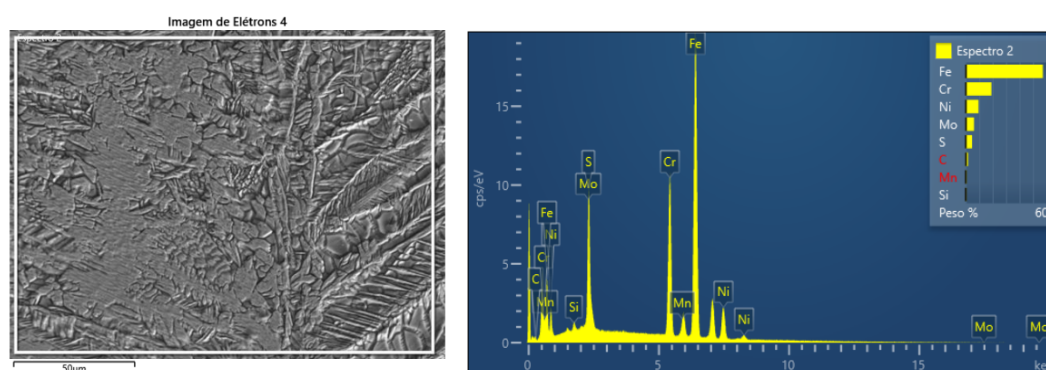
A seguir pode-se observar as análises químicas obtidas para cada parâmetro de soldagem.

Figura 27 - EDS Amostra CP1 50% 1,8 Hz



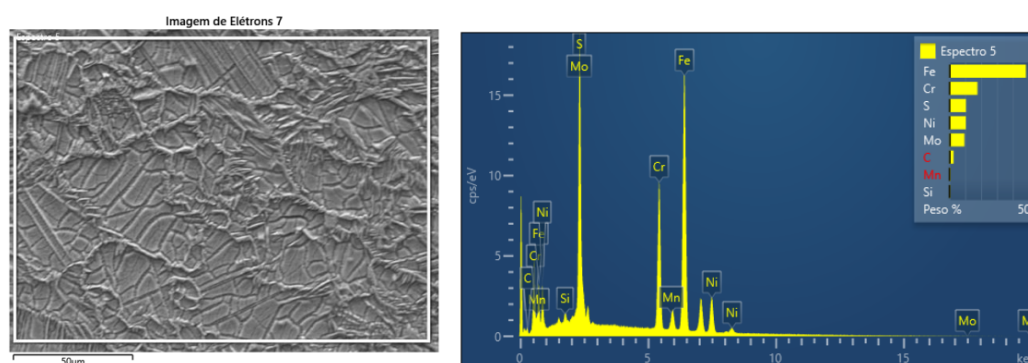
Fonte: Leite (2020)

Figura 28 - EDS Amostra CP2 60% 2,2 Hz



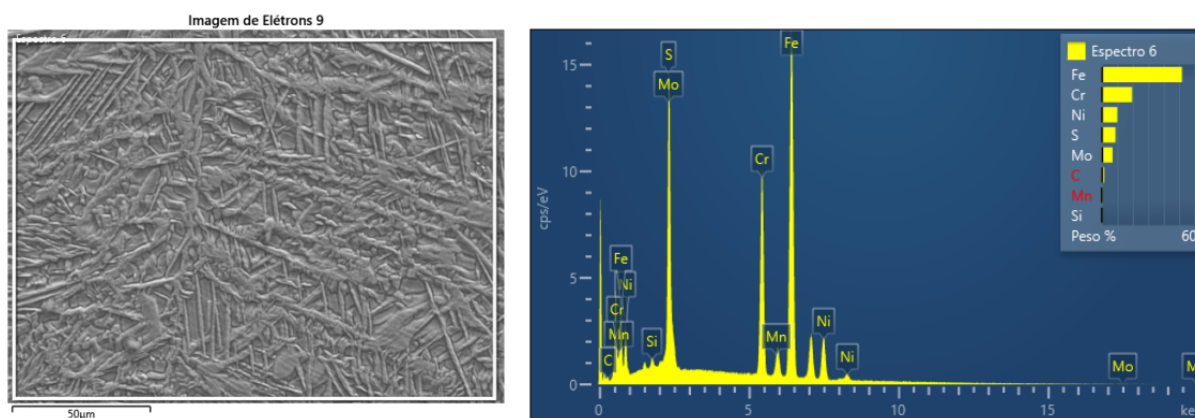
Fonte: Leite (2020)

Figura 29 - EDS Amostra CP3 70% 3,0 Hz



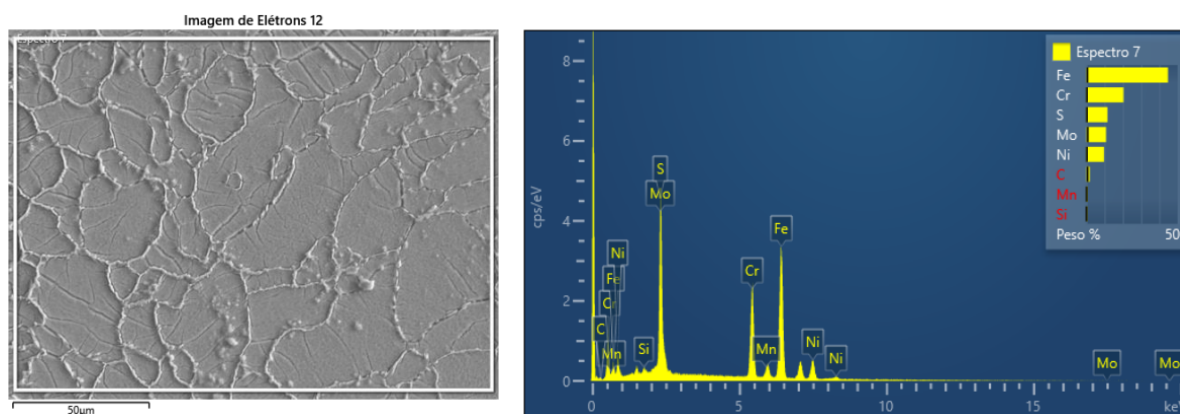
Fonte: Leite (2020)

Figura 30 - EDS Amostra CP4 80% 4,5 Hz



Fonte: Leite (2020)

Figura 31 - EDS Amostra CP5 90% 9,0 Hz



Fonte: Leite (2020)

Os resultados obtidos sobre a composição química dos elementos de liga do cordão de solda, obtidos por meio de EDS para cada um dos 5 corpos de prova, estão descritos na Tabela 5.

Tabela 5 - Composição química do cordão de solda (% de peso)

Amostra	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: Leite (2020)

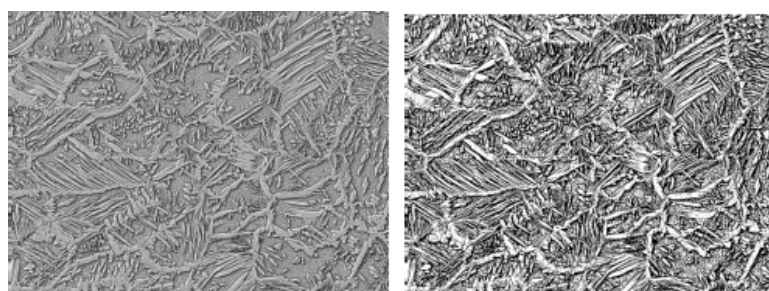
Analisando os resultados, observa-se que a composição química dos metais de solda não apresentou divergências significativas comparada ao que é divulgado pela Empresa Realum (Tabela 1). Assim, pode-se afirmar que o processo de soldagem não afetou os elementos de liga, mesmo quando analisado pela ótica da variação do aporte térmico empregado.

4.4 BALANÇO MICROESTRUTURAL

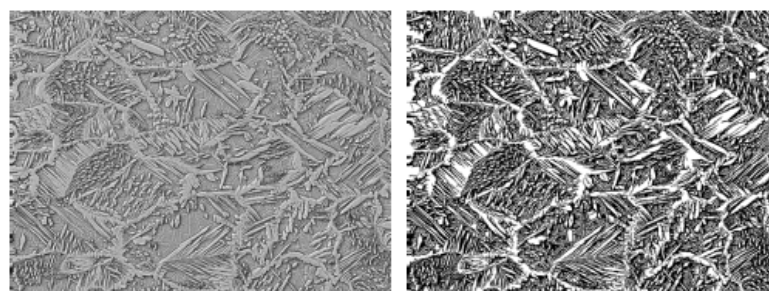
A análise microestrutural do cordão de solda foi realizada por meio do software livre ImageJ. As imagens foram binarizadas e pelo software determinou-se a quantidade de bits pretos (regiões de ferrita) e brancos (regiões de austenita).

O corpo de prova utilizado neste estudo foi o de taxa de sobreposição de 90%.

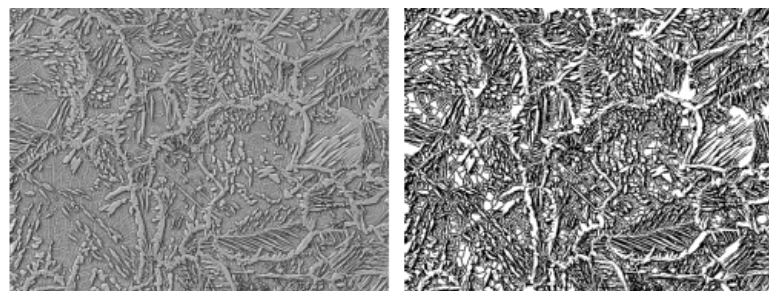
Figura 32 - Micrografias binarizadas do cordão de solda (sobreposição de 90%)



(a)



(b)



(c)

Fonte: Leite (2020)

Tabela 6 - Balanço microestrutural no cordão de solda

Figura	% de Ferrita	% de Austenita
a	57,1	42,9
b	49,8	50,2
c	49,1	50,9

Fonte: Leite (2020)

Os dados apresentados na Tabela 6 mostram um aumento significativo na porcentagem de austenita no metal de solda, atingindo uma proporção de 50%. Mesmo que na Figura 32 (a) não tenha atingido os 50% do metal superduplex, há um ganho notável na quantidade desta fase através da soldagem dissimilar com o aço austenítico.

A formação da austenita na zona fundida está fortemente associada à presença de elementos estabilizadores, especialmente o níquel, que favorece a transformação da ferrita em austenita durante o resfriamento.

A microestrutura observada apresenta diferentes morfologias de austenita, incluindo formas alotriomórficas, Widmanstätten e idiomórficas, indicando que a transformação ocorreu por mecanismos difusionais sob condições térmicas típicas do processo de soldagem. Esse comportamento contribui para o equilíbrio microestrutural desejado nos aços inoxidáveis duplex, refletindo positivamente nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

5 CONCLUSÃO

O presente trabalho teve como objetivo principal analisar a soldagem a laser pulsado Nd:YAG de junta dissimilar entre os aços inoxidáveis UNS S32750 (superduplex) e AISI 316L (austenítico), com ênfase na geometria do cordão, na influência do aporte térmico e na caracterização macro e microestrutural da junta soldada.

No que se refere à geometria do cordão de solda, as análises macrográficas evidenciaram a formação de cordões contínuos, homogêneos e com adequada profundidade de penetração, especialmente nas condições de maior taxa de sobreposição (80% e 90%). A elevada sobreposição promoveu uma aglutinação eficiente dos pulsos, resultando em cordões com boa uniformidade geométrica, ausência de descontinuidades relevantes e relação satisfatória entre largura e penetração, características desejáveis em processos de soldagem a laser.

Em relação à influência do aporte térmico, observou-se que o aumento da taxa de sobreposição está diretamente associado ao incremento do aporte térmico. Esse comportamento refletiu-se na geometria do cordão de solda e nas transformações microestruturais. Condições com maior sobreposição (como 90%) proporcionaram maior estabilidade do processo, melhor formação do cordão e adequada penetração, sem comprometer significativamente a zona termicamente afetada. A ausência de uma ZTA macroscopicamente visível confirma o baixo aporte térmico característico da soldagem a laser, aliado às altas taxas de resfriamento, que contribuem para a preservação das propriedades dos materiais de base.

Quanto à caracterização macro e microestrutural, os resultados demonstram um equilíbrio microestrutural próximo do ideal para aços inoxidáveis duplex, com aproximadamente 49% de austenita e 51% de ferrita. As micrografias evidenciaram a formação de austenita em diferentes morfologias, favorecida pela presença de níquel proveniente do aço austenítico AISI 316L. A análise por EDS confirmou a homogeneidade química da junta, sem variações significativas na composição dos elementos principais. Além disso, não foram observadas evidências relevantes de fases intermetálicas deletérias nas condições analisadas, indicando que os parâmetros de soldagem foram adequados para evitar a degradação microestrutural.

Dessa forma, conclui-se que a soldagem a laser pulsado Nd:YAG mostrou-se altamente eficiente para a união dissimilar entre os aços inoxidáveis estudados, sendo

as condições com 80% e 90% de sobreposição as mais adequadas. Essas condições proporcionaram geometria satisfatória do cordão de solda, controle do aporte térmico e microestrutura equilibrada.

REFERÊNCIAS

COLPAERT, H. ***Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns***. 4ª ed. Revista e atualizada por André Luiz V. da Costa e Silva. Ed. Edgard Blucher, apoio Villares Metals, 2008.

COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P.R. ***Aços e ligas especiais***. 2ª ed. São Paulo: Blucher, 2006.

DAMOULIS, G. L., BATALHA, G. F. ***Solda Laser Aplicada ao Processo de Fabricação de Carrocerias Automotivas***, 16th National Conference on Sheet Metal Forming, Ed. Lirio Schaeffler, LDTM-UFRGS, Porto Alegre, 21 de outubro de 2004.

DAVIS, J. R. ***Stainless Steels***. Materials Park: ASM International, 1994.

LEITE, C. G. S. ***Soldagem dissimilar autógena com laser pulsado Nd:YAG dos aços austenítico AISI 316L e superduplex UNS S32750***. 2020. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista - Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira - SP, 2020.

MAYER, A. Der Lasermakt in Europe. ***Process of the European Laser Marketplace*** 94 (1994), p. 6-11.

Metals Handbook. ***Metallography, Structure and Phase Diagrams***. vol.9, 8ª edição. ASM, Metals Park, Ohio, USA, 1973.

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

NOBLE, D. N. ***Selection of Wrought Duplex Stainless Steels. Welding, Brazing and Soldering***. ASM Handbook, v. 6. 10ª edição. USA: ASM International, 471 – 480, 1993.

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

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., São Paulo, 1994. Anais. v. VIII, p.363-377, 1994.

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