

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA (UNESP)
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA (FEIS)

EDNEI SOARES DE AZEVEDO JUNIOR

CONTROLE DO CICLO TÉRMICO NA SOLDAGEM À LASER ND-YAG PULSADO
DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750

Ilha Solteira - SP

2025

EDNEI SOARES DE AZEVEDO JUNIOR

**CONTROLE DO CICLO TÉRMICO NA SOLDAGEM À LASER ND-YAG PULSADO
DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750**

Trabalho de Conclusão de Curso da
Universidade Estadual Paulista como requisito
parcial para obtenção do título de bacharel em
Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Materiais e Processos de
Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Ilha Solteira - SP

2025

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

- A994c Azevedo Junior, Ednei Soares de.
Controle do ciclo térmico na soldagem à laser ND-YAG pulsado do aço inoxidável superduplex UNS S32750 / Ednei Soares de Azevedo Junior. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2025
75 f. : il.
- Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia, Ilha Solteira, 2025
- Orientador: Vicente Afonso Ventrella
- Inclui bibliografia
1. Soldagem a laser. 2. Aço inoxidável superduplex. 3. Tratamento térmico. 4. Microestrutura. 5. Resistência à corrosão. 6. Microdureza.

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “Júlio de Mesquita Filho”1 .
FACULDADE DE ENGENHARIA – CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA
ATA DA DEFESA TRABALHO DE GRADUAÇÃO

**TÍTULO: Controle do ciclo térmico na soldagem à laser Nd-YAG pulsado
do aço inoxidável superduplex UNS S32750**

ALUNO: EDNEI SOARES DE AZEVEDO JUNIOR

ORIENTADOR: Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Aprovado (X) - Reprovado () pela Comissão Examinadora

Nota: 9,0 (nove)

Comissão Examinadora:

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Presidente (Orientador)

Eng. Leonardo Camilo Suter

Bruna Berbel Seloto

Ilha Solteira, 17 de junho de 2025

Dedico este trabalho primeiramente a Deus, por me guiar. À minha família, pelo amor e apoio de sempre. Em especial, aos meus pais que me possibilitaram mais essa conquista. E à minha namorada, por estar ao meu lado sempre me incentivando e acreditando em mim.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por me conceder forças nos momentos difíceis, pela sabedoria concedida e fé para seguir em frente, mesmo quando o caminho parecia incerto.

À minha família, agradeço profundamente pela oportunidade que me proporcionaram de estudar. Sou grato por todo o amor, apoio e sacrifícios feitos em prol do meu crescimento. Nada disso seria possível sem vocês.

À minha namorada, agradeço por sempre me incentivar, pelo carinho e compreensão nos momentos mais difíceis. Sua presença foi luz em meio à tempestade, e seu apoio fez toda a diferença nesta jornada.

Aos meus professores, deixo meu sincero agradecimento por todo o conhecimento compartilhado ao longo do curso, que foi essencial para minha formação. Em especial, ao meu orientador de trabalho de conclusão de curso, Vicente Afonso Ventrella, pela oportunidade de desenvolver este trabalho sob sua orientação, paciência e pelos conhecimentos transmitidos.

“Só se pode alcançar um grande êxito quando nos
mantemos fiéis a nós mesmos.”
(Friedrich Nietzsche)

RESUMO

O aço inoxidável superduplex apresenta microestrutura composta por proporções aproximadamente iguais de austenita e ferrita, o que confere ao material excelente resistência mecânica e à corrosão. Durante a soldagem desses aços, é desejável que as juntas resultantes do processo mantenham o equilíbrio entre as fases de austenita e ferrita, além de minimizar a formação de fases indesejadas. No entanto, devido à alta velocidade de resfriamento e ao elevado aporte térmico gerado pela maioria dos processos de soldagem, a zona fundida tende a se tornar predominantemente ferrítica. Nesse contexto, a soldagem a laser Nd-YAG surge como uma alternativa promissora para esses materiais, uma vez que fornece energia de forma concentrada e com baixa intensidade, resultando em uma zona termicamente afetada reduzida. Apesar dessa vantagem, ainda é possível observar desequilíbrios entre as fases na zona de fusão. Diante disso, o presente estudo avaliou os efeitos do pré-aquecimento do metal base como estratégia de controle do ciclo térmico durante o processo de soldagem, considerando quatro condições distintas: sem aquecimento e com aquecimento a 100 °C, 200 °C e 300 °C. Esta pesquisa analisou a microestrutura, a microdureza e a resistência à corrosão. O tratamento térmico de pré-aquecimento do metal base promoveu o aumento do teor de austenita após a soldagem, e as amostras pré-aquecidas apresentaram maior resistência à corrosão em comparação com a amostra não aquecida. A microdureza variou de acordo com o teor de ferrita, sendo mais elevada na amostra que não passou pelo tratamento térmico de pré-aquecimento.

Palavras-chave: Soldagem a laser; Aço inoxidável superduplex; Tratamento térmico; Microestrutura; Resistência à corrosão; Microdureza.

ABSTRACT

Superduplex stainless steel has a microstructure composed of approximately equal proportions of austenite and ferrite, which gives the material excellent mechanical and corrosion resistance. During welding of these steels, it is desirable that the joints resulting from the process maintain a balance between the austenite and ferrite phases, in addition to minimizing the formation of undesirable phases. However, due to the high cooling rate and the high heat input generated by most welding processes, the molten zone tends to become predominantly ferritic. In this context, Nd-YAG laser welding emerges as a promising alternative for these materials, since it provides energy in a concentrated manner and with low intensity, resulting in a reduced heat-affected zone. Despite this advantage, it is still possible to observe imbalances between the phases in the fusion zone. Therefore, the present study evaluated the effects of preheating the base metal as a strategy for controlling the thermal cycle during the welding process, considering four different conditions: without heating and with heating at 100°C, 200°C and 300°C. This research analyzed the microstructure, microhardness and corrosion resistance. The preheating heat treatment of the base metal promoted an increase in the austenite content after welding, and the preheated samples presented higher corrosion resistance compared to the unheated sample. The microhardness varied according to the ferrite content, being higher in the sample that did not undergo the preheating heat treatment.

Keywords: Laser welding; Superduplex stainless steel; Heat treatment; Microstructure; Corrosion resistance; Microhardness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diagrama de Schaeffler-DeLong relacionando composição química e estrutura de cada tipo de aço inoxidável.	17
Figura 2 – Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr com teor de C constante de 0,1%.	19
Figura 3 – Dureza após revenimento de aços inoxidáveis martensíticos em função do parâmetro de Holloman-Jaffe, contendo aproximadamente 0,14% de carbono.	20
Figura 4 – Diagrama TTT do aço inoxidável 410.	21
Figura 5 – Aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado e revenido (revenido duplo a 730°C e 690°C).	22
Figura 6 – Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr, apresentando a região de imiscibilidade. .	23
Figura 7 – Solda autógena em aço inoxidável ferrítico.	24
Figura 8 – Seção isopleta do diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Cr-Ni com teor de cromo constante de 18%.	25
Figura 9 – Curva de transformação isotérmica de precipitação em aço AISI 316.	26
Figura 10 – Microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304.	27
Figura 11 – Microestrutura do aço ASTM A564 UNS 17400, SAE/AISI 630, (17-4PH) solubilizado a 1040 °C/1 h seguido de resfriamento em água.	29
Figura 12 – Diagrama de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr-Ni-N, onde as linhas tracejadas apresentam o equilíbrio quando não há nitrogênio no aço.	30
Figura 13 – Diagrama TTT de precipitação de fases secundárias no aço inoxidáveis duplex. .	31
Figura 14 – Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex.	32
Figura 15 – Diferentes morfologias da austenita, em amostras soldadas com aporte térmico de 0,5kJ/mm na (a) ZTA e na (b) ZF.	32
Figura 16 – Microestrutura do metal base do aço inoxidável superduplex UNS S32750.	34
Figura 17 – Corrosão por pite em tubo de aço inoxidável AISI 304.	35
Figura 18 – Corrosão intergranular ou intercrystalina.	36
Figura 19 – Sensitização de aço inoxidável, devido à precipitação de carbonetos de cromo. .	37
Figura 20 – Sensitização do aço inoxidável AISI 304 para diferentes teores de carbono.	38
Figura 21 – Fenômeno “knife line corrosion”.	38
Figura 22 – Corrosão sob tensão em tubo de aço inoxidável AISI 304.	39
Figura 23 – Sistema de três eletrodos no ensaio de Tafel.	40
Figura 24 – Curva de polarização de Tafel.	41

Figura 25 – Soldagem a laser utilizando a técnica de penetração “keyhole”.	43
Figura 26 – Diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado Nd:YAG.	44
Figura 27 – Níveis de energia e transições atômicas para formação do feixe de laser.	46
Figura 28 – Ressonador óptico.	46
Figura 29 – Equipamento de soldagem a laser do laboratório de soldagem da FEIS – UNESP.	49
Figura 30 – Sistema de pré-aquecimento por indução na soldagem a laser Nd-YAG pulsado.	51
Figura 31 – Máquina de corte metalográfica.	52
Figura 32 – Pequenos fragmentos ao redor da amostra para embutimento.	53
Figura 33 – Lixamento manual da amostra pré-aquecida à 100°C.	53
Figura 34 – Equipamento utilizado para polimento das amostras em alumina de 0,3 µm.	54
Figura 35 – Capela para ataque químico das amostras com ataque de behara.	55
Figura 36 – Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8, utilizado para análise macroscópica das amostras.	55
Figura 37 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Zeiss - Modelo EVO LS15, utilizado para análise micrográfica das amostras.	56
Figura 38 – Conjunto de equipamento e software utilizado para ensaio de Tafel.	57
Figura 39 – Curvas de resfriamento das amostras pré-aquecidas.	59
Figura 40 – Macrografias ópticas dos cordões de solda para T0, T100, T200 e T300.	60
Figura 41 – Micrografias ópticas das zonas de fusão para T0, T100, T200 e T300.	62
Figura 42 – Micrografia óptica de fusão para T300 com uma micrografia SEM detalhando a região de refusão.	64
Figura 43 – Micrografias de MEV de transição entre metal base e zona de fusão para T0, T100, T200 e T300.	66
Figura 44 – Curvas de polarização de Tafel para o metal base, T0, T100, T200 e T300.	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço inoxidável UNS S32750.....	49
Tabela 2 – Parâmetros de soldagem empregados.....	50
Tabela 3 – Dimensões do cordão de solda.	61
Tabela 4 – Frações volumétricas de austenita e ferrita para T0, T100, T200 e T300.	65
Tabela 5 – Frações volumétricas de austenita e ferrita para T0, T100, T200 e T300.	67

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID	Aço Inoxidável Duplex
AISI	American Iron and Steel Institute
AISD	Aço Inoxidável Superduplex
ASTM	American Society for Testing and Materials
CE	Auxiliary Electrode
CCC	Cúbica de Corpo Centrada
CCD	Dispositivo de Carga Acoplada
CFC	Cúbica de Face Centrada
CST	Corrosão Sob Tensão
FEIS	Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
MB	Metal Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
Ms	Start Martensite
Mf	Finish Martensite
Nd:YAG	Neodymium-doped yttrium aluminium garnet
OCP	Open Circuit Potential
PH	Precipitation Hardening
PREN	Número Equivalente de Resistência por Pite
RE	Reference Electrode
SAE	Society of Automotive Engineers
T0	Amostra sem pré-aquecimento
T100	Amostra pré-aquecida à 100°C
T200	Amostra pré-aquecida à 200°C
T300	Amostra pré-aquecida à 300°C
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UNS	Unified Numbering System
WE	Working Electrode
ZF	Zona Afetada pelo Calor
ZTA	Zona Fundida

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	13
2. OBJETIVO.....	14
3. REVISÃO TEÓRICA	15
3.1. INTRODUÇÃO AOS AÇOS INOXIDÁVEIS	15
3.1.1. Definição de aço inoxidável.....	15
3.1.2. Tipos de aço inoxidáveis.....	16
3.1.3. Aços inoxidáveis martensíticos	18
3.1.4. Aços inoxidáveis ferríticos	22
3.1.5. Aços inoxidáveis austeníticos.....	24
3.1.6. Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação	27
3.1.7. Aços inoxidáveis duplex	29
3.1.8. Aços inoxidáveis superduplex.....	33
3.2. RESISTÊNCIA À CORROSÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX .	34
3.2.1. Corrosão por pite.....	35
3.2.2. Corrosão intergranular	36
3.2.3. Corrosão sob tensão.....	39
3.2.4. Ensaio de corrosão de Tafel	39
3.3. PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER ND-YAG	42
3.3.1. Máquina de soldagem a laser Nd:YAG	43
3.3.2. Parâmetros do laser e fatores que influenciam a qualidade da solda	44
3.3.3. Princípios do laser Nd:YAG	45
3.4. MICROSCOPIA ÓPTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA NA CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA	47
3.5. ENSAIOS DE DUREZA NA AVALIAÇÃO MECÂNICA DE JUNTAS SOLDADAS	47
3.5.1. Ensaio de dureza Vickers	47
3.6. UTILIZAÇÃO DO SOFTWARE IMAGEJ NA ANÁLISE DE MICROESTRUTURAS	48
4. MATERIAIS E MÉTODOS	49
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	58
6. CONCLUSÃO.....	69
REFERÊNCIAS	71

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) são amplamente utilizados em setores como o petroquímico, naval e nuclear, devido à sua alta resistência à corrosão, excelentes propriedades mecânicas e boa soldabilidade [1,2]. Com microestrutura balanceada entre ferrita e austenita, esses materiais apresentam resistência superior à corrosão por pite, especialmente em ambientes ricos em cloretos, além de boa estabilidade térmica [3,4]. A resistência à corrosão dos AISD está diretamente relacionada ao número equivalente de resistência por pite (PREN), influenciado por elementos como cromo, molibdênio e nitrogênio. Enquanto os aços inoxidáveis duplex (AID) convencionais apresentam PREN entre 30 e 40, os AISD alcançam valores entre 40 e 48 [5].

Apesar de suas vantagens, a soldagem dos AISD impõe desafios, como o desequilíbrio de fases e a formação de precipitados indesejáveis — como fases sigma, chi, carbonetos e nitretos de cromo — que comprometem a integridade mecânica e a resistência à corrosão [6,7]. Esses efeitos estão fortemente associados ao ciclo térmico imposto durante o processo de soldagem, que afeta diretamente a cinética de transformação de fases e a precipitação de compostos nocivos. Assim, o controle do ciclo térmico torna-se essencial para preservar as propriedades do material e garantir a qualidade da junta soldada [5,7].

Diversas estratégias têm sido exploradas para mitigar esses efeitos, como o ajuste de parâmetros de soldagem, adição de elementos gamagênicos e tratamentos térmicos. O tratamento térmico de pré-aquecimento do metal base tem se mostrado promissora por favorecer o equilíbrio de fases, reduzir a formação de fases indesejáveis e minimizar a necessidade de pós-tratamentos térmicos intensivos [8].

Este estudo investiga os efeitos do pré-aquecimento no processo de soldagem a laser de AISD, com ênfase na microestrutura, resistência mecânica e comportamento à corrosão. Este trabalho tende a contribuir para a literatura científica abordando os efeitos do pré-aquecimento na soldagem a laser desse tipo de aço para que possam ser empregados em ambientes agressivos com confiabilidade.

2. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo estudar a influência da taxa de resfriamento do cordão de solda laser em chapas de aço inoxidável superduplex UNS S32750, utilizando um sistema de aquecimento por indução e uma fonte laser pulsada Nd-YAG. Busca-se entender como a taxa de resfriamento afeta o balanço de fases na junta soldada, uma vez que esse balanço é crucial para a resistência mecânica e à corrosão do material. Assim, o trabalho pretende:

- Estudar a influência da taxa de resfriamento do cordão de solda laser no balanço de fases da junta soldada.
- Caracterizar as juntas soldadas com diferentes taxas de resfriamento, avaliando a aplicabilidade do processo para a indústria de petróleo e gás natural.

Estes objetivos serão atingidos através de caracterizações mecânicas (ensaios de microdureza), caracterizações microestruturais (microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura) e ensaios de corrosão.

3. REVISÃO TEÓRICA

3.1. INTRODUÇÃO AOS AÇOS INOXIDÁVEIS

A evolução do aço inoxidável reflete o progresso contínuo da engenharia metalúrgica no enfrentamento dos desafios impostos por ambientes cada vez mais agressivos, como os encontrados nos setores petroquímico, de gás natural e naval. Os aços inoxidáveis convencionais já não ofereciam a resistência mecânica nem a proteção necessária contra a corrosão localizada nesses contextos. Para atender a essa demanda, foram desenvolvidos os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD), materiais de alto desempenho que se destacam tanto pela resistência mecânica quanto pela proteção contra a corrosão por pites. Isso se deve à sua microestrutura bifásica equilibrada, composta pelas fases austenítica e ferrítica, além de elementos de liga como cromo (Cr), molibdênio (Mo) e nitrogênio (N). A principal distinção entre os AID e os AISD está no nível superior de resistência à corrosão por pites dos AISD, resultado da presença dos elementos de liga.

3.1.1. Definição de aço inoxidável

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro com uma composição mínima de 10 a 12% de cromo, sendo frequentemente referidos como ligas ferro-cromo (Fe-Cr). Para aprimorar suas propriedades, outros elementos de liga são adicionados, conferindo ao material características microestruturais essenciais. Entre esses elementos, o molibdênio (Mo), o nitrogênio (N) e o tungstênio (W) aumentam a resistência à corrosão, enquanto o titânio (Ti) e o nióbio (Nb) melhoram a resistência ao calor. O carbono (C) é responsável pela resistência ao desgaste, e elementos como cobre (Cu) também contribuem para a resistência mecânica. Já o níquel (Ni) melhora a tenacidade, especialmente em baixas temperaturas [9].

A principal característica dos aços inoxidáveis é a formação de uma camada protetora na superfície do material, diretamente relacionada à sua composição química, particularmente ao teor de cromo. Esta camada deve ser insolúvel e impermeável ao meio em que o aço é utilizado. A formação, impermeabilidade e taxa de dissolução dessa camada em ambientes corrosivos são os fatores que determinam a resistência à corrosão do material [10].

3.1.2. Tipos de aço inoxidáveis

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em cinco principais grupos: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex (com estrutura ferrítica e austenítica) e os aços endurecíveis por precipitação. Os aços inoxidáveis ferríticos, martensíticos, austeníticos e duplex são classificadas principalmente com base em suas microestruturas em estado de equilíbrio. Já os aços endurecíveis por precipitação são caracterizados principalmente por sua composição química, processos térmicos e condições específicas de fabricação.

A microestrutura dos aços inoxidáveis é fortemente influenciada pela sua composição química [10]. Ao tratar-se dos aços inoxidáveis duplex e superduplex, a distribuição das fases ferrita (estrutura CCC) e austenita (estrutura CFC) determina propriedades fundamentais como resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão [1]. Esses aços são projetados para apresentar um equilíbrio próximo entre ferrita e austenita, a fim de combinar as melhores propriedades dessas fases como a resistência à corrosão da austenita com a resistência mecânica da ferrita [2]. Pequenas variações na composição química ou no ciclo térmico, como os induzidos pela soldagem, podem desestabilizar esse equilíbrio, levando à formação de fases indesejadas como sigma, chi ou até mesmo a retenção excessiva de ferrita, prejudicando o desempenho do material [11].

Para prever a microestrutura resultante após soldagem, diversos diagramas foram desenvolvidos ao longo das últimas décadas. O diagrama de Schaeffler, foi um dos primeiros a sistematizar a relação entre composição química e estrutura metálica por meio dos conceitos de cromo equivalente (Cr_{eq}) e níquel equivalente (Ni_{eq}). O Cr_{eq} representa a influência dos elementos que favorecem a formação ou estabilização de ferrita (como Cr, Mo, Si), enquanto o Ni_{eq} agrega os elementos que favorecem a formação ou estabilização de austenita (como Ni, C, Mn). Com base nesses dois parâmetros, o diagrama permite posicionar a liga metálica em uma região associada a uma fração aproximada de ferrita na zona fundida [10]. As equações 1 e 2 representam a forma como são calculadas o cromo equivalente e níquel equivalente, respectivamente.

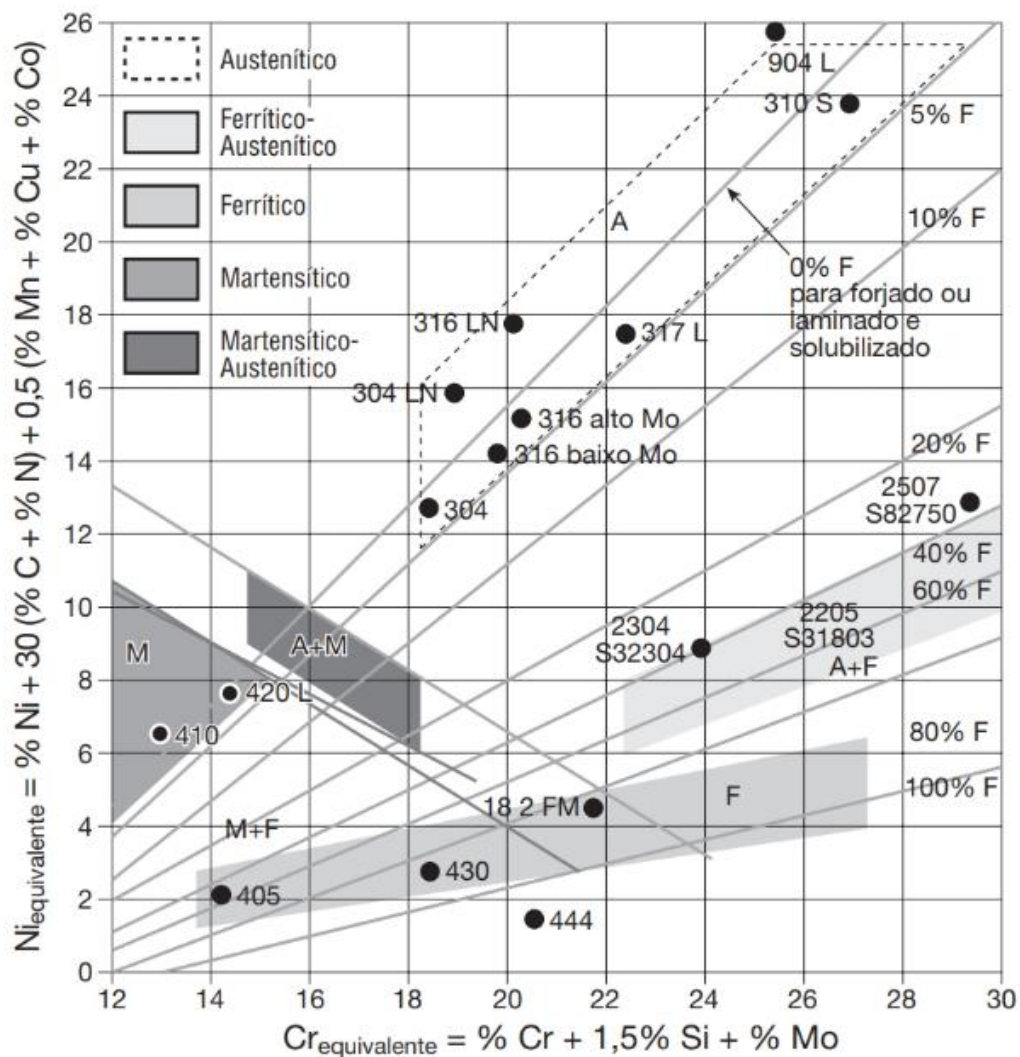
$$Cr_{eq} = \% Cr + 1,5 \cdot \% Si + \% Mo \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30 \cdot (\% C) + 0,5 \cdot (\% Mn + \% Cu + \% Co) \quad (2)$$

Com o avanço na compreensão dos mecanismos de transformação de fase e a introdução de novos elementos de liga em aços inoxidáveis, o diagrama de Schaeffler-DeLong, apresentado na Figura 1, foi proposto como uma evolução do modelo de Schaeffler. Ele aprimorou a previsão das fases ao incluir o nitrogênio na equação de Ni_{eq} , reconhecendo sua importância na estabilização da austenita, especialmente em ligas duplex. A Equação 3 reflete uma aproximação mais precisa das interações complexas entre os elementos de liga. Além disso, o diagrama de DeLong apresenta isolinhas que indicam o teor estimado de ferrita na zona fundida, o que auxilia diretamente o engenheiro de soldagem na análise do equilíbrio de fases [17].

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

Figura 1 – Diagrama de Schaeffler-DeLong relacionando composição química e estrutura de cada tipo de aço inoxidável.



Fonte: [17].

Originalmente, o diagrama de Schaeffler foi desenvolvido para estimar o teor de ferrita em aços inoxidáveis. Posteriormente, foi revisado por DeLong com o objetivo de adaptá-lo à determinação do teor de ferrita em depósitos de solda desses materiais [17].

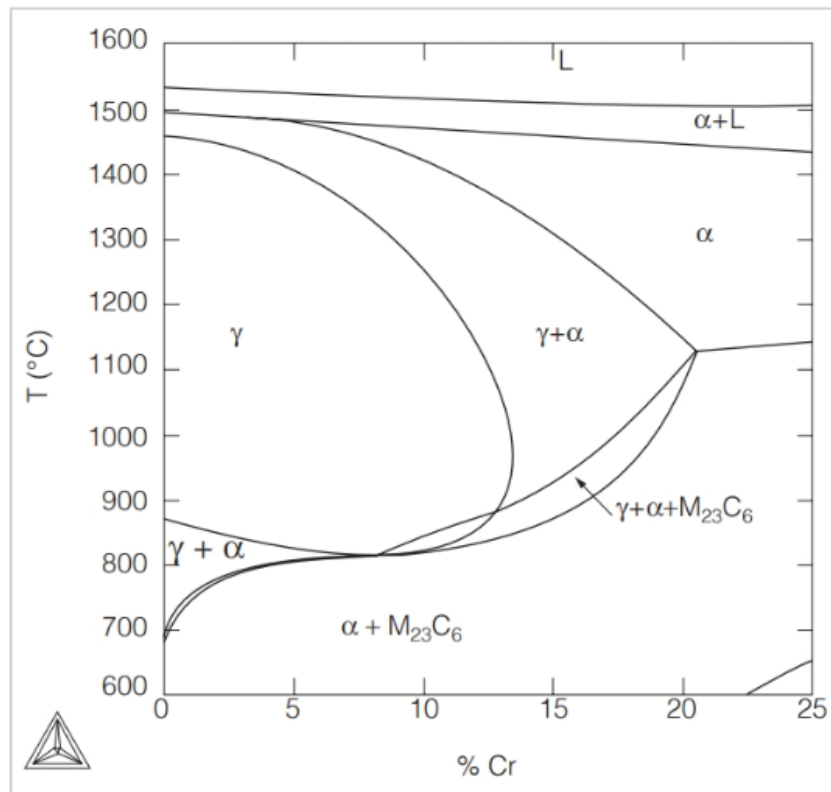
No contexto da soldagem a laser Nd:YAG, onde o processo é caracterizado por altas taxas de resfriamento e baixas zonas afetadas termicamente, a influência da composição química torna-se ainda mais crítica. Devido ao resfriamento acelerado, pode haver supressão da formação de austenita na solidificação, resultando em uma fração de ferrita superior à desejada. O uso dos diagramas de Schaeffler e DeLong, mesmo com suas limitações para ligas duplex, fornece uma base útil para estimativas preliminares e orienta o controle de variáveis do processo para restabelecer o equilíbrio desejado da microestrutura. Assim, a análise da composição química, aliada a ferramentas como esses diagramas, é essencial para garantir a qualidade metalúrgica da junta soldada [11].

3.1.3. Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos pertencem à família dos aços inoxidáveis e são frequentemente comparados aos aços carbono destinados a tratamento térmicos como têmpera e revenimento. A principal distinção entre eles consiste no teor de cromo, elemento responsável tanto pela resistência à corrosão quanto pelo aumento da temperabilidade (capacidade de formação de martensita durante o resfriamento) [13]. A composição química típica dos aços martensíticos consiste em teores moderados de cromo (geralmente entre 11% e 17%), baixo teor de níquel e presença significativa de carbono (0,1% a 1,2%). Um exemplo comum dessa classe é o aço AISI 420, utilizado em facas, lâminas cirúrgicas e componentes de válvulas [14].

Durante o tratamento térmico, esses aços são austenitizados a temperaturas elevadas, entre 925°C e 1070°C, visando à dissolução completa dos carbonetos. Em seguida, ao serem resfriados rapidamente, transformam-se em martensita, uma fase de elevada dureza e resistência mecânica, embora com menor tenacidade [17]. Após a têmpera, o revenimento é essencial para alívio de tensões internas, ajuste das propriedades mecânicas e estabilidade microestrutural [15]. A Figura 2 representa o diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr com teor de carbono constante de 0,1%.

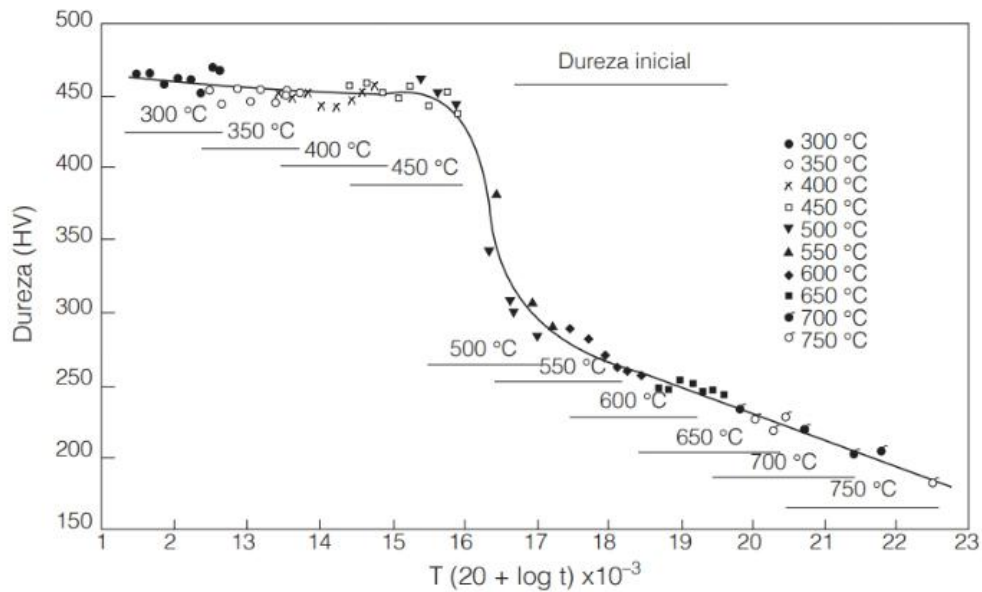
Figura 2 – Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr com teor de C constante de 0,1%.



Fonte: [17].

O revenimento dos aços inoxidáveis martensíticos pode ser dividido em três faixas de temperatura importantes, conforme apresentado na Figura 3. Na faixa de até aproximadamente 400 °C, a dureza sofre apenas uma leve redução, podendo ocorrer um leve endurecimento secundário logo acima dessa temperatura devido a precipitação de carbonetos de cromo. Já entre 450 °C e 500 °C, o revenimento deve ser evitado, pois essa condição térmica pode comprometer significativamente a tenacidade do material. Por fim, em temperaturas acima de 500°C, ocorre uma redução acentuada da dureza acompanhada de um aumento da ductilidade e da tenacidade, tornando essa faixa adequada para aplicações estruturais [17].

Figura 3 – Dureza após revenimento de aços inoxidáveis martensíticos em função do parâmetro de Holloman-Jaffe, contendo aproximadamente 0,14% de carbono.

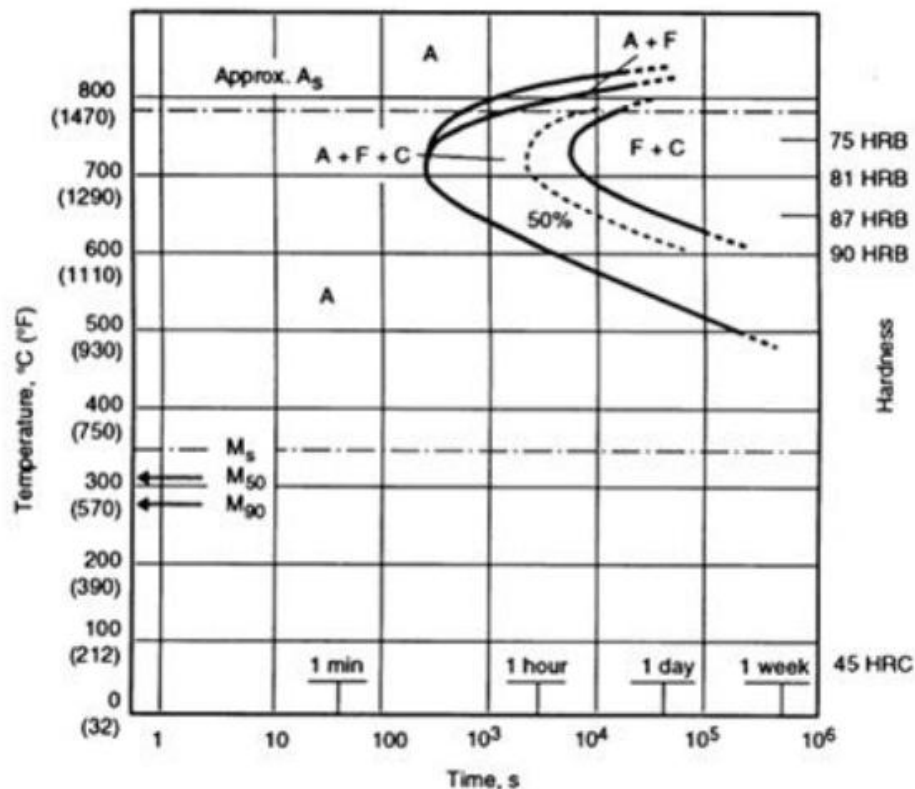


Fonte: [17].

No entanto, é preciso ter atenção redobrada, pois temperaturas excessivamente altas podem provocar a reaustenitização parcial do material, resultando na formação de martensita não revenida durante o resfriamento. Esse efeito é particularmente evidente nos chamados "aços supermartensíticos", nos quais a adição comum de níquel aumenta a estabilidade da fase austenítica [17].

A Figura 4 representa como a austenita se transforma em outras fases durante o resfriamento isotérmico de um aço inoxidável 410 através do diagrama TTT (Tempo Temperatura-Transformação). A formação de martensita ocorre abaixo de duas temperaturas críticas: a temperatura de início da transformação, chamada de M_s (start martensite), e a temperatura de término, chamada de M_f (finish martensite). A temperatura de transformação inicial e final de martensita irá variar de acordo com a composição química do material.

Figura 4 – Diagrama TTT do aço inoxidável 410.

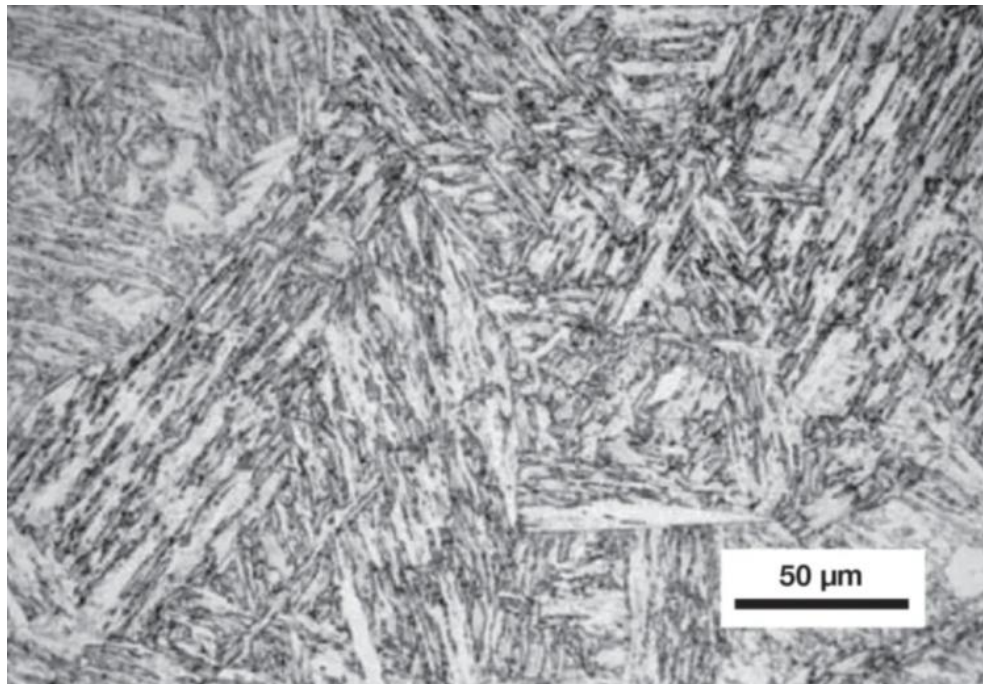


Fonte: [12].

Em aços com composições ricas em elementos austenitizantes, como o níquel, as temperaturas M_s e M_f diminuem significativamente. Em certos casos, a temperatura M_f pode ficar abaixo da temperatura ambiente. Isso significa que, mesmo após o resfriamento, uma parte da austenita permanece sem se transformar — essa porção é chamada de austenita retida. A presença de austenita retida pode comprometer a dureza, a estabilidade dimensional e a resistência mecânica do material [12].

Para garantir uma estrutura estável e reduzir os riscos de fragilidade, especialmente em ambientes agressivos como o mar (onde o hidrogênio pode causar fragilização da martensita não revenida), costuma-se aplicar o duplo revenimento. Esse processo permite que a primeira etapa reduza a instabilidade da austenita e a segunda promova a revenida completa da nova martensita formada [13]. A Figura 5 representa a microestrutura de um aço inoxidável martensítico que sofreu o tratamento térmico de tempera e duplo revenimento.

Figura 5 – Aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado e revenido (revenido duplo a 730°C e 690°C).



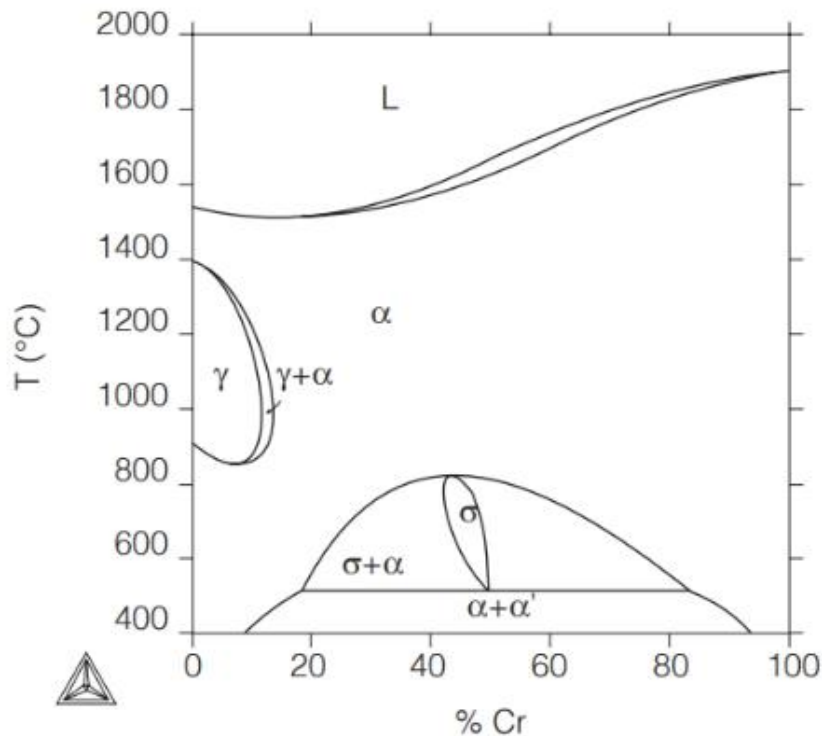
Fonte: [10].

3.1.4. Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas à base de ferro e cromo (Fe-Cr), com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Sua composição química é caracterizada por um elevado teor de cromo, geralmente entre 16% e 30%, o que favorece a formação de uma camada passiva protetora contra a corrosão. O baixo teor de carbono — normalmente inferior a 0,20% — impede a formação de austenita em condições usuais, o que impossibilita o endurecimento por têmpera. Além disso, a ausência de níquel em sua composição torna esses aços mais econômicos e adequados para ambientes que contenham enxofre [16].

Na Figura 6, podemos observar o processo de transformação do aço na fase líquida em ferrita pelo diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr. A única transformação observada durante o resfriamento é o crescimento de grãos. No entanto, esse fenômeno deve ser evitado, pois ele eleva a temperatura de transição dúctil-frágil (representada no gráfico de energia absorvida versus temperatura). Como consequência, o material pode apresentar comportamento frágil mesmo em temperatura ambiente, comprometendo sua tenacidade e resistência ao impacto [17].

Figura 6 – Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr, apresentando a região de imiscibilidade.



Fonte: [17].

Entretanto, muitos dos aços classificados como “ferríticos” não se enquadram rigorosamente nessa definição. Um exemplo é o AISI 430 — um dos aços inoxidáveis ferríticos mais utilizados, contendo no máximo 0,1% de carbono e cerca de 17% de cromo — que pode conter entre 30% e 50% de austenita quando aquecido acima de 800 °C. Ao ser resfriado, essa austenita se transforma em martensita, resultando em uma microestrutura forjada composta por uma mistura de ferrita e martensita. Até mesmo os aços ferríticos com alto teor de cromo, como o AISI 446 (com 27% de Cr), podem desenvolver alguma quantidade de austenita em temperaturas elevadas e, após o resfriamento ao ar, apresentarão uma estrutura composta por ferrita e martensita [17].

Para minimizar danos durante a soldagem, o controle térmico é essencial. Um aporte excessivo de calor acelera o crescimento de grão, enquanto o resfriamento rápido pode gerar tensões internas e fissuras. Em alguns casos, recomenda-se pré-aquecimento moderado, evitando temperaturas que favoreçam a formação da fase α' (alfa linha), estrutura frágil que se forma entre 400 °C e 550 °C, sendo mais crítica a 475 °C. Esse fenômeno, conhecido como fragilização a 475 °C, é reversível por meio de aquecimento controlado a cerca de 600 °C, seguido de resfriamento rápido para evitar nova precipitação. A Figura 7 ilustra o crescimento de grão na solda autógena em aço inoxidável ferrítico.

Figura 7 – Solda autógena em aço inoxidável ferrítico.



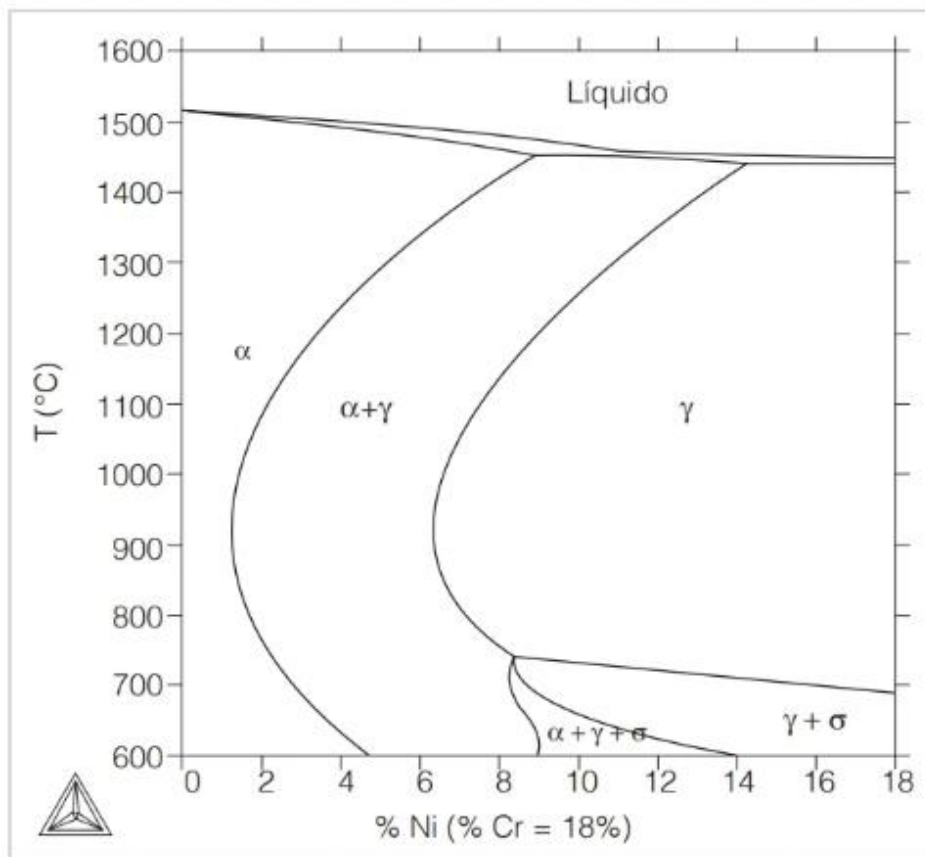
Fonte: [18].

3.1.5. Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem a classe mais amplamente utilizada entre os aços inoxidáveis, sendo valorizados por sua excelente resistência à corrosão, elevada tenacidade e boa soldabilidade [19]. Essa classe de materiais apresenta estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), característica da fase austenítica, que proporciona maior número de planos de deslizamento e, conseqüentemente, elevada ductilidade e resistência ao impacto, mesmo em condições de baixas temperaturas. A estabilidade dessa estrutura austenítica à temperatura ambiente é alcançada principalmente pela adição de elementos estabilizadores, como o níquel (acima de 8%) e, em alguns casos, o manganês [11].

O sistema ternário Fe-Cr-Ni representado pela Figura 8 é a base metalúrgica dos aços inoxidáveis austeníticos, sendo que as composições básicas são em torno de aproximadamente 18% de cromo e 8% de níquel. Essa configuração estrutural não apresenta transição dúctil frágil, o que a torna adequada tanto para aplicações criogênicas quanto para serviços em altas temperaturas, onde são necessárias resistência ao amolecimento e à fluência térmica [17].

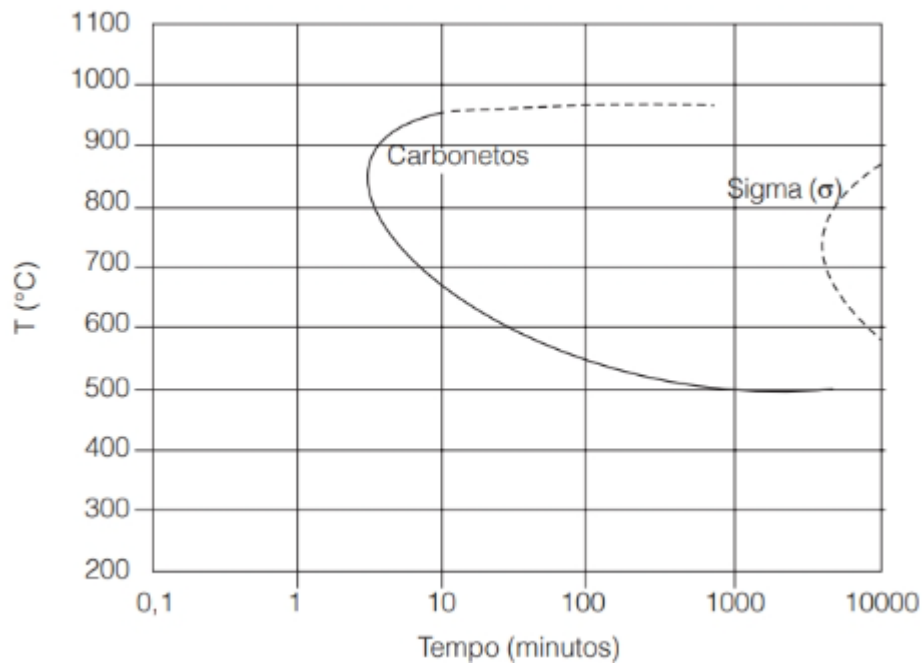
Figura 8 – Seção isopleta do diagrama de equilíbrio de fases para o sistema Fe-Cr-Ni com teor de cromo constante de 18%.



Fonte: [17].

Durante o tratamento térmico de solubilização, normalmente realizado a 1050 °C, busca-se dissolver carbonetos previamente formados e homogeneizar a microestrutura. O resfriamento rápido subsequente evita a precipitação de fases indesejadas, como os carbonetos de cromo e a fase sigma, que podem comprometer a resistência à corrosão e a tenacidade do material [20]. A Figura 9 representa o gráfico de transformação isotérmica do aço AISI 316, mostrando o tempo requerido, em diferentes temperaturas, para o início da formação dos precipitados de carbonetos e fase sigma.

Figura 9 – Curva de transformação isotérmica de precipitação em aço AISI 316.



Fonte: [17].

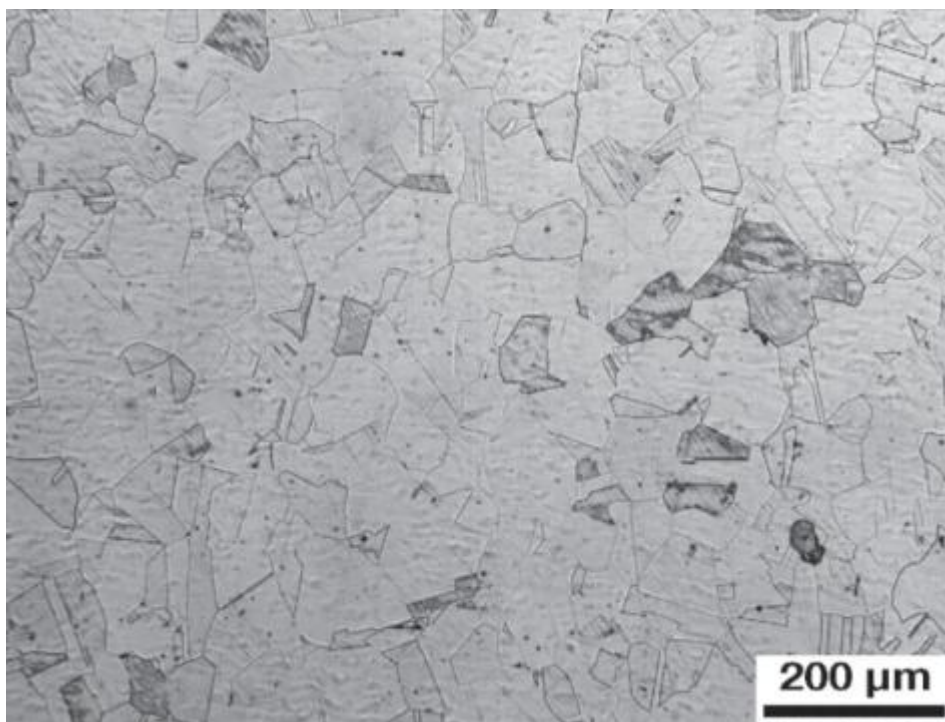
A formação da fase sigma, rica em cromo, é particularmente deletéria, pois promove a descontinuidade da camada passiva protetora, tornando o material suscetível à corrosão localizada. No entanto, sua formação é menos frequente em comparação à precipitação de carbonetos de cromo, pois requer permanência prolongada em temperaturas intermediárias (700–800 °C). Para mitigar tais efeitos, duas abordagens são comumente empregadas: a redução do teor de carbono e a adição de elementos estabilizantes como nióbio e titânio. Esses elementos possuem maior afinidade com o carbono, favorecendo a formação de carbonetos estáveis que não prejudicam a distribuição de cromo na matriz [17].

Durante os processos de soldagem, a estabilidade da microestrutura torna-se um fator crítico, especialmente na zona termicamente afetada (ZTA). Nessa região, ciclos térmicos intensos podem dissolver carbonetos previamente formados, como os de nióbio e titânio, e causar a precipitação de carbonetos prejudiciais, como o de cromo, caso o tempo de exposição à faixa crítica de temperatura seja elevado [17]. Para evitar esse problema, recomenda-se a realização de passes menores durante a soldagem multipasse, reduzindo a extensão da ZTA e o tempo de exposição à faixa de sensibilização.

Portanto, o controle térmico na soldagem é fundamental para garantir a integridade estrutural do componente. Em casos em que a operação envolverá exposição prolongada a altas temperaturas, é imprescindível realizar tratamentos térmicos de estabilização após a

solubilização, assegurando que os elementos formadores de carbonetos estejam ligados e não disponíveis para reações deletérias durante o serviço [11]. A Figura 10 traz a microestrutura de um aço austenítico solubilizado a 1050 °C.

Figura 10 – Microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304.



Fonte: [11].

3.1.6. Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH) constituem uma classe especial de ligas metálicas que combinam elevada resistência mecânica com boa resistência à corrosão. Esses materiais são amplamente utilizados em aplicações que exigem desempenho mecânico superior sem comprometer a resistência à oxidação, como na indústria aeroespacial, petroquímica e em componentes estruturais de alta responsabilidade. Eles são classificados em três categorias principais: martensíticos, austeníticos e semiausteníticos, cada uma com características específicas de composição, microestrutura e comportamento térmico [21].

A origem desses aços remonta aos aços inoxidáveis austeníticos tradicionais da série 18-8 (18% de cromo e 8% de níquel), dos quais foram desenvolvidos por meio da modificação da composição química, principalmente com a redução do teor de níquel e a introdução de elementos como cobre, nióbio e alumínio. Esses elementos promovem a formação de

precipitados intermetálicos que são responsáveis pelo endurecimento do material durante o tratamento térmico de envelhecimento [10].

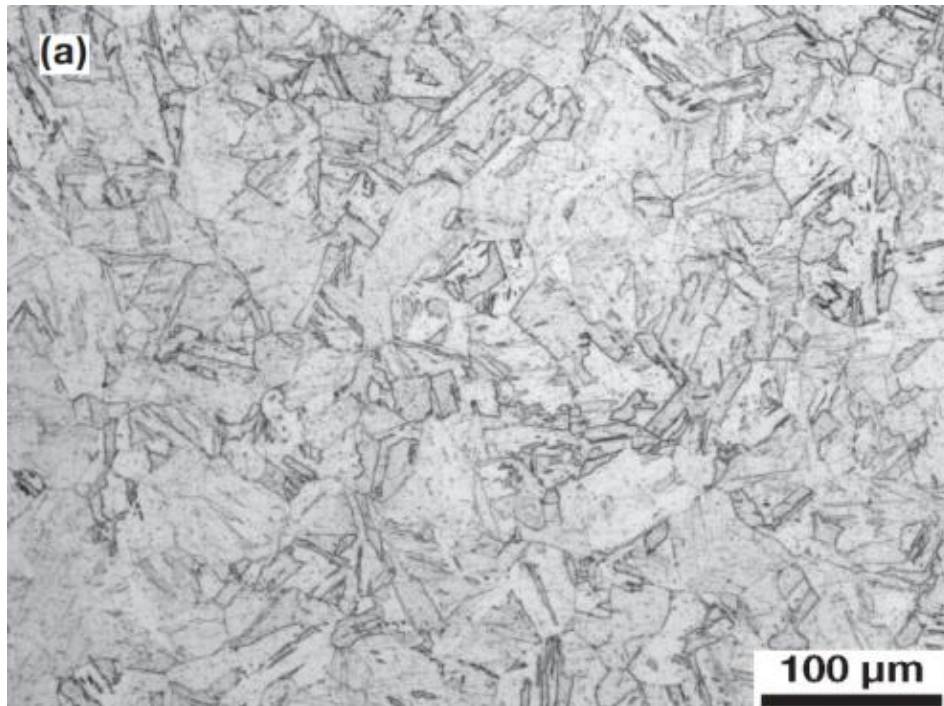
O processo térmico fundamental desses aços é composto por duas etapas: solubilização e envelhecimento. Na solubilização, o aço é aquecido a uma temperatura suficientemente elevada para dissolver completamente os elementos de liga na matriz austenítica, sendo, em seguida, rapidamente resfriado para manter os elementos em uma solução supersaturada. No caso dos aços martensíticos, esse resfriamento resulta na formação de uma estrutura martensítica com baixo teor de carbono e, portanto, baixa dureza inicial [10].

O endurecimento efetivo ocorre na etapa seguinte, o envelhecimento, onde o reaquecimento em temperaturas moderadas provoca a precipitação de compostos intermetálicos finos, que dificultam o movimento de discordâncias e aumentam significativamente a resistência mecânica do material [10].

Uma característica vantajosa desses aços é que, quando na condição solubilizada, apresentam boa usinabilidade e soldabilidade. A soldagem, por exemplo, é normalmente realizada antes do envelhecimento, uma vez que o material ainda se encontra em estado relativamente macio e livre de tensões residuais significativas. O tratamento de envelhecimento subsequente não apenas promove o endurecimento, como também atua como um alívio de tensões resultantes da soldagem [17].

Outro aspecto importante a ser considerado é a necessidade de controle rigoroso do tempo e da temperatura durante o envelhecimento. Caso o material permaneça por tempo excessivo na faixa de temperatura de precipitação, ocorre o fenômeno de superenvelhecimento, o que leva à coalescência dos precipitados e consequente redução da dureza e da resistência mecânica [17]. A Figura 11 traz a microestrutura de um aço inoxidável endurecido por precipitação, o qual foi solubilizado a 1040°C por uma hora e resfriado em água.

Figura 11 – Microestrutura do aço ASTM A564 UNS 17400, SAE/AISI 630, (17-4PH) solubilizado a 1040 °C/1 h seguido de resfriamento em água.



Fonte: [11].

3.1.7. Aços inoxidáveis duplex

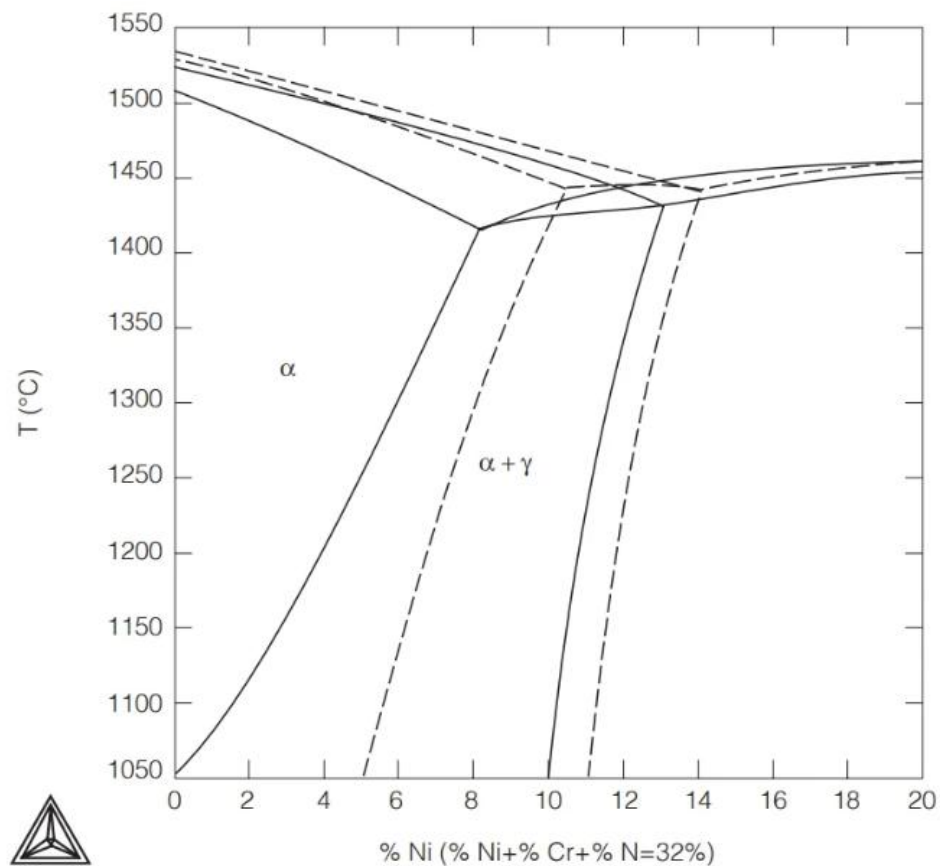
Os aços inoxidáveis duplex (AID) são ligas metálicas que apresentam microestrutura composta aproximadamente por 50% de ferrita e 50% de austenita, combinando, assim, as propriedades mais desejáveis de ambas as fases. Essa configuração resulta em materiais com elevada resistência mecânica, boa tenacidade e excelente resistência à corrosão sob tensão e fadiga [1].

A composição química dos AID é cuidadosamente balanceada, com teores de cromo entre 20% e 30%, níquel de 5% a 10% e níveis reduzidos de carbono, geralmente inferiores a 0,03%. Além disso, elementos como molibdênio, nitrogênio, manganês, cobre e tungstênio são adicionados para aprimorar propriedades específicas, como resistência à corrosão localizada (pitting), resistência mecânica e soldabilidade [16]. O cromo e o molibdênio promovem a formação da ferrita, enquanto o níquel e o nitrogênio estabilizam a austenita, sendo este último um importante soluto intersticial que contribui tanto para a resistência mecânica quanto para o equilíbrio das fases [23].

A adição de nitrogênio aos aços inoxidáveis duplex permite reduzir a quantidade de níquel necessária para obter uma microestrutura balanceada, composta por aproximadamente

50% de austenita e 50% de ferrita, conforme ilustrado na Figura 12. No entanto, essa adição também promove alterações significativas na composição química e na estrutura do material, aumentando a estabilidade da fase sigma. Isso pode favorecer a formação não apenas da fase sigma, mas também de outras fases intermetálicas indesejadas, como a fase chi, que são prejudiciais à resistência à corrosão do aço.

Figura 12 – Diagrama de equilíbrio de fases do sistema Fe-Cr-Ni-N, onde as linhas tracejadas apresentam o equilíbrio quando não há nitrogênio no aço.



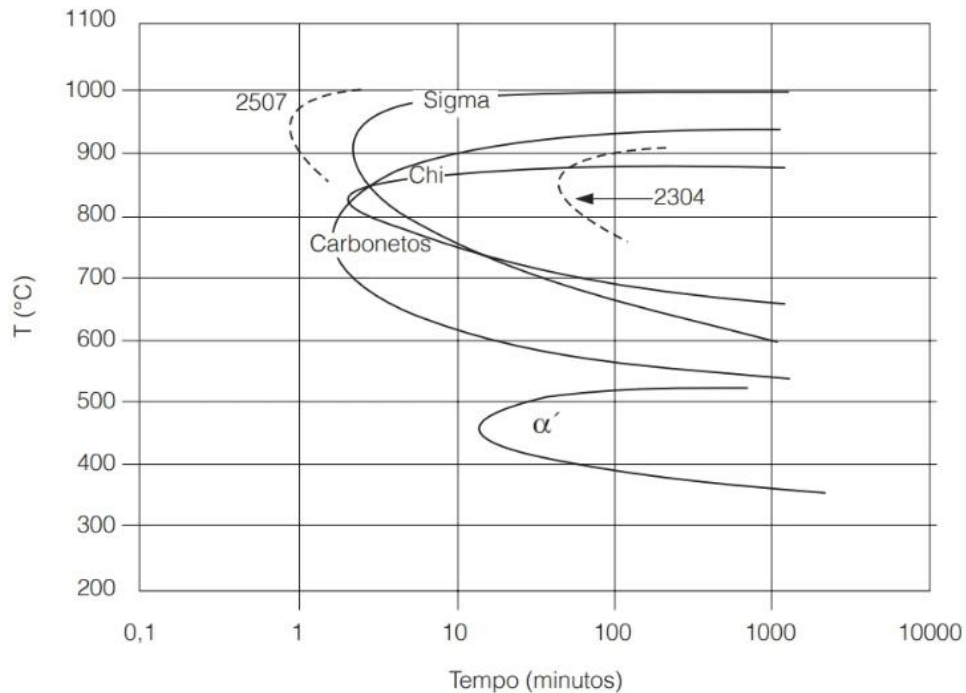
Fonte: [17].

A precipitação de fases intermetálicas indesejadas, como a sigma (σ) e chi (χ), ocorre especialmente na faixa de temperatura entre 300 °C e 1000 °C [10]. Tais fases comprometem a tenacidade e a resistência à corrosão, sendo sua formação acelerada em soldagens sem controle do aporte térmico e em processos de multipasses com reaquecimento local [24].

Na curva de precipitação isotérmica dos aços inoxidáveis austeníticos, a formação de carbonetos ocorre rapidamente, enquanto a formação da fase sigma exige tempos prolongados de exposição a temperaturas críticas. Em contrapartida, nos aços inoxidáveis duplex, as curvas de transformação das diferentes fases se sobrepõem, favorecendo uma precipitação mais rápida

da fase sigma e de outras fases intermetálicas, mesmo em tempos relativamente curtos, como observado na Figura 13 [10].

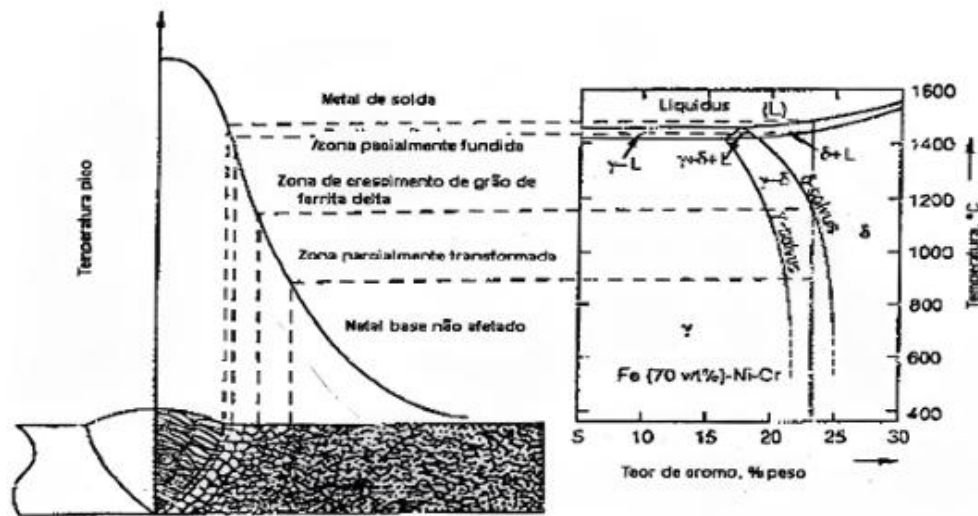
Figura 13 – Diagrama TTT de precipitação de fases secundárias no aço inoxidáveis duplex.



Fonte: [17].

A Figura 14 ilustra um diagrama esquemático que relaciona a distribuição térmica com o diagrama de fases pseudobinário Fe-Cr-Ni, considerando uma composição com 70% de ferro. Nesse esquema, são identificadas diferentes regiões resultantes do ciclo térmico de soldagem: a zona fundida, a zona de ligação e a zona termicamente afetada (ZTA), esta última subdividida em subzonas como a região de crescimento de grão da ferrita, a zona parcialmente transformada e o metal de base que permaneceu inalterado. A microestrutura final obtida em cada uma dessas regiões é fortemente dependente da taxa de resfriamento a partir das temperaturas máximas atingidas durante o processo.

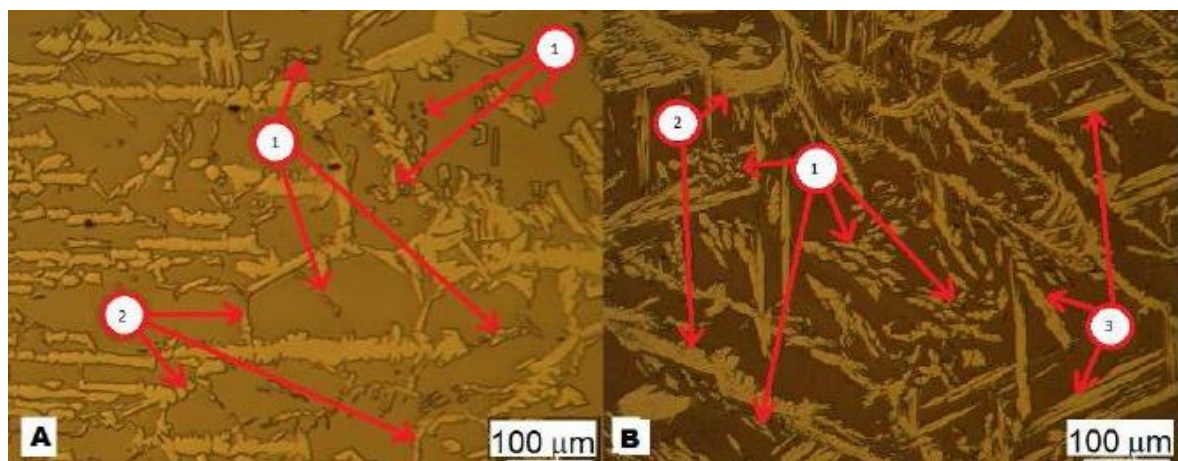
Figura 14 – Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex.



Fonte: [22].

Durante a solidificação da zona fundida em aços inoxidáveis duplex, a fase austenítica pode se formar por meio de três morfologias distintas: intragranular (1), alotriomórfica (2) e Widmanstätten (3). A austenita alotriomórfica nucleia heterogeneamente nos contornos de grão da ferrita primária em temperaturas elevadas durante o resfriamento. Em seguida, a austenita do tipo Widmanstätten se desenvolve a partir desses contornos ou da austenita alotriomórfica já presente, crescendo em placas paralelas ao longo de planos cristalográficos específicos da matriz ferrítica. Por fim, partículas de austenita também podem surgir de forma intragranular, ou seja, no interior dos grãos [25]. A Figura 15 ilustra as três morfologias mencionadas.

Figura 15 – Diferentes morfologias da austenita, em amostras soldadas com aporte térmico de 0,5kJ/mm na (a) ZTA e na (b) ZF.



Fonte: [26].

Os AID são subdivididos em três categorias principais conforme sua composição química e resistência à corrosão: lean duplex, duplex padrão e superduplex. O aço lean duplex apresenta teores reduzidos de níquel e molibdênio, sendo economicamente vantajoso e utilizado em aplicações onde a resistência à corrosão não precisa ser extrema. O duplex padrão, representado pelo aço UNS S31803, é amplamente empregado em indústrias como papel e celulose, química e petróleo e gás, devido ao seu desempenho superior comparado aos aços AISI 304 e 316 [10]. Já os aços superduplex, como o UNS S32750, foram desenvolvidos para aplicações altamente agressivas, contendo teores mais elevados de Cr, Ni, Mo e N, o que os posiciona como alternativa aos aços superausteníticos e superligas de níquel [27].

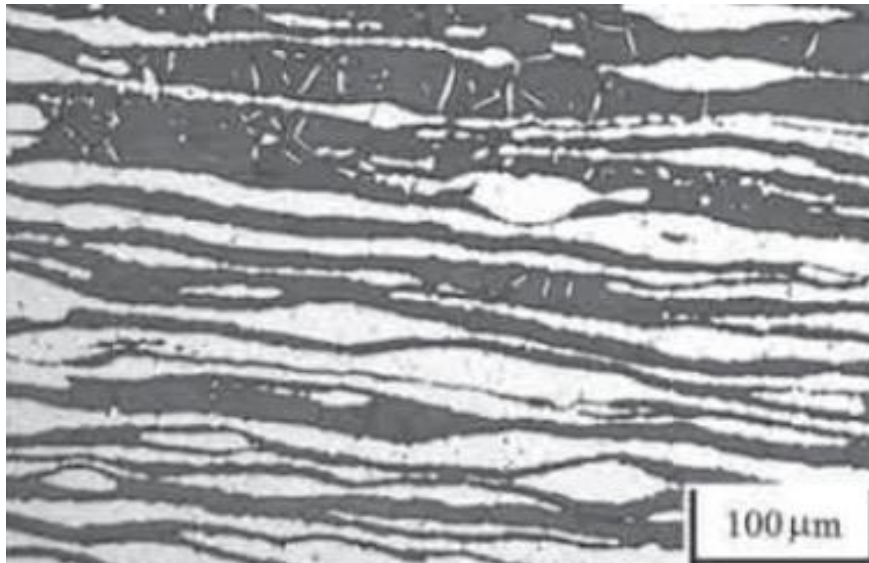
A resistência à corrosão por pites, particularmente em ambientes com íons halogênios, pode ser quantificada por meio do número equivalente de resistência à corrosão por pites (PREN), calculado a partir da composição química. Aços com PREN abaixo de 40 são classificados como duplex, enquanto valores superiores caracterizam os superduplex [24].

3.1.8. Aços inoxidáveis superduplex

Os aços inoxidáveis superduplex representam uma classe avançada de ligas bifásicas desenvolvidas para atender às exigências combinadas de alta resistência mecânica e excelente resistência à corrosão por pite, particularmente em ambientes agressivos contendo íons cloreto, como a água do mar, onde as concentrações de cloreto de sódio (NaCl) podem variar entre 3,0% e 21,0% [22].

Um exemplo notável desse grupo de materiais é o aço inoxidável classificado como UNS S32750, pertencente à categoria superduplex graças ao seu alto teor de elementos como cromo, molibdênio e nitrogênio. Sua composição típica inclui 24 a 26% de cromo, 6 a 8% de níquel, 3 a 5% de molibdênio, 0,24 a 0,32% de nitrogênio, além de pequenas quantidades de carbono (0,03%), manganês (1,2%), silício (0,8%), enxofre (0,020%) e fósforo (0,035%). Esse aço possui um PREN de 42,5, resistência à tração mínima de 800 MPa, limite de escoamento de pelo menos 550 MPa e alongamento superior a 25% [22]. A Figura 16 ilustra a microestrutura deste metal.

Figura 16 – Microestrutura do metal base do aço inoxidável superduplex UNS S32750.



Fonte: [28].

3.2. RESISTÊNCIA À CORROSÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERDUPLEX

A resistência à corrosão é uma das propriedades mais relevantes dos aços inoxidáveis e está fortemente relacionada à sua composição química, especialmente à presença de elementos como cromo, molibdênio e nitrogênio. O cromo é fundamental para a formação de uma camada passiva protetora, enquanto o molibdênio contribui significativamente para a resistência à corrosão localizada, como a corrosão por pite e sob tensão. O nitrogênio, por sua vez, além de reforçar mecanicamente o material, melhora a estabilidade da fase austenítica e aumenta a resistência à corrosão uniforme, melhorando, assim, o desempenho do aço frente a ambientes agressivos [17].

A formação espontânea de uma fina e contínua camada passivadora de óxido de cromo (Cr_2O_3) sobre a superfície do material atua como uma barreira protetora que impede a ação de agentes corrosivos, mesmo em ambientes altamente agressivos, como os que contêm cloretos. A integridade dessa película passiva é essencial para garantir a durabilidade do material [13].

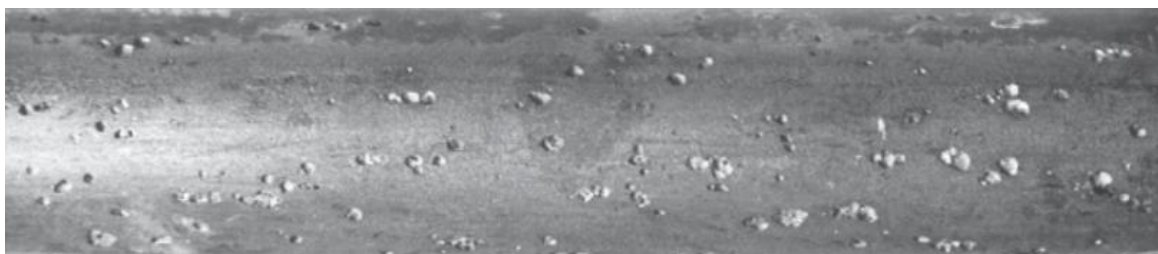
No entanto, essa proteção pode ser comprometida por fenômenos microestruturais que ocorrem sob determinadas condições térmicas. Quando os aços inoxidáveis são expostos a temperaturas na faixa crítica de aproximadamente 300 a 1000 °C, podem surgir fases secundárias indesejáveis, como carbonetos, fase sigma, fase chi e nitretos de cromo. Esses precipitados são ricos em cromo, e sua formação consome localmente esses elementos da matriz metálica [7].

A consequência direta desse processo é a depleção de cromo nas regiões adjacentes aos precipitados, o que compromete a formação e a estabilidade da camada passiva. Essas áreas empobrecidas em cromo tornam-se mais suscetíveis à corrosão localizada, como a corrosão por pite e a corrosão intergranular. A presença de tais discontinuidades microestruturais podem reduzir significativamente a vida útil do material, especialmente em aplicações críticas como a indústria de petróleo e gás, onde o aço está constantemente exposto a ambientes agressivos [17].

3.2.1. Corrosão por pite

A corrosão por pite (ou pitting) é um dos mecanismos mais severos e localizados de degradação em materiais metálicos, especialmente em ambientes contendo cloretos, como meios marinhos ou processos industriais com soluções salinas. Diferente da corrosão generalizada, o pite se desenvolve de forma pontual, originando cavidades profundas e estreitas na superfície do metal, conforme ilustrado na Figura 17, que podem comprometer significativamente a integridade estrutural do material mesmo quando a perda de massa é pequena [28].

Figura 17 – Corrosão por pite em tubo de aço inoxidável AISI 304.



Fonte: [29].

Para prever a resistência dos aços inoxidáveis à corrosão por pite, é amplamente utilizado o PREN (Pitting Resistance Equivalent Number). Esse índice é uma fórmula empírica baseada na composição química do material, principalmente nos teores de cromo (Cr), molibdênio (Mo) e nitrogênio (N), elementos que aumentam a resistência à iniciação e propagação de pites. A fórmula clássica do PREN é dada por:

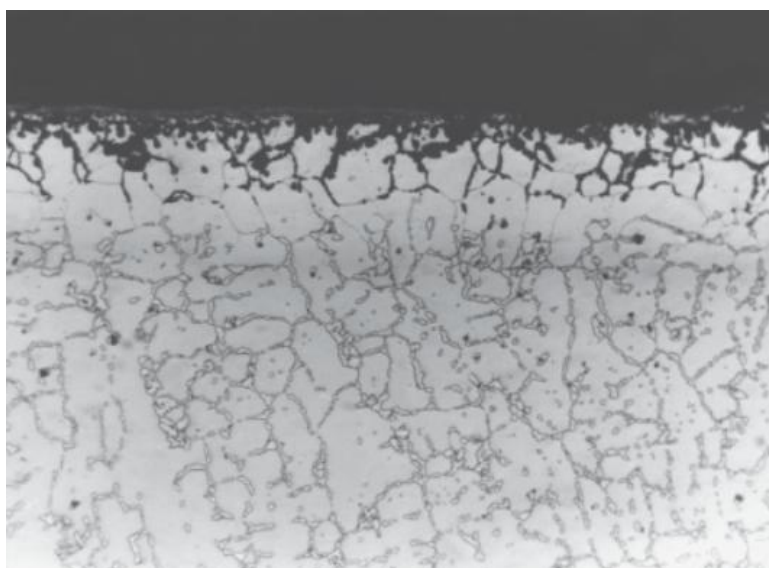
$$PREN = \%Cr + 3,3 \cdot \%Mo + 16 \cdot \%N \quad (4)$$

Valores mais altos de PREN indicam maior resistência à corrosão por pite, sendo utilizados como critério comparativo entre diferentes ligas inoxidáveis. É importante ressaltar que o índice não substitui ensaios laboratoriais específicos, pois fatores como microestrutura, presença de inclusões não metálicas e condições de superfície também influenciam significativamente o comportamento à corrosão localizada [28].

3.2.2. Corrosão intergranular

A corrosão intergranular, também conhecida como corrosão intercristalina, é um tipo específico de degradação que ocorre nos contornos de grão dos metais, especialmente em aços inoxidáveis. Este fenômeno está relacionado à segregação de certos elementos para os contornos de grão e à precipitação de fases secundárias nessas regiões, que são termodinamicamente mais instáveis e energeticamente favorecidas [10]. A Figura 18 representa uma microestrutura de um metal que sofreu o fenômeno de corrosão intergranular.

Figura 18 – Corrosão intergranular ou intercristalina.

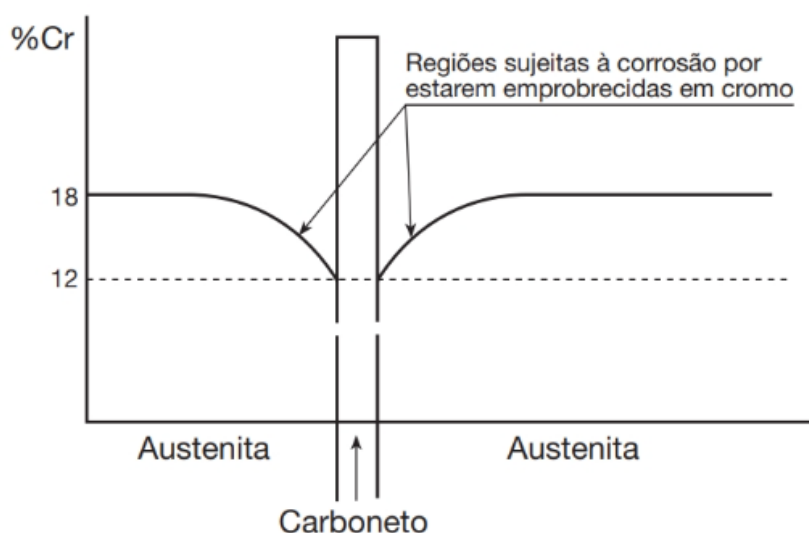


Fonte: [29].

Nos aços inoxidáveis austeníticos, a corrosão intergranular pode ocorrer quando o material é exposto a temperaturas críticas de formação de fases secundárias, como em processos de soldagem, alívio de tensões ou resfriamento lento. Nessas condições, há formação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6) nos contornos de grão. A precipitação desses compostos retira átomos de cromo da matriz próxima ao contorno, reduzindo localmente a concentração deste

elemento essencial para a resistência à corrosão. Esta zona empobrecida torna-se, portanto, mais suscetível à corrosão quando exposta a meios agressivos, conforme ilustrado na Figura 19. Este processo é denominado “sensitização” [17].

Figura 19 – Sensitização de aço inoxidável, devido à precipitação de carbonetos de cromo.

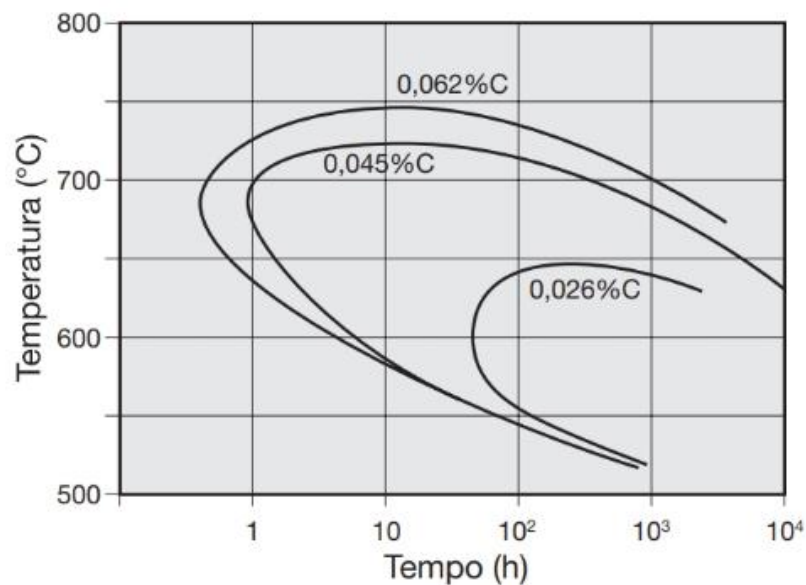


Fonte: [10].

Para mitigar esse tipo de corrosão, diversas estratégias são adotadas. Entre elas, destacam-se a utilização de aços com baixo teor de carbono (ex.: 304L, 316L), o uso de aços estabilizados com titânio ou nióbio (como os tipos 321 e 347), ou ainda a aplicação de tratamento de solubilização seguido de resfriamento rápido para redissolver os carbonetos de cromo formados [17].

A Figura 20 ilustra o tempo de tratamento, na temperatura indicada para que ocorra a sensitização do aço inoxidável austenítico AISI 304, com diferentes teores de carbono. Quando o teor de carbono é menor, reduz-se a tendência de formação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6). Isso ocorre porque há menos átomos de carbono disponíveis para reagir com o cromo e formar esses compostos. Como consequência, o cromo permanece mais uniformemente distribuído na matriz do aço, preservando sua função essencial: a formação da camada passiva que protege contra a corrosão [10].

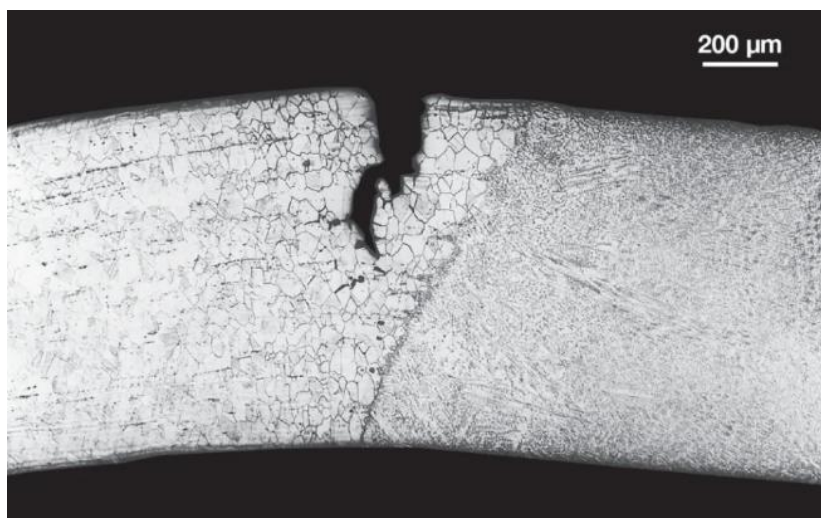
Figura 20 – Sensitização do aço inoxidável AISI 304 para diferentes teores de carbono.



Fonte: [10].

A corrosão intergranular ilustrada na Figura 21 tem implicações significativas em aplicações críticas, como em componentes soldados, onde pode ocorrer a chamada “knife line corrosion”, uma linha estreita e altamente degradada próxima à zona termicamente afetada da solda [10].

Figura 21 – Fenômeno “knife line corrosion”.

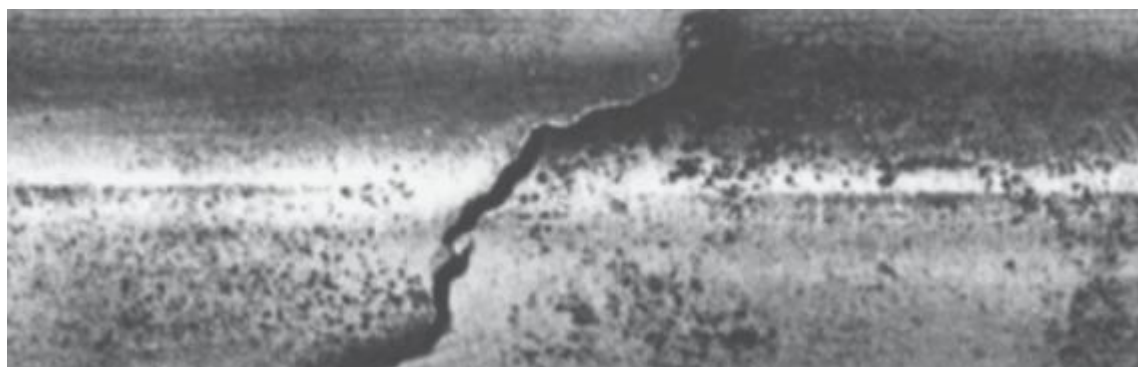


Fonte: [10].

3.2.3. Corrosão sob tensão

A corrosão sob tensão (CST) é um tipo de falha que ocorre quando materiais metálicos estão expostos simultaneamente a tensões (sejam elas de origem mecânica ou residual) e a ambientes quimicamente agressivos. Essa combinação pode resultar em trincas que se propagam de forma acelerada, levando à fragilização e eventual ruptura do material. Ainda que os mecanismos exatos da CST não sejam completamente compreendidos, existem diversas combinações conhecidas entre ligas metálicas e ambientes que favorecem sua ocorrência [17]. A Figura 22 relata a corrosão sob tensão em um tubo de aço inoxidável austenítico.

Figura 22 – Corrosão sob tensão em tubo de aço inoxidável AISI 304.



Fonte: [29].

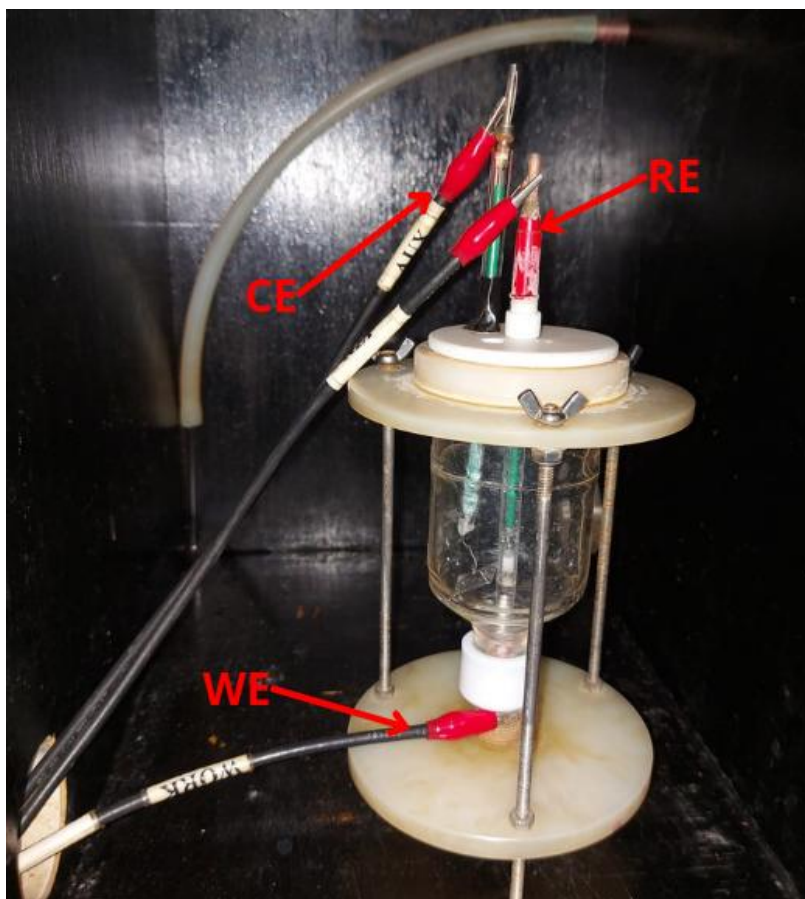
3.2.4. Ensaio de corrosão de Tafel

O ensaio de corrosão de Tafel é uma técnica eletroquímica amplamente utilizada para a caracterização da cinética da corrosão metálica em meios eletrolíticos. Esse método baseia-se na polarização do eletrodo de trabalho, geralmente composto pelo metal de interesse, e na análise da resposta da corrente elétrica em função do potencial aplicado. A partir dessa análise, é possível extrair informações cruciais, como a densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) e o potencial de corrosão (E_{corr}), que são parâmetros fundamentais para avaliar a taxa de corrosão e a estabilidade eletroquímica do material [38].

Esse procedimento é realizado em um sistema de três eletrodos: eletrodo de trabalho (WE), eletrodo de referência (RE) e eletrodo auxiliar (CE). A corrosão ocorre no eletrodo de trabalho, cuja corrente é medida em relação ao eletrodo auxiliar, enquanto seu potencial é monitorado em comparação ao eletrodo de referência. Este último possui potencial estável e conhecido, não conduz corrente e serve exclusivamente como referência de potencial. O

eletrodo auxiliar, por sua vez, completa o circuito elétrico e fornece ou absorve a corrente necessária ao experimento [39]. A Figura 23 representa o sistema de três eletrodos durante o ensaio de Tafel para determinar a taxa de corrosão do material no meio em que está inserido.

Figura 23 – Sistema de três eletrodos no ensaio de Tafel.

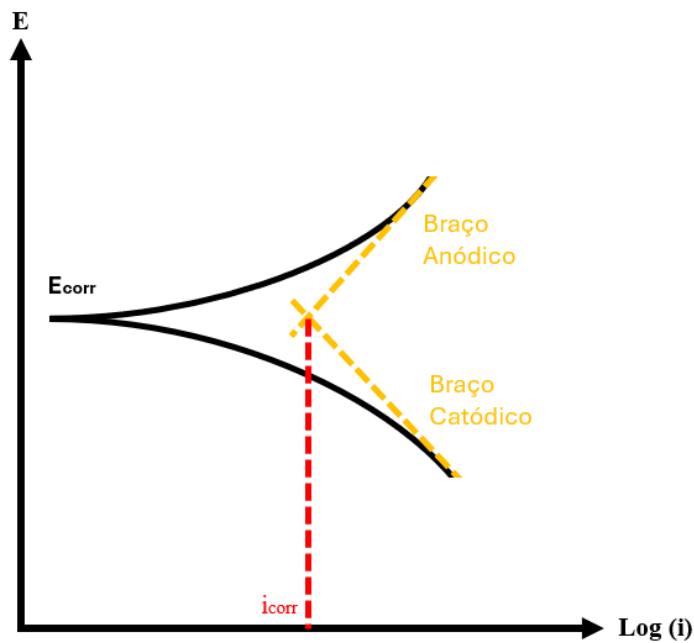


Fonte: Elaborado pelo autor.

O potencial é varrido em torno do potencial de corrosão, normalmente numa faixa de ± 250 mV em relação a E_{corr} , de forma lenta e controlada, permitindo registrar com precisão a resposta de corrente. No entanto, antes de iniciar a varredura, determina-se o potencial de circuito aberto (OCP), que representa o estado de equilíbrio do sistema e serve como referência para iniciar a polarização. Para garantir a precisão do ensaio, utiliza-se frequentemente uma gaiola de Faraday, que é uma estrutura metálica aterrada que isola eletricamente a célula, protegendo-a de interferências eletromagnéticas externas. Essa blindagem é fundamental para evitar ruídos em medições eletroquímicas sensíveis, especialmente em baixos níveis de corrente [38].

O gráfico resultante da polarização é denominado curva de Tafel, representando o logaritmo da densidade de corrente ($\log i$) em função do potencial aplicado (E), conforme ilustrado na Figura 24. Essa curva possui duas regiões de interesse: a região anódica (oxidação do metal) e a região catódica (redução do agente oxidante). Nessas regiões, as curvas apresentam um comportamento linear (quando plotadas em escala logarítmica), e suas inclinações são chamadas de constantes de Tafel (β_a para o ramo anódico e β_c para o ramo catódico). A extrapolação linear das regiões anódica e catódica até o ponto de interseção fornece o valor do potencial de corrosão (E_{corr}) e da densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) [39].

Figura 24 – Curva de polarização de Tafel.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Com esses dados, pode-se estimar a taxa de corrosão em unidades como mm/ano, utilizando-se a equação de Faraday:

$$\text{Taxa de corrosão (mm/ano)} = \frac{K \cdot i_{corr} \cdot (E.W.)}{A \cdot d} \quad (5)$$

Onde, K é a constante de conversão cujo valor é de 0,13, i_{corr} é a densidade de corrente de corrosão (μA), $E.W.$ é o peso equivalente do metal (g/eq), A é a área (cm^2) e d é a densidade do metal.

Em que, o peso equivalente do metal é dado pela razão entre a massa molar (M) em g/mol e o número de elétrons transferidos na reação (n), como demonstrado na Equação 6.

$$E.W. = \frac{M}{n} \quad (6)$$

Para medir a corrente de corrosão mais precisamente podemos utilizar a Equação 7.

$$i_{corr} = \frac{\beta_a \cdot \beta_c}{2,3 \cdot R_p \cdot (\beta_a + \beta_c)} \quad (7)$$

Onde, R_p é a resistência de polarização proveniente de uma região de baixo sobre potencial (diferença do potencial em relação ao potencial de corrosão (OC)) dado pela inclinação da curva obtida pela razão entre a tensão e a corrente.

3.3. PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER ND-YAG

A soldagem a laser Nd:YAG é amplamente utilizada na indústria devido à sua precisão, flexibilidade e capacidade de unir materiais com diferentes espessuras e propriedades. Esse processo baseia-se na utilização de um laser de estado sólido, cujo meio ativo é um cristal de granada de ítrio-alumínio dopado com neodímio (Nd:YAG), que emite radiação em comprimento de onda próximo ao infravermelho (1,06 μm). Essa radiação é altamente absorvida por metais, o que a torna particularmente eficaz em aplicações industriais como a soldagem de componentes metálicos de alta performance [30].

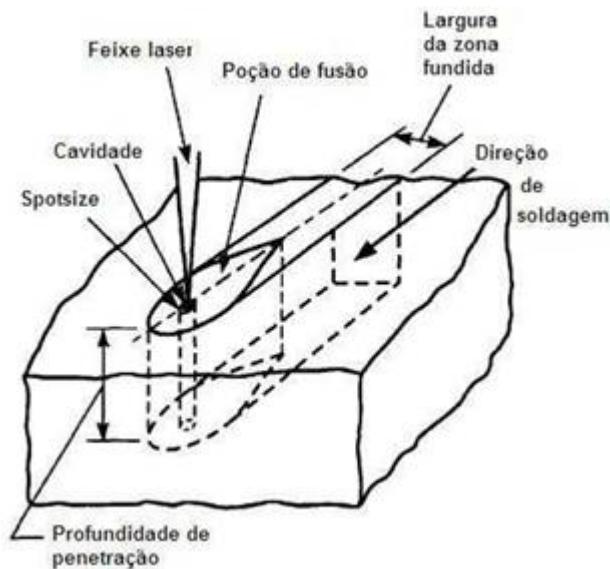
O funcionamento da soldagem a laser Nd:YAG envolve a geração de um feixe de luz concentrado, que incide sobre as superfícies a serem unidas, promovendo a fusão localizada do material. A alta densidade de energia do feixe permite uma soldagem precisa, com mínima zona termicamente afetada (ZTA), reduzindo deformações térmicas e aumentando a qualidade da junta soldada. A soldagem pode ser realizada de forma contínua ou pulsada, sendo esta última frequentemente preferida para aplicações que exigem controle térmico rigoroso [33].

O processo de soldagem a laser pulsado Nd:YAG caracteriza-se pela aplicação periódica de pulsos de alta energia, resultando em aquecimento intermitente da poça de solda. Esse aquecimento cíclico leva à fusão e subsequente solidificação do material. A velocidade de soldagem é influenciada por parâmetros como a taxa de sobreposição dos pulsos, a taxa de

repetição dos pulsos e o diâmetro focal do feixe laser. Devido à alta potência dos pulsos, o tempo de solidificação é significativamente reduzido em comparação com processos de soldagem a laser contínuo e métodos convencionais. A combinação dos parâmetros de processo, como energia do pulso (E_p), duração do pulso (t_p), taxa de repetição (R_r), diâmetro da poça de fusão (Φ_b) e velocidade de soldagem (v), determina o modo de soldagem, que pode ser por condução ou penetração [30].

Existem duas técnicas distintas de soldagem a laser que diferem principalmente na forma como o calor é transferido ao material: condução e penetração (keyhole). Na soldagem por condução, o feixe laser aquece a superfície do metal, e o calor se propaga por condução térmica, resultando em uma poça de fusão rasa e uma zona termicamente afetada relativamente ampla. Já na soldagem por penetração (keyhole), o feixe laser possui alta densidade de potência capaz de vaporizar o material, formando um canal profundo e estreito (o keyhole) que permite uma penetração significativa, conforme demonstrado na Figura 25 [31].

Figura 25 – Soldagem a laser utilizando a técnica de penetração “keyhole”.



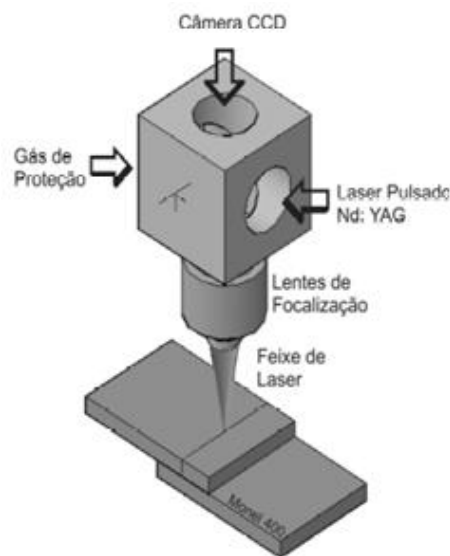
Fonte: [31].

3.3.1. Máquina de soldagem a laser Nd:YAG

A máquina de soldagem Nd:YAG é composta por uma série de componentes que garantem a eficiência e a precisão do processo, ilustrado pela Figura 26. Um dos principais elementos é o sistema óptico, formado por lentes de focalização que concentram o feixe de laser em um ponto específico da peça. A câmera CCD desempenha o papel de monitoramento em

tempo real do processo, permitindo ajustes dinâmicos nos parâmetros operacionais. O gás de proteção é empregado para evitar a contaminação da solda e proteger a região fundida da oxidação. Além disso, o sistema conta com uma fonte de laser pulsado que fornece pulsos de alta energia controlados eletronicamente, permitindo ajustes em variáveis cruciais como potência, frequência e duração do pulso [32].

Figura 26 – Diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado Nd:YAG.



Fonte: [30].

Para garantir a estabilidade térmica e o bom funcionamento do laser, a máquina é equipada com um chiller, um sistema de refrigeração responsável por manter a temperatura dos componentes ópticos e eletrônicos dentro de limites seguros, prevenindo superaquecimento e assegurando a consistência do processo de soldagem.

3.3.2. Parâmetros do laser e fatores que influenciam a qualidade da solda

A qualidade da solda obtida pelo laser Nd:YAG depende diretamente de uma combinação complexa de parâmetros operacionais. Entre os principais, destacam-se:

- Energia do pulso (E_p): determina a energia fornecida ao material. Potências elevadas aumentam a profundidade de penetração, mas também elevam o risco de defeitos térmicos, como trincas e porosidades.

- Taxa de repetição dos pulsos (R_r): está relacionada à taxa de repetição de pulsos. Frequências mais altas melhoram a deposição de energia, mas podem causar acúmulo de calor e afetar a microestrutura.
- Duração do pulso (t_p): influencia o tempo de interação térmica entre o laser e o material. Pulsos longos favorecem a fusão, mas podem alterar negativamente as propriedades do material se não forem controlados adequadamente.
- Velocidade de soldagem (v): regula a movimentação do feixe de laser. Velocidades inadequadas resultam em soldas rasas (alta velocidade) ou em superaquecimento do material (baixa velocidade).
- Diâmetro do feixe (Φ_b): define a área de distribuição da energia. Feixes estreitos aumentam a densidade de energia, enquanto feixes largos proporcionam soldas mais superficiais.

A interação entre esses parâmetros é determinante para o sucesso da soldagem. Um aumento na potência, por exemplo, geralmente exige uma compensação na velocidade de soldagem para evitar distorções térmicas. Portanto, a escolha dos parâmetros deve considerar as características térmicas e mecânicas do material a ser soldado. O ajuste preciso da focalização é essencial para garantir a máxima eficiência térmica e evitar defeitos na junta [33].

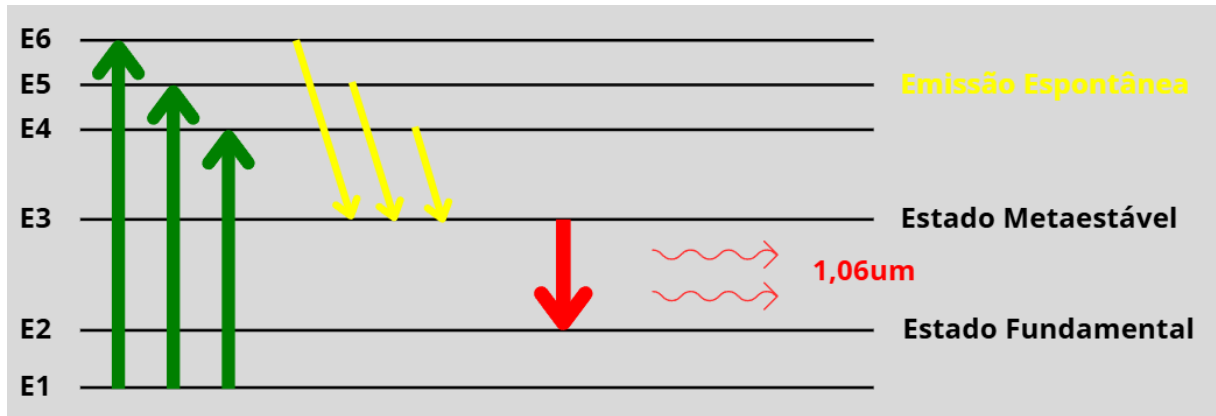
3.3.3. Princípios do laser Nd:YAG

O funcionamento do laser Nd:YAG baseia-se no princípio da emissão estimulada de radiação. O meio (cristal de Nd:YAG) é dopado com íons de neodímio (Nd^{3+}), que possuem níveis discretos de energia. Quando o cristal é energizado por uma fonte de bombeamento óptico (como lâmpadas de xenônio ou lasers de diodo), os elétrons dos átomos de Nd^{3+} são excitados para níveis de energia superiores [34].

Após a excitação, os elétrons decaem para um estado metaestável, onde permanecem por um tempo relativamente longo antes de retornarem ao estado fundamental. A transição entre esses estados (em particular do nível metaestável para o estado fundamental) gera fótons coerentes (todos com mesma direção, fase e comprimento de onda) por meio do processo de emissão estimulada. Esse mecanismo só ocorre eficientemente quando há inversão de população, ou seja, quando há mais átomos excitados do que em estado fundamental. A radiação resultante, com comprimento de onda de $1,06 \mu\text{m}$, é ideal para soldagem de metais

devido à sua alta absorção [35]. A Figura 27 registra os níveis de energia e transições atômicas para formação do feixe de laser para realização do processo de união de metais.

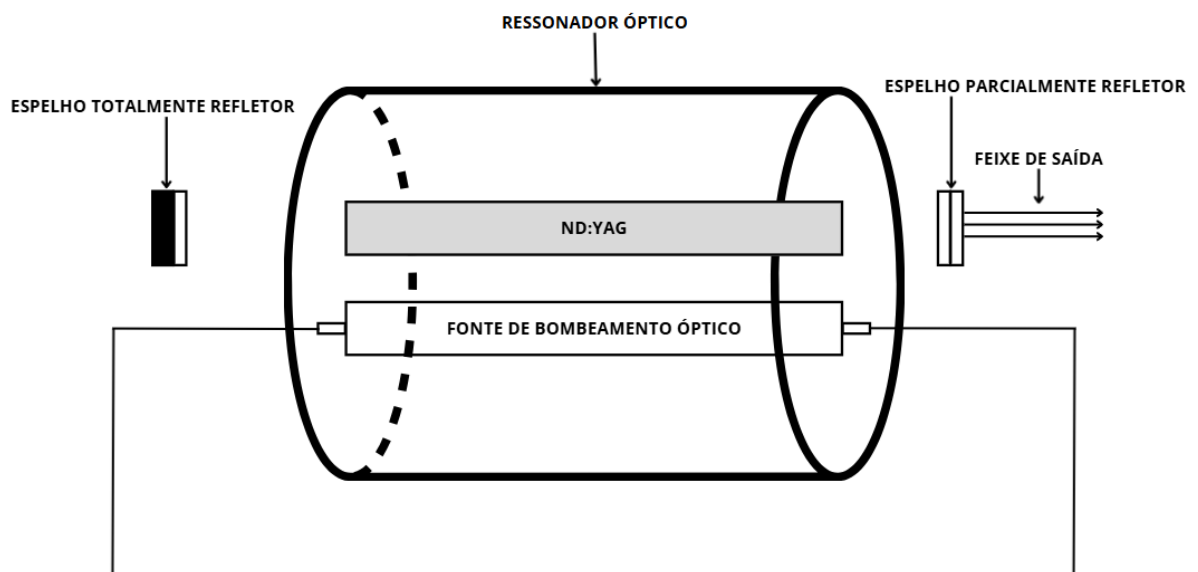
Figura 27 – Níveis de energia e transições atômicas para formação do feixe de laser.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Essa radiação é então amplificada dentro de um ressonador óptico, formado por dois espelhos: um totalmente refletivo e outro parcialmente refletivo. O feixe refletido repetidamente dentro do ressonador aumenta sua intensidade até que parte dele escape, formando o feixe laser final coerente, colimado e monocromático utilizado no processo de soldagem [35]. A Figura 28 apresenta um desenho esquemático de um ressonador óptico.

Figura 28 – Ressonador óptico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.4. MICROSCOPIA ÓPTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA NA CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

A microscopia óptica (MO) e a microscopia eletrônica de varredura (MEV) são técnicas fundamentais na caracterização microestrutural de materiais soldados. No contexto da soldagem a laser Nd:YAG, essas ferramentas permitem observar com alta resolução as alterações na microestrutura provocadas pelo rápido ciclo térmico imposto pelo processo. A MO é comumente utilizada para uma análise inicial, possibilitando a visualização de zonas afetadas pelo calor (ZTA), zonas fundidas e a identificação de defeitos superficiais. Já a MEV fornece informações detalhadas da topografia e morfologia com alta ampliação, sendo especialmente útil para observar estruturas refinadas, possíveis trincas e precipitados em escala micrométrica ou nanométrica. Ambas as técnicas são essenciais para correlacionar os parâmetros térmicos de soldagem com a evolução microestrutural, auxiliando na compreensão dos mecanismos de solidificação e transformação de fases [13].

3.5. ENSAIOS DE DUREZA NA AVALIAÇÃO MECÂNICA DE JUNTAS SOLDADAS

Os ensaios de dureza são métodos amplamente utilizados para avaliar a resistência superficial de materiais, sendo particularmente úteis na caracterização mecânica de juntas soldadas. No contexto da soldagem a laser Nd:YAG, esses ensaios fornecem informações valiosas sobre as variações de propriedades mecânicas resultantes das rápidas taxas de aquecimento e resfriamento. Técnicas como os ensaios Vickers, Rockwell e Brinell permitem medir a dureza em diferentes regiões da solda, como a zona fundida, a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base [13].

3.5.1. Ensaio de dureza Vickers

O ensaio de dureza Vickers baseia-se na aplicação de uma carga conhecida sobre uma ponta de diamante em formato piramidal, permitindo a obtenção de valores de dureza mesmo em regiões de pequenas dimensões, como a zona fundida e a zona termicamente afetada. Essa técnica é particularmente útil para traçar perfis de dureza transversal à junta, revelando variações associadas à taxa de resfriamento, à formação de microestruturas refinadas ou endurecidas, e à presença de zonas frágeis ou susceptíveis à fratura. A correlação entre os

resultados do ensaio de dureza Vickers e as observações microscópicas é fundamental para a avaliação do desempenho mecânico da solda [36].

3.6. UTILIZAÇÃO DO SOFTWARE IMAGEJ NA ANÁLISE DE MICROESTRUTURAS

O software ImageJ é uma ferramenta amplamente empregada na análise quantitativa de imagens obtidas por microscopia, sendo especialmente útil em estudos metalúrgicos que envolvem caracterização microestrutural de juntas soldadas. Por ser gratuito, de código aberto e altamente versátil, o ImageJ permite a medição precisa de parâmetros como tamanho de grão, fração de fases, área de poros ou trincas, espessura de zonas afetadas pelo calor (ZTA) e outros aspectos relevantes. Na soldagem a laser Nd:YAG, onde a microestrutura pode variar significativamente em diferentes regiões da junta, o uso do ImageJ contribui para uma avaliação objetiva e repetível das transformações microestruturais. Além disso, o software pode ser combinado com filtros e segmentações por limiar para otimizar a análise de imagens provenientes tanto da microscopia óptica quanto da eletrônica de varredura, aumentando a precisão e a reprodutibilidade dos dados obtidos [37].

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O metal base empregado neste estudo foi o aço inoxidável superduplex UNS S32750, com espessura de 3,0 mm. Sua composição química está apresentada na Tabela 1. Vale ressaltar que não foram adicionados elementos de liga ao material utilizado.

Tabela 1 – Composição química do aço inoxidável UNS S32750.

Metal	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	Cu	P	C	S	Fe
Base	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
UNS S32750	25,61	6,97	3,84	0,63	0,29	0,27	0,15	0,02	0,018	0,001	Equilíbrio

Fonte: [40].

A Figura 29 apresenta o equipamento utilizado no processo de soldagem. Empregou-se o processo de soldagem a laser Nd:YAG pulsado, utilizando uma fonte a laser modelo UW-150A, fabricada pela United Winners. O sistema é composto por uma unidade de resfriamento (chiller), cabeçote de soldagem, alimentação de gás e mesa de fixação para as chapas. A fonte possui potência máxima de 150 W e feixe com diâmetro de 0,2 mm. Como gás de proteção, foi utilizado argônio puro.

Figura 29 – Equipamento de soldagem a laser do laboratório de soldagem da FEIS – UNESP.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As soldagens de todas as amostras foram realizadas com um mesmo conjunto de parâmetros, previamente estabelecido com base em estudos anteriores do grupo de pesquisa em soldagem a laser, os quais definiram o padrão considerado ideal, conforme apresentado na Tabela 2.

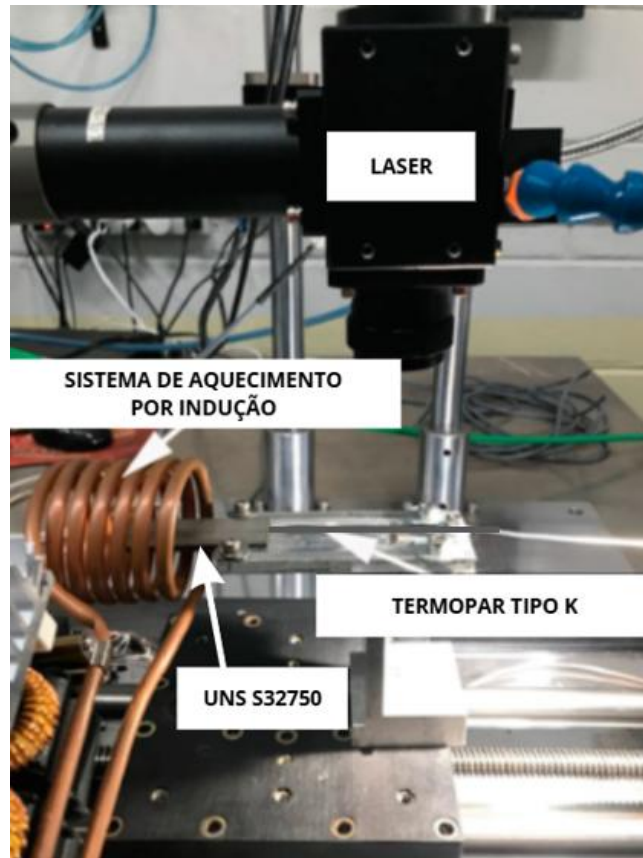
Tabela 2 – Parâmetros de soldagem empregados.

Parâmetro de soldagem	Valor empregado
Energia de solda	10 J
Potência de Pico	2 kW
Duração de pulso	5 ms
Frequência	9 Hz
Distância focal	100 mm
Velocidade	1,0 mm/s
Vazão do gás de proteção	12 L/min

Fonte: Elaborado pelo autor.

A soldagem foi conduzida em temperatura ambiente e sob condições de pré-aquecimento a 100, 200 e 300 °C. Para o pré-aquecimento, utilizou-se um sistema de aquecimento por indução, no qual as amostras foram posicionadas no interior de uma bobina. A temperatura foi monitorada por meio de um termopar tipo K, conforme apresentado na Figura 30.

Figura 30 – Sistema de pré-aquecimento por indução na soldagem a laser Nd-YAG pulsado.



Fonte. Elaborado pelo autor.

Para determinar as curvas de resfriamento das amostras previamente aquecidas a 100 °C, 200 °C e 300 °C, utilizou-se um termopar tipo K conectado a um multímetro digital (escala em mV) para medir a temperatura das amostras, e um termômetro digital para monitorar a temperatura ambiente. O termopar foi posicionado em contato direto com a superfície da amostra, e as leituras de tensão foram registradas a cada 15 segundos durante o processo de resfriamento, iniciado a partir da temperatura de pré-aquecimento correspondente.

As tensões obtidas foram convertidas em temperatura por meio da tabela de correlação específica para termopares tipo K, considerando junção fria a 0 °C. A temperatura ambiente (T_{amb}) foi somada ao valor obtido na tabela (T_{tab}) para cálculo da temperatura corrigida (T_{corr}), conforme expressa a Equação 8.

$$T_{corr} = T_{tab} + T_{amb} \quad (8)$$

Esse procedimento foi repetido para todas as condições de aquecimento, permitindo a construção das curvas de resfriamento a partir da variação de temperatura em função do tempo.

Com as curvas de resfriamento previamente obtidas, iniciou-se o processo de soldagem das amostras, tanto em temperatura ambiente quanto previamente aquecidas a 100 °C, 200 °C e 300 °C. Para as condições com pré-aquecimento, cada amostra foi retirada do sistema de aquecimento por indução assim que atingiu a temperatura estipulada, sendo imediatamente submetida ao processo de soldagem.

Concluída a soldagem, as amostras foram preparadas para análise metalográfica. O preparo consistiu no corte transversal ao cordão de solda, realizado com auxílio de uma máquina de corte metalográfica, com o objetivo de possibilitar a observação e avaliação das características microestruturais e geométricas da junta soldada, conforme ilustrado na Figura 31.

Figura 31 – Máquina de corte metalográfica.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após o corte transversal, as amostras foram submetidas ao processo de embutimento a frio em resina (bakelite). Durante o procedimento, pequenos fragmentos do próprio material da amostra foram posicionados ao redor do corpo principal a ser embutido, como ilustrado na Figura 32. Essa prática visa garantir melhor preenchimento da cavidade da matriz, aumentar a estabilidade da amostra durante o processo e minimizar possíveis discontinuidades ou falhas na borda da resina, favorecendo a preparação metalográfica subsequente.

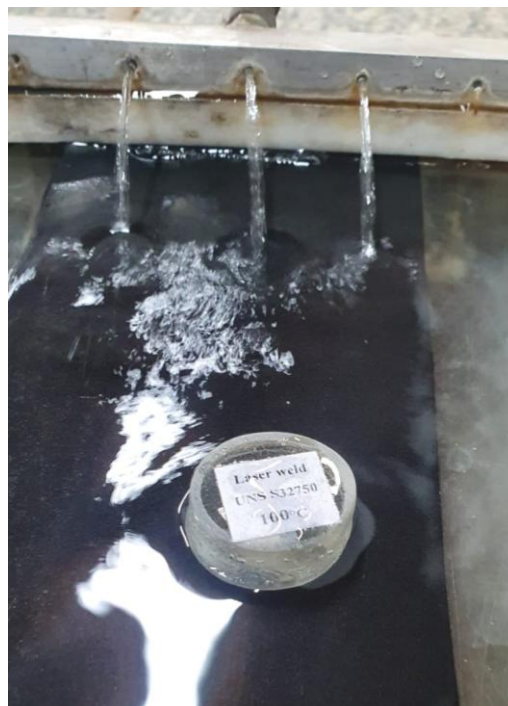
Figura 32 – Pequenos fragmentos ao redor da amostra para embutimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As amostras embutidas foram lixadas manualmente com lixas de carbeto de silício em ordem crescente de granulometria (60, 80, 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1200, 1500 e 2000), sob lubrificação contínua com água para evitar aquecimento e contaminação. A cada troca de lixa, a amostra foi rotacionada em 90°, a fim de remover os riscos da etapa anterior e garantir uma superfície plana e uniforme. A Figura 33 ilustra a amostra pré-aquecida à 100°C no sofrendo o processo de lixamento.

Figura 33 – Lixamento manual da amostra pré-aquecida à 100°C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As amostras foram polidas com suspensões de óxido de alumínio de 1 μm e 0,3 μm em panos apropriados, até a obtenção de uma superfície livre de riscos. Em seguida, foram submetidas a banho ultrassônico em água destilada para remoção de resíduos e preparo adequado para análise metalográfica. A Figura 34 revela o equipamento utilizado para realizar o polimento das amostras em alumina de 0,3 μm .

Figura 34 – Equipamento utilizado para polimento das amostras em alumina de 0,3 μm .



Fonte: Elaborado pelo autor.

Como etapa final da preparação, as amostras foram submetidas ao ataque químico com reagente de Behara Modificado (20ml de HCl , 80ml de água destilada e deionizada, 1g de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$, 2g de NH_4HF_2), aplicado por imersão controlada por tempo. Esse procedimento tem por finalidade revelar os contornos de grão e as diferentes fases microestruturais por meio da oxidação seletiva promovida pelo reagente, que reage de forma distinta com as regiões da amostra em função de sua composição e orientação cristalográfica. A operação foi realizada em capela com exaustor acoplado, garantindo a segurança do usuário e a adequada eliminação dos vapores gerados durante o processo, conforme ilustrado na Figura 35. Após o ataque, as amostras foram lavadas com água destilada e secas com ar quente, ficando prontas para análise metalográfica.

Figura 35 – Capela para ataque químico das amostras com ataque de behara.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As análises macroscópicas do cordão de solda das amostras foram realizadas por meio de Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8, conforme ilustrado na Figura 36. Essa etapa permitiu avaliar visualmente a qualidade do cordão, com foco na largura e profundidade.

Figura 36 – Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8, utilizado para análise macroscópica das amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para uma análise micrográfica mais precisa da microestrutura da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) das amostras, utilizou-se o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Zeiss, modelo EVO LS15, ilustrado na Figura 37.

Figura 37 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Zeiss - Modelo EVO LS15, utilizado para análise micrográfica das amostras.



Fonte: Elaborado pelo autor.

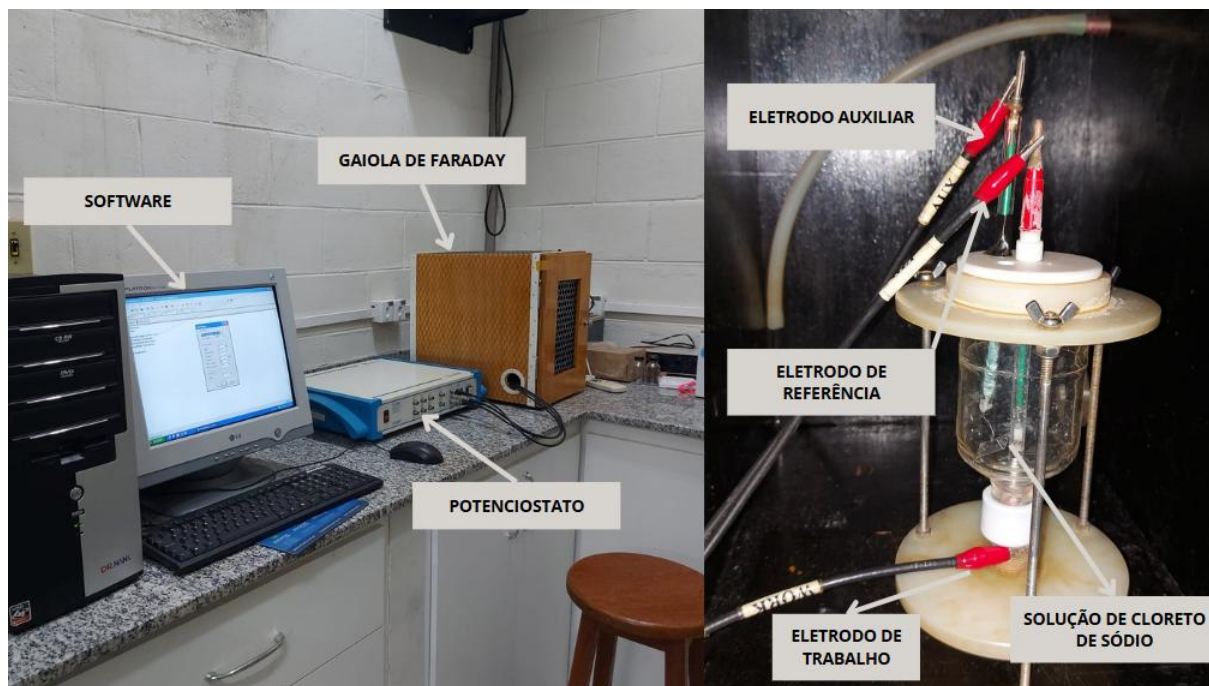
As frações volumétricas de austenita e ferrita foram avaliadas utilizando o software gratuito ImageJ. As micrografias obtidas foram binarizadas, com a ferrita representada por pixels escuros e austenita por pixels claros. O comando "threshold" do ImageJ foi utilizado para calcular a porcentagem de cada fase, permitindo a análise da relação volumétrica entre austenita e ferrita ao comparar as áreas na micrografia.

Para as secções transversais dos cordões de solda obtidos com diferentes energias, foram gerados valores de microdureza Vickers por meio de varredura horizontal da zona de fusão, utilizando um EMCO TEST Duravision. A carga aplicada será de 1gf por um tempo de 15 segundos, conforme recomendado pela norma ASTM E-384-99.

A resistência à corrosão das juntas soldadas foi avaliada conforme os procedimentos estabelecidos pela norma ASTM G1. Para isso, uma área de 1 cm² contendo o cordão de solda, como eletrodo de trabalho, foi exposta a uma solução de cloreto de sódio (NaCl) a 3,5%, simulando um ambiente agressivo. Os ensaios eletroquímicos foram realizados à temperatura ambiente, utilizando um potenciostato AMETEK VersaSTAT 4. Durante os testes, foi empregado um eletrodo de referência Ag/AgCl (3 M, KCl) e um eletrodo contra de platina. A varredura de potencial foi conduzida a uma taxa constante de 1 mV/s para todas as amostras.

Os dados obtidos foram analisados com o software Origin, versão 2023b. A Figura 38 ilustra o conjunto de equipamentos e software utilizado para obtenção das curvas de polarização no ensaio de Tafel.

Figura 38 – Conjunto de equipamento e software utilizado para ensaio de Tafel.



Fonte: Elaborado pelo autor.

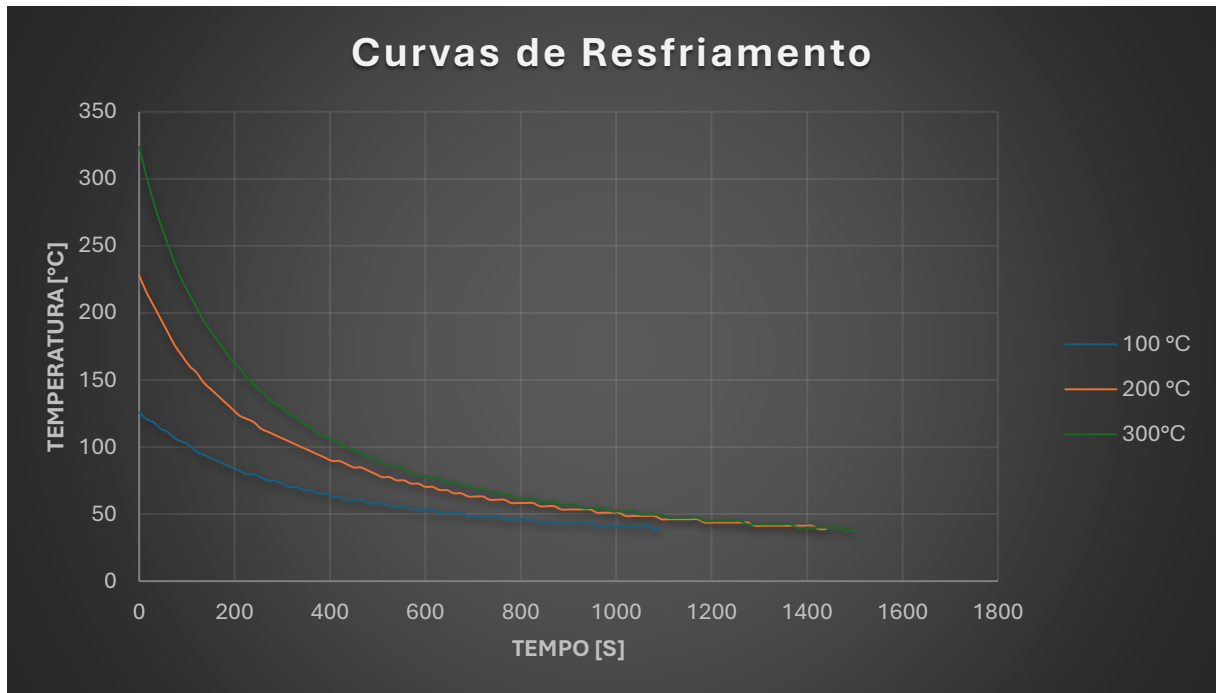
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A partir da Tabela 1, que apresenta a composição química do aço inoxidável superduplex UNS S32750, foram calculados os valores aproximados de cromo equivalente (Cr_{eq}) e níquel equivalente (Ni_{eq}), utilizando-se as Equações 1 e 3. Os resultados obtidos foram 29,45% para Cr_{eq} e 13,01% para Ni_{eq} . Esses valores são relevantes para a previsão do equilíbrio de fases durante a soldagem, visto que a razão entre Cr_{eq} e Ni_{eq} influencia diretamente a proporção entre ferrita e austenita na microestrutura final da junta soldada.

Ainda com base na Tabela 1, foi determinado o número equivalente de resistência à corrosão por pites (PREN), por meio da Equação 4, resultando em um valor de 42,6. Este valor indica uma elevada resistência à corrosão localizada, típica dos aços superduplex, sendo essencial para aplicações em ambientes agressivos.

O gráfico da Figura 39 apresenta as curvas de resfriamento das amostras de aço inoxidável superduplex UNS S32750, submetidas a pré-aquecimentos nas temperaturas de 100 °C, 200 °C e 300 °C, registradas previamente ao processo de soldagem. No gráfico, o eixo vertical representa a temperatura, enquanto o eixo horizontal indica o tempo, permitindo a análise da cinética de resfriamento térmico após a aplicação dos diferentes tratamentos térmicos de pré-aquecimento. Verifica-se que, quanto maior a temperatura de pré-aquecimento, maior é a inclinação negativa inicial da curva, o que indica uma taxa de resfriamento mais rápida. Esse comportamento é atribuído ao maior gradiente térmico entre o material aquecido e o ambiente, quanto maior a diferença de temperatura, mais rapidamente o calor é transferido para o meio externo por condução e convecção. Nota-se que, em todas as condições, as curvas tendem a estabilização térmica do sistema à temperatura ambiente.

Figura 39 – Curvas de resfriamento das amostras pré-aquecidas.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Durante o processo de soldagem, a introdução localizada de calor pelo feixe de laser altera o comportamento térmico das amostras. A amostra previamente aquecida a 300 °C apresenta um gradiente térmico menor entre a região fundida e o material adjacente, resultando em uma taxa de resfriamento mais lenta no pós-soldagem. Essa dissipação térmica mais gradual favorece a transformação da ferrita em austenita, promovendo uma microestrutura mais equilibrada.

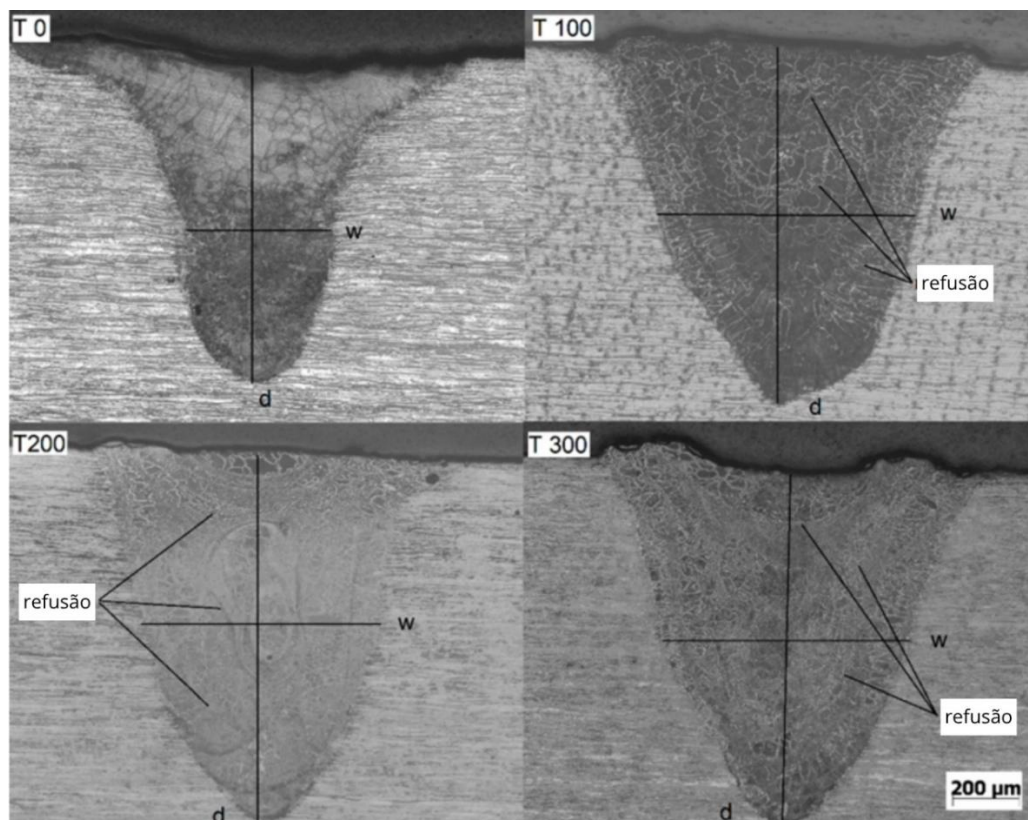
Resfriamentos muito rápidos, como os observados nas amostras com menor pré-aquecimento, podem dificultar a formação de austenita, levando à retenção excessiva de ferrita. Isso compromete as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão do material. Por outro lado, resfriamentos excessivamente lentos, que mantêm o material em faixas críticas de temperatura entre 600 °C e 950 °C por longos períodos, podem resultar na precipitação de fases indesejadas, como a fase sigma, nitretos e carbonetos, que fragilizam a microestrutura.

Portanto, o controle adequado do ciclo térmico, por meio do pré-aquecimento, é essencial para evitar a formação de fases indesejadas, garantir uma microestrutura balanceada e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material.

As macrografias ópticas dos cordões de solda obtidas para todas as condições experimentais estão apresentadas na Figura 40. A largura e a profundidade dos cordões são representadas, respectivamente, por w e d . A análise das imagens revela que o aumento da

temperatura do substrato resultou em modificações substanciais no perfil do cordão de solda. Mesmo sob baixa ampliação, observa-se um crescimento perceptível na fração volumétrica de austenita nas amostras submetidas ao pré-aquecimento, em comparação com a amostra T0 (sem aquecimento). Esse aumento na fração de austenita está associado à maior entrada de calor e ao prolongamento do tempo de resfriamento, que favorece a transformação da fase ferrítica em austenita.

Figura 40 – Macrografias ópticas dos cordões de solda para T0, T100, T200 e T300.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Além disso, nas macrografias é possível identificar áreas refundidas características da aplicação pulsada do feixe de laser, evidenciando a sobreposição dos pulsos ao longo do cordão de solda. O perfil profundo e estreito dos cordões confirma a ocorrência da soldagem no modo buraco de fechadura (keyhole), típica da soldagem a laser com alta densidade de potência. Nesse modo, a intensidade do feixe no plano focal é suficiente para causar intensa vaporização do material, gerando uma cavidade de pressão que facilita a penetração do laser em maior profundidade. Tal comportamento contrasta com o modo de condução térmica, no qual os cordões são mais superficiais e largos devido à menor concentração de energia.

A Tabela 3 apresenta os valores médios de profundidade (d), largura (w) e área da seção transversal dos cordões de solda para cada amostra. As amostras T100, T200 e T300, todas submetidas a diferentes níveis de pré-aquecimento do substrato, apresentaram dimensões similares entre si, mas consideravelmente superiores às da amostra T0. Especificamente, observou-se um aumento aproximado de 57% na largura e 16% na profundidade dos cordões em relação à condição sem aquecimento. Como resultado, a área da seção transversal aumentou cerca de 60%.

Tabela 3 – Dimensões do cordão de solda.

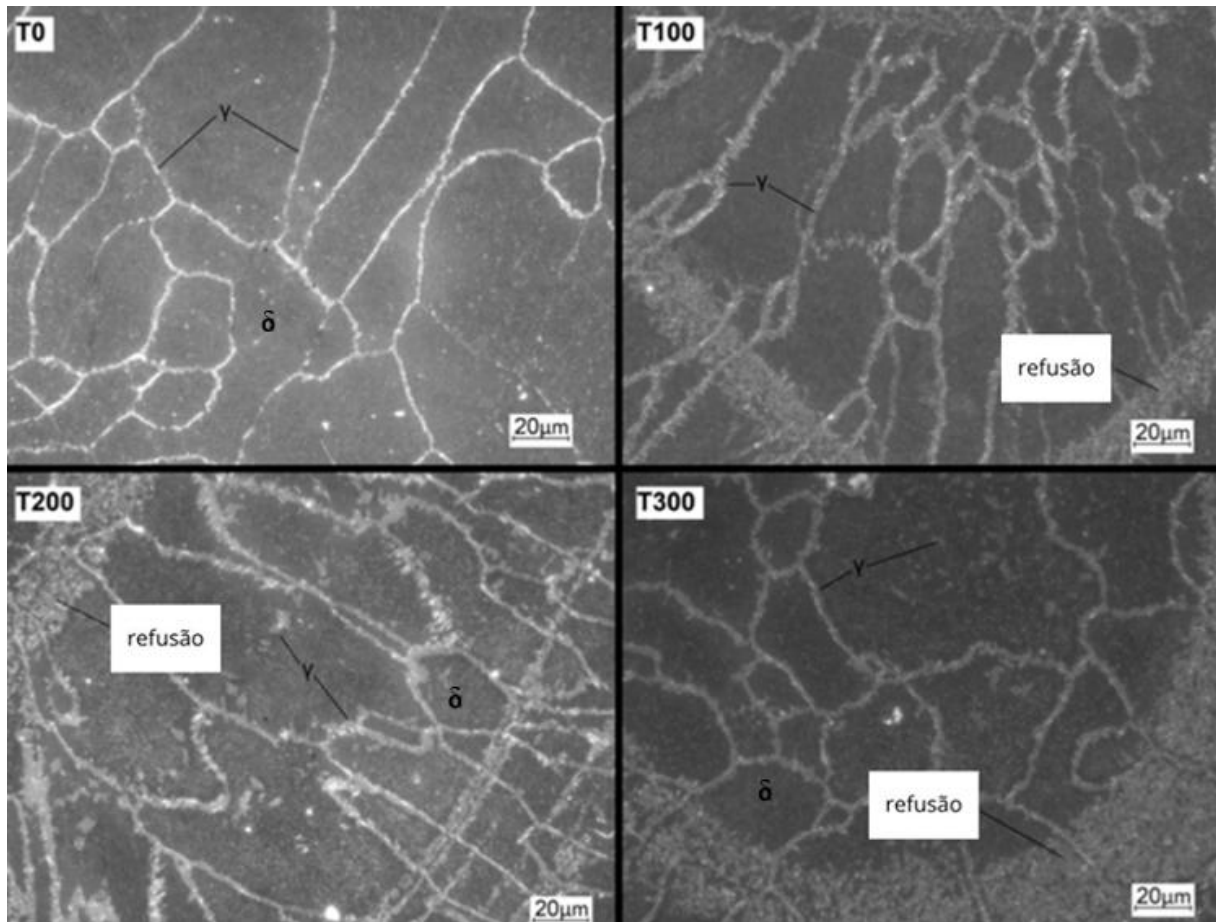
Amostra	Largura [mm]	Profundidade [mm]	Área [mm²]
T0	0,45 ± 0,02	0,93 ± 0,01	0,49 ± 0,01
T100	0,79 ± 0,01	1,06 ± 0,01	0,77 ± 0,01
T200	0,78 ± 0,02	1,08 ± 0,02	0,78 ± 0,01
T300	0,78 ± 0,02	1,09 ± 0,02	0,78 ± 0,02

Fonte: Elaborado pelo autor.

Esses resultados confirmam que, embora os parâmetros de soldagem tenham sido mantidos constantes para todas as amostras, a elevação da temperatura do substrato teve papel determinante no aumento da entrada de calor efetiva. Essa condição térmica modificada contribuiu tanto para a intensificação da fusão, refletida no aumento das dimensões do cordão, quanto para a transformação microestrutural da zona fundida, favorecendo a formação de austenita.

As micrografias ópticas apresentadas na Figura 41 permitem observar, de maneira clara, os efeitos do ciclo térmico imposto durante a soldagem a laser Nd:YAG pulsado na zona fundida do aço inoxidável superduplex UNS S32750. Observa-se que as diferentes condições térmicas influenciaram significativamente a fração volumétrica e a morfologia da fase austenítica formada durante o resfriamento.

Figura 41 – Micrografias ópticas das zonas de fusão para T0, T100, T200 e T300.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Na amostra denominada T0, a microestrutura é predominantemente ferrítica, com presença restrita de austenita sob a forma alotriomórfica localizada ao longo dos contornos de grão. Este resultado está em conformidade com o comportamento típico de solidificação dos aços superduplex, os quais inicialmente se solidificam como ferrita δ , sendo a fase austenítica γ posteriormente formada por meio de transformações no estado sólido, dependentes da difusão de elementos ligantes e da manutenção da temperatura em patamares adequados por tempo suficiente.

A elevada taxa de resfriamento característica da soldagem a laser pulsada restringe esse tempo de permanência em temperatura, dificultando a transformação ferrita-austenita e resultando em microestruturas desequilibradas, como observado em T0. Esse desequilíbrio pode comprometer propriedades críticas do material, como resistência à corrosão e desempenho mecânico, uma vez que a proporção adequada entre ferrita e austenita é essencial para que os benefícios do aço superduplex sejam plenamente aproveitados.

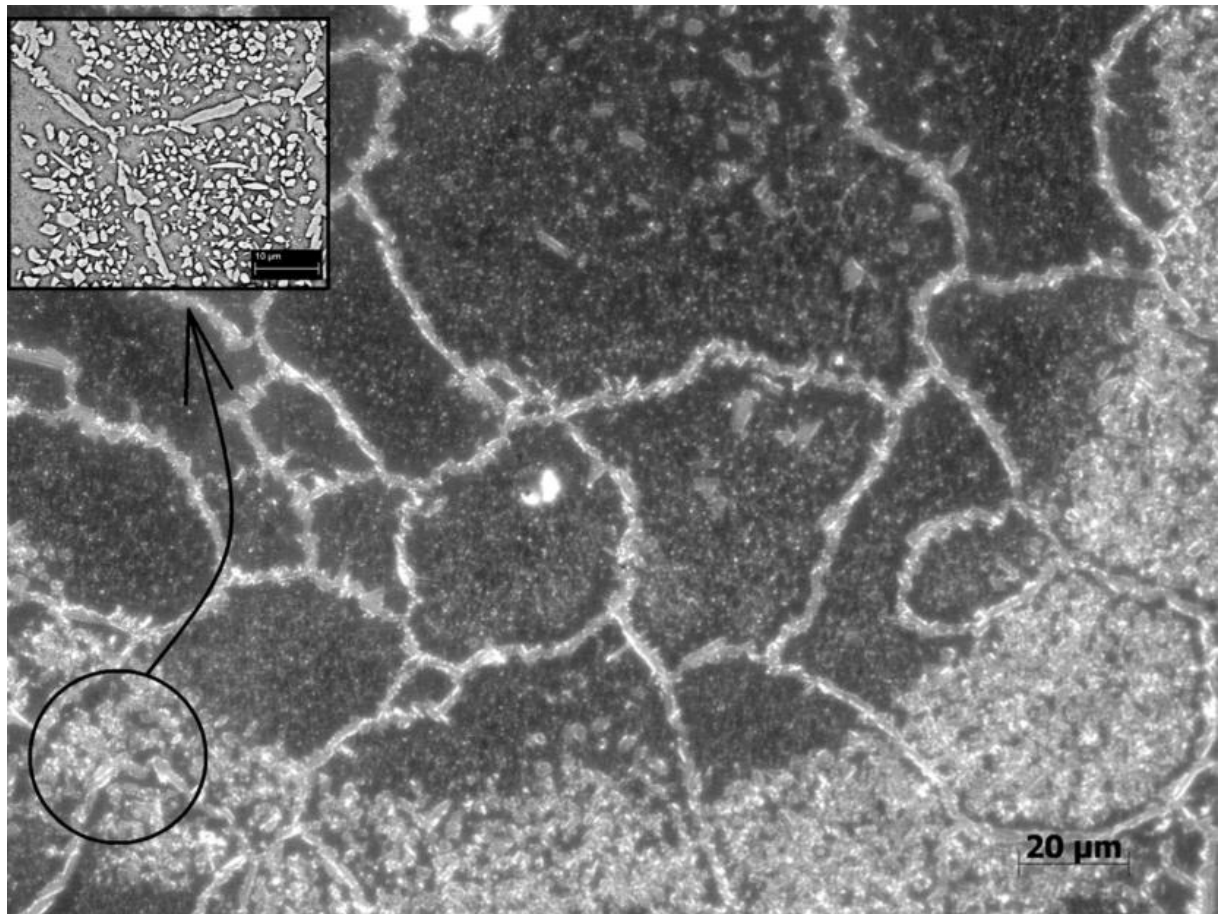
As amostras T100, T200 e T300, que passaram por diferentes condições térmicas controladas, exibiram microestruturas relativamente similares entre si, com presença de matriz ferrítica contendo austenita alotriomórfica nos contornos de grão e austenita idiomórfica intragranular, especialmente pronunciada nas regiões submetidas à refusão. A formação dessas morfologias distintas de austenita está diretamente relacionada ao ciclo térmico local e à taxa de resfriamento durante o processo de soldagem.

Três mecanismos distintos de formação da austenita são reconhecidos durante o resfriamento do aço superduplex: a formação de austenita alotriomórfica nos contornos de grão da ferrita, a precipitação de austenita em forma de placas laterais do tipo Widmanstätten a partir desses contornos e a nucleação intragranular de austenita idiomórfica. A presença ou ausência dessas formas pode ser atribuída à dinâmica térmica do processo. Nas condições do presente estudo, não foi identificada a presença de austenita de Widmanstätten, diferentemente do que se observa em outros trabalhos da literatura, nos quais ciclos térmicos mais prolongados ou a adição de elementos promotores de austenita favoreceram sua formação.

A ausência de austenita de Widmanstätten nas amostras analisadas pode ser explicada pelo curto tempo de permanência em temperaturas intermediárias, causado pela rápida taxa de resfriamento do processo a laser pulsado. Isso limita o crescimento difusional necessário para a formação dessas placas características. Essa ausência pode ser interpretada de forma positiva, pois a austenita de Widmanstätten, embora benéfica em certas condições, pode formar caminhos preferenciais para a propagação de trincas intergranulares quando presente de maneira desordenada ou em excesso. Sua não ocorrência, associada à predominância de austenita idiomórfica e alotriomórfica, sugere uma microestrutura mais refinada e potencialmente mais resistente à corrosão localizada e à trinca por corrosão sob tensão.

A Figura 42 apresenta a microestrutura óptica da amostra T300, acompanhada de uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) que detalha a região refundida. A escolha da amostra T300 como representativa se justifica pelo fato de que todas as demais amostras submetidas ao tratamento térmico apresentaram microestruturas similares na região de refusão.

Figura 42 – Micrografia óptica de fusão para T300 com uma micrografia SEM detalhando a região de refusão.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A região refundida observada resulta da sobreposição parcial dos pulsos de soldagem a laser, característica típica do processo Nd:YAG pulsado. Durante a solidificação do material, a influência térmica do pulso subsequente impede o resfriamento imediato, prolongando o tempo em que a temperatura permanece em níveis críticos para a formação de fases específicas. Esse efeito térmico acumulado favorece a estabilização da austenita intragranular, cuja formação ocorre em temperaturas mais baixas em comparação à austenita de Widmanstätten. A presença de austenita intragranular contribuiu para um aumento na proporção de austenita no cordão de solda.

As frações volumétricas médias de ferrita e austenita na zona de fusão das amostras T0, T100, T200 e T300 encontram-se apresentadas na Tabela 4. Os dados indicam de forma clara a influência do pré-aquecimento do substrato na constituição microestrutural da região fundida.

Tabela 4 – Frações volumétricas de austenita e ferrita para T0, T100, T200 e T300.

Amostra	Ferrita [%]	Austenita [%]
T0	91,4 ± 0,6	8,1 ± 0,6
T100	74,4 ± 0,9	25,6 ± 0,9
T200	70,7 ± 0,9	29,3 ± 0,9
T300	67,1 ± 0,4	32,9 ± 0,4

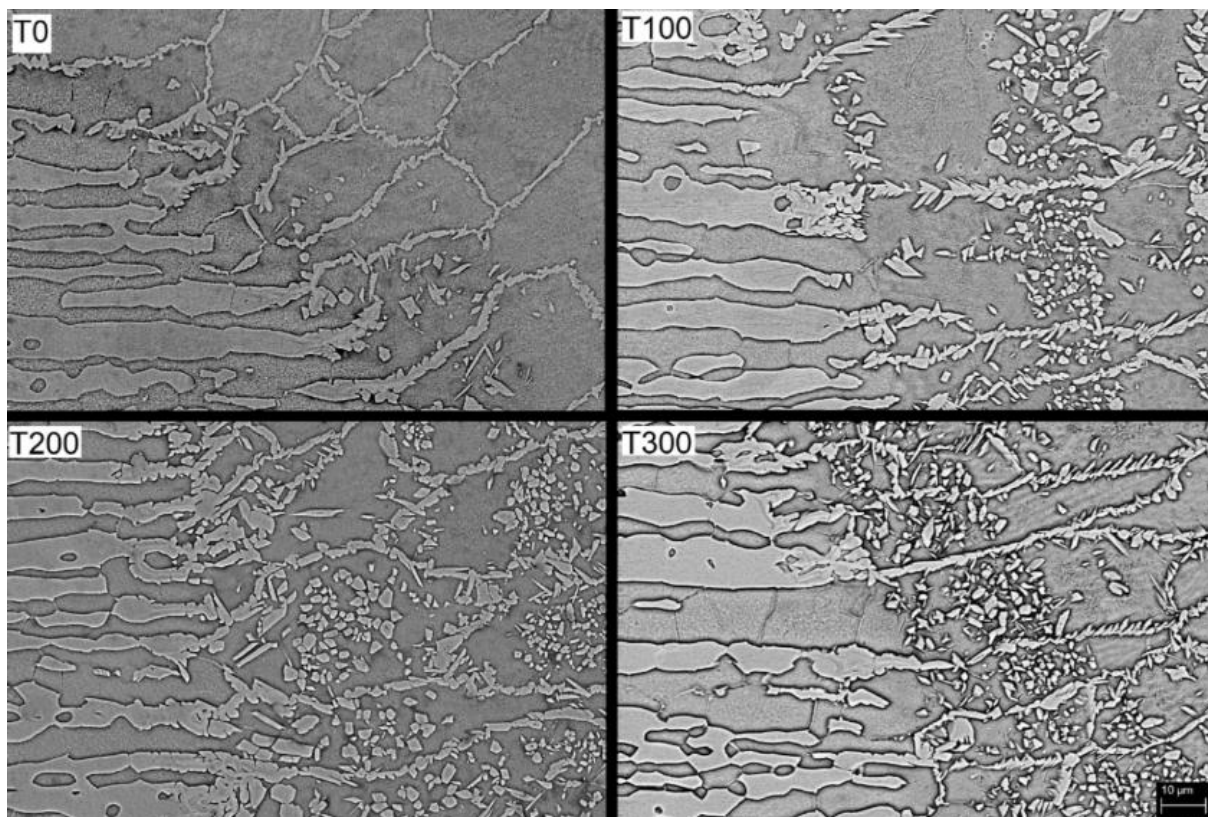
Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se que a amostra T0, soldada sem pré-aquecimento, apresenta microestrutura majoritariamente ferrítica (91,4% ferrita e 8,6% austenita), comum na soldagem a laser de aços superduplex devido ao rápido resfriamento. Com o pré-aquecimento, a fração de austenita aumenta, chegando a 25,6% em T100, 29,3% em T200 e 32,9% em T300. Esse crescimento ocorre porque o pré-aquecimento reduz a taxa de resfriamento, favorecendo a difusão dos elementos que estabilizam a austenita, promovendo sua formação a partir da ferrita durante o resfriamento. Como as aplicações industriais requerem uma proporção mínima de austenita de 25 a 30%, todas as amostras tratadas termicamente são adequadas para uso industrial.

Apesar da melhoria observada, é necessário cautela ao aumentar excessivamente a temperatura de pré-aquecimento, pois isso pode favorecer a precipitação de fases indesejadas. Como alternativa, sugere-se investigar o aumento da frequência dos pulsos de soldagem, promovendo maior sobreposição dos pontos e, conseqüentemente, regiões refundidas com enriquecimento local de austenita intragranular. Essa abordagem pode contribuir para uma microestrutura mais equilibrada sem os riscos associados ao superaquecimento do substrato.

Na Figura 43, são apresentadas as microestruturas observadas na região de transição entre o metal base e a zona fundida para todas as condições experimentais. Verifica-se que a fração volumétrica de austenita na linha de fusão mantém-se bastante semelhante àquela encontrada no centro da solda. Este comportamento contrasta com alguns estudos reportados na literatura, nos quais o uso de elementos promotores de austenita resultou em uma leve redução da fração de austenita na linha de fusão em comparação com o centro da solda.

Figura 43 – Micrografias de MEV de transição entre metal base e zona de fusão para T0, T100, T200 e T300.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A uniformidade observada neste trabalho pode estar relacionada à ausência desses elementos adicionais, o que evita a formação de gradientes químicos acentuados durante a solidificação. Além disso, o uso do pré-aquecimento do substrato contribuiu significativamente para uma taxa de resfriamento mais homogênea em toda a extensão da junta soldada.

A Tabela 5 apresenta os valores médios de microdureza medidos na zona de fusão das diferentes amostras soldadas, bem como do metal base. Observa-se que a amostra T0 registrou a maior microdureza média. Esse resultado pode ser correlacionado à predominância da fase ferrítica em sua microestrutura, conforme evidenciado por análises metalográficas, o que está de acordo com a literatura, que associa a maior dureza à presença majoritária da ferrita devido à sua estrutura cristalina mais compacta e resistente à deformação plástica. Em contraste, as amostras T100, T200 e T300 apresentaram microdurezas mais uniformes e inferiores à da amostra T0 devido a maior proporção de austenita, fase que contribui para melhor ductilidade do aço.

Tabela 5 – Frações volumétricas de austenita e ferrita para T0, T100, T200 e T300.

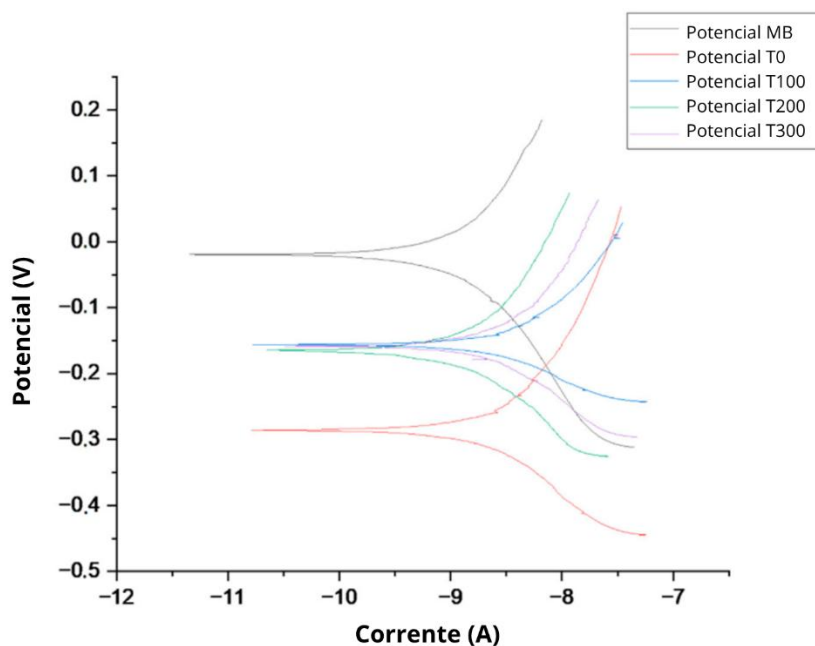
Amostra	Microdureza [HV]
Metal Base	298 ± 3
T0	377 ± 2
T100	330 ± 1
T200	326 ± 2
T300	322 ± 1

Fonte: Elaborado pelo autor.

A discrepância acentuada entre a dureza do metal base e a da zona fundida na amostra T0 pode representar um fator crítico para a integridade da junta soldada, uma vez que transições bruscas de dureza podem favorecer o surgimento de tensões residuais e trincas durante o serviço, comprometendo a tenacidade e a resistência à fratura da solda.

A Figura 44 apresenta as curvas de polarização obtidas pelo método de Tafel para o metal base e para as amostras soldadas com e sem pré-aquecimento. Nota-se que o metal base (MB) exibiu o potencial de corrosão mais nobre, aproximadamente -20 mV, indicando elevada resistência à corrosão. Esse comportamento está relacionado à sua microestrutura equilibrada, livre de tensões residuais e com proporções adequadas entre ferrita e austenita, características fundamentais do aço inoxidável superduplex (SDSS) na condição original.

Figura 44 – Curvas de polarização de Tafel para o metal base, T0, T100, T200 e T300.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Em contraste, a amostra T0, soldada sem aplicação de pré-aquecimento, apresentou o menor potencial de corrosão, em torno de -290 mV, evidenciando uma significativa perda de resistência à corrosão. Esse resultado está associado à predominância da fase ferrítica na região soldada, uma vez que a ferrita apresenta menor estabilidade em meios agressivos. Além disso, a ausência de controle térmico pode ter favorecido a formação de microestruturas indesejadas e tensões internas, fatores que contribuem para a redução da proteção contra corrosão.

À medida que se aplicam temperaturas de pré-aquecimento (T100, T200 e T300), observa-se uma tendência de elevação dos potenciais de corrosão das amostras soldadas, que se estabilizam em torno de -160 mV. Essa elevação indica uma melhora na resistência à corrosão em relação à amostra T0. O comportamento é atribuído ao aumento da fração de austenita na zona fundida, promovido pelo pré-aquecimento, visto que a austenita contribui para tornar o potencial de corrosão mais positivo e reduzir a taxa de corrosão.

O aumento da temperatura de pré-aquecimento favoreceu a formação de austenita, mas não foi suficiente para recuperar totalmente a resistência à corrosão do metal base. Ainda assim, em comparação com a amostra T0, houve uma melhora significativa: o potencial de corrosão aumentou de -290 mV para cerca de -160 mV, indicando uma redução na suscetibilidade à corrosão nas amostras tratadas termicamente.

6. CONCLUSÃO

O presente trabalho investigou os efeitos do controle do ciclo térmico, por meio do pré-aquecimento do substrato, durante a soldagem a laser Nd:YAG pulsado do aço inoxidável superduplex UNS S32750. A partir da caracterização microestrutural, geométrica e eletroquímica das juntas soldadas, foi possível compreender de forma abrangente a influência das diferentes condições térmicas na qualidade final da solda.

A análise térmica das curvas de resfriamento evidenciou que o aumento da temperatura de pré-aquecimento resultou em taxas de resfriamento mais graduais. Essa condição favoreceu a difusão de elementos estabilizadores da fase austenítica, promovendo sua formação em maior proporção na zona fundida. Nas amostras submetidas ao pré-aquecimento, foi possível observar microestruturas com maior fração de austenita e melhor distribuição morfológica, em contraste com a amostra sem pré-aquecimento (T0), que apresentou microestrutura majoritariamente ferrítica, típica de processos com altas taxas de resfriamento.

As análises macrográficas e micrográficas reforçaram esses achados ao revelar a ampliação das dimensões dos cordões de solda e o enriquecimento da fase austenítica com o pré-aquecimento das amostras. Do ponto de vista mecânico, os ensaios de microdureza demonstraram que o controle térmico pelo pré-aquecimento promoveu uma redução nos gradientes de dureza entre a zona fundida e o metal base. Essa homogeneização contribuiu para a diminuição de tensões residuais e da suscetibilidade à formação de trincas, favorecendo a integridade da junta soldada.

A resistência à corrosão das amostras também foi significativamente beneficiada pelo pré-aquecimento. Os ensaios eletroquímicos por polarização de Tafel revelaram aumento no potencial de corrosão para todas as amostras aquecidas em comparação com a amostra T0, o que está diretamente relacionado à maior presença de austenita na microestrutura. Curiosamente, apesar do aumento progressivo da quantidade de austenita com as temperaturas de pré-aquecimento, os resultados de resistência à corrosão não variaram de forma expressiva entre as amostras T100, T200 e T300. Isso sugere que, a partir de certo limiar térmico, o ganho em resistência à corrosão tende a se estabilizar. O valor de PREN obtido confirmou a elevada resistência à corrosão do aço na condição original, o que o torna especialmente adequado para aplicações em ambientes agressivos.

Por fim, considerando o desempenho microestrutural, mecânico e eletroquímico das diferentes condições analisadas, o pré-aquecimento a 100 °C destacou-se como a solução mais eficiente e economicamente viável. Esta condição apresentou fração de austenita suficiente para

garantir propriedades adequadas, sem a necessidade de consumo energético elevado. Além disso, os resultados de dureza e resistência à corrosão foram comparáveis aos das temperaturas mais altas.

REFERÊNCIAS

- [1] SOUZA, G. C. DE. et al. Avaliação das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão em soldas de reparo pelo processo GTAW no aço inoxidável superduplex UNS S32760. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 4, p. 302–313, out. 2014.
- [2] PESSOA, A. R. P. Soldagem em chapas de aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 utilizando o processo arame tubular. 2015. 271 f. Tese (Doutorado em Ciências de Materiais) –Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2015.
- [3] SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E.. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. **Rem: Revista Escola de Minas**, v. 60, n. 1, p. 175–181, jan. 2007.
- [4] GUPTA, M.K.; SINGH, N.K.; GUPTA, N.K. Deformation behaviour and notch sensitivity of a super duplex stainless steel at different strain rates and temperatures. *Int. J. Impact Eng.* 2023, 174, 104494.
- [5] ZHANG, Z.; ZHAO, H.; ZHANG, H.; HU, J.; JIN, J. Microstructure evolution and pitting corrosion behavior of UNS S32750 super duplex stainless steel welds after short-time heat treatment. *Corros. Sci.* 2017, 121, 22–31.
- [6] Köse, C.; Topal, C. Effect of heat input and post-weld heat treatment on surface, texture, microstructure, and mechanical Properties of dissimilar laser beam welded AISI 2507 super duplex to AISI 904L super austenitic stainless steels. *J. Manuf. Process.* 2022, 73, 861–894.
- [7] ZHANG, Z.; ZHANG, H.; HU, J.; QI, X.; BIAN, Y.; SHEN, A.; XU, P.; ZHAO, Y. Microstructure evolution and pitting corrosion behavior of UNS S32750 super duplex stainless steel welds after short-time heat treatment. *Corros. Sci.* 2017, 121, 22–31.
- [8] MIYAHARA, V. T. P. **Avaliação das propriedades mecânicas e da microestrutura de aços dissimilares ABNT 8620 e ABNT 6655 LN 28 soldados com arco pulsado com diferentes temperaturas de pré-aquecimento e tipos de tecimento.** Orientador: Yukio

Kobayashi. 2008. Dissertação Mestrado (Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Bauru, 2008.

[9] Zolin, Ivan. Materiais de construção : mecânica / Ivan Zolin. – 3. ed. – Santa Maria : Universidade Federal de Santa Maria : Colégio Técnico Industrial de Santa Maria, 2010. 76 p. : il. ; 30 cm.

[10] COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns / Hubertus Colpaert; revisão técnica André Luiz V. da Costa e Silva. 4ª edição – São Paulo: Blucher, 2008.

[11] LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. [s.l.]: Wiley-Interscience, 2005.

[12] SERRAMETAL. Aço martensítico: o que é, propriedades e aplicações. Disponível em: <https://serrametal.com.br/aco-martensitico/>. Acesso em: 5 jan 2025.

[13] CALLISTER, William D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais**. Rio De Janeiro: Ltc Editora, 2006.

[14] DAVIS, J. R.; ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK COMMITTEE. **Stainless steels**. Materials Park, Ohio: Asm International, 1994.

[15] SINDO, KOU. **Welding Metallurgy**, S.L.: John Wiley, 2020.

[16] CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**: características gerais, tratamento térmico, principais tipos. 7ª edição - São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

[17] DA COSTA, André Luiz V. et al. Aços e ligas especiais. Editora Blucher, 2010.

[18] TOMAZELA, Marcelo. **Materials Life**. Materials.life. Disponível em: <https://www.materials.life/ml/autogenous-seam-welded-tube-in-ferritic-ss>. Acesso em: 20 jun. 2025. Acesso em: 02 maio 2025.

[19] CALLISTER JUNIOR, William D.; RETHWISCH, David G. Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Abordagem Integrada. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

[20] SEDRIKS, A. J. Corrosion of Stainless Steels. 2. ed. New York: Wiley-Interscience, 1996.

[21] CASTELETTI, Luiz Carlos. Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação com o uso de nióbio nitretados por plasma. 1999, Anais. São Paulo: Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 1999. Acesso em: 05 nov 2024.

[22] LIMA, Daniela. Avaliação da Soldabilidade do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750. UFPR. Curitiba. 2006. Disponível em: <<https://hdl.handle.net/1884/7358>>. Acesso em: janeiro de 2023.

[23] BERGAMI, Leandro; CRETON, Suelen. Caracterização Mecânica e Microestrutural do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 Submetido a Diferentes Tratamentos Térmicos. Departamento de Engenharia Mecânica. UFES. Vitória. 2017. Disponível em: https://engenhariamecanica.ufes.br/sites/engenhariamecanica.ufes.br/files/field/anexo/2014_1_-_suelen_e_leandro.pdf. Acesso em: dezembro de 2024.

[24] PAREDES, Ramón. - Soldagem Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex - LABATS DEMEC, UFPR, 2015.

[25] AHN, Y. S.; KANG, J. P. Effect of aging treatments on microstructure and impact properties of tungsten substituted 2205 duplex stainless steel. *Journal of Materials Science & Technology*, v. 16, p. 382-388, 2000.

[26] FONSECA, C. S.; PINHEIRO, I. P.; SILVA, S. N. DA. Influência do aporte térmico sobre a morfologia da austenita e na quantidade das fases em chapas soldadas de aço inoxidável duplex SAF2205. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 21, n. 1, p. 227–234, jan. 2016.

[27] FREITAS NETO, Ramiro. Estudo da recristalização do aço inoxidável Lean Duplex LDX2101® submetido a diferentes graus de redução por laminação a frio. Universidade Federal Rio Grande do Norte. Natal. 2016. Disponível em:

https://bdtd.ibict.br/vufind/Record/UFRN_0ffe386abe92c888ff63a280f7126043. Acesso em: dezembro de 2024.

[28] SOUZA, J. P. B. DE . et al.. Análise da resistência à corrosão por pite em soldas de reparo pelo processo TIG em aço inoxidável superduplex UNS S32750. **Soldagem & Inspeção**, v. 16, n. 2, p. 104–113, abr. 2011.

[29] GENTIL, Vicente. **Corrosão (6a. ed.)**. [s.l.]: Grupo Gen - LTC, 2000.

[30] VENTRELLA, Vicente et al. Microsoldagem laser Nd:YAG pulsado de lâminas finas da superliga de níquel. ABM CONGRESS, nº 66, São Paulo. Congresso. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, de 18 a 22 de julho de 2011.p. 203 - 212.

[31] AWS COMMITTEE ON HIGH-ENERGY BEAM WELDING AND CUTTING (Eua). Recommended Practices for laser beam welding, Cutting, and drilling. C 7.2:1998 Florida, 1998. 108 p;

[32] ANDRADE, GABRIEL G. **Soldagem a laser Nd-YAG pulsado no aço superaustenítico AISI 904L**. Orientador: Vicente Afonso Ventrella. 2018. Dissertação Mestrado (Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Ilha Solteira, 2018.

[33] SEIJI KATAYAMA. Fundamentals and Details of Laser Welding. Singapore: Springer Singapore, 2020.

[34] DAWES, C. **Laser welding : a practical guide**. Cambridge: Abington The Welding Institute, 1992.

[35] SIEGMAN, A. E. **Lasers**. Mill Valley, Calif.: Univ. Science Books, 1986.

[36] HOSFORD, William F. Mechanical behavior of materials. 2. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2010.

[37] MATEOS, María; PASCAU, Javier, Image Processing with ImageJ, [s.l.]: Packt Publishing Ltd, 2013.

[38] WOLYNEC, Stephan. Técnicas Eletroquímicas em Corrosão Vol. 49. [s.l.]: EdUSP, 2003.

[39] REDE PDIMat. Técnicas eletroquímicas para corrosão: Vantagens, procedimentos e interpretação de resultados. YouTube, 08 de Abril de 2022. Disponível em: <<https://www.youtube.com/watch?v=2QjNVENizNE&t=1265s>>. Acesso em: 15 jan. 2025.

[40] Júnior, E.J.D.C.; Oliveira, B.B.; Oliveira, V.A.; Varasquim, F.M.F.A.; Zambon, A.; Calliari, I.; Oliveira, C.; Settimi, A.G. Correção do equilíbrio de fase em Nd: YAG soldado a laser pulsado uns s32750 usando a técnica de galvanoplastia de cobalto. Cristais 2023, 13, 256.