



UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
CAMPUS THEODOMIRO CARNEIRO SANTIAGO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS MESTRADO PROFISSIONAL

Allexia Izabella Pinheiro Damasceno

**Análise das fases cristalinas na soldagem GTAW de aço inoxidável AISI 316L revestido
por Níquel-Watts utilizando Thermo-Calc**

Itabira
2025

Allexia Izabella Pinheiro Damasceno

**Análise das fases cristalinas na soldagem GTAW de aço inoxidável AISI 316L revestido
por Níquel-Watts utilizando Thermo-Calc**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais - Mestrado Profissional.

Área de Concentração: Desenvolvimento, Processamento e Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Luiz Perez Teixeira

Coorientador: Prof. Dr. José Carlos de Lacerda

Itabira

2025

Allexia Izabella Pinheiro Damasceno

**Análise das fases cristalinas na soldagem GTAW de aço inoxidável AISI 316L revestido
por Níquel-Watts utilizando Thermo-Calc**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais - Mestrado Profissional.

Pontuação obtida: _____

Ricardo Luiz Perez Teixeira

Professor Doutor - Orientador

José Carlos de Lacerda

Professor Doutor - Coorientador

Eduardo Miguel da Silva

Professor Doutor - Banca avaliadora

Haroldo Lhou Hasegawa

Professor Doutor - Banca avaliadora

Tarcísio Gonçalves De Brito

Professor Doutor - Banca avaliadora

Renata Neves Penha

Professora Doutora - Banca avaliadora

Itabira, 20 de Fevereiro de 2025

DEDICATÓRIA

Dedico ao meu único e suficiente Salvador Jesus Cristo, à minha mãe Maria Cristina, às minhas tias Rita e Célia, aos meus tios Paulo, Mafran e Carlos (*in memoriam*), aos meus avós maternos José Pinheiro e Hilda Rodrigues (*in memoriam*) e ao meu grande amigo Dr. Livingston José Machado.

AGRADECIMENTOS

Ao Altíssimo Deus e ao Rei Jesus Cristo por me guiarem e abençoarem ao longo de toda a minha vida.

A minha mãe, Maria Cristina Pinheiro, agradeço por todo o amor, cuidado, incentivo e apoio incondicional em cada etapa da minha vida.

Aos meus avós maternos, José Pinheiro (*in memoriam*) e Hilda Rodrigues (*in memoriam*), sou grata pelo carinho e pelos valiosos ensinamentos que me proporcionaram.

Agradeço também às minhas tias, Rita de Cássia Pinheiro e Célia Maria Pinheiro, e aos meus tios, Carlos César Pinheiro (*in memoriam*), Mafran Luiz Pinheiro e Paulo César Pinheiro, pelo amor, carinho e suporte ao longo de toda a minha trajetória.

Agradeço ao meu estimado amigo, Dr. Livingston José Machado, por todo o carinho, apoio e incentivo que sempre me ofereceu.

Ao orientador, Prof. Dr. Ricardo Luiz Perez Teixeira, e ao coorientador, Prof. Dr. José Carlos de Lacerda, pelos ensinamentos, dedicação, paciência, apoio, incentivo e inspiração ao longo de todas as etapas deste trabalho.

À Universidade Federal de Itajubá – Campus Itabira, pela disponibilização de recursos que garantiram a execução do trabalho.

Aos técnicos de laboratório da UNIFEI Itabira: Jordânio Samuel Siqueira, Remisson Crisóstomo do Carmo Júnior e Nayara Nunes Fonseca dos Reis; e à doutoranda Thais Marcial Luiz, pelo apoio na preparação de corpos de prova e realização de ensaios.

À empresa Aperam South America, pela doação do material utilizado neste estudo, o aço inoxidável austenítico AISI 316L (P316B).

Aos meus colegas de pós-graduação, que me apoiaram ao longo desta jornada.

A toda a equipe envolvida no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais - Mestrado Profissional.

Aos professores que fizeram parte da banca examinadora nas etapas de qualificação e defesa deste trabalho, pelo tempo disponibilizado para avaliar e contribuir com o desenvolvimento do mesmo.

EPÍGRAFE

“Tudo posso Naquele que me fortalece”.

Filipenses 4:13

RESUMO

Este estudo investiga a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L após a realização da soldagem GTAW (TIG) utilizando gás de proteção argônio comercial (com 2% de oxigênio) nas extremidades de chapas que foram previamente submetidas a um tratamento de eletrodeposição de níquel, contendo uma solução de níquel-Watts enriquecida com particulado de nióbio (com granulometria inferior a 150 μm) à temperatura ambiente. Para avaliação das propriedades mecânicas e alterações microestruturais, foram realizados ensaios de tração, polarização potenciodinâmica, microdureza Vickers, ferritoscopia e análises microestruturais. A soldagem resultou na formação de fases austenítica e ferrita delta (δ), com uma concentração acentuada na zona fundida (ZF), atribuída ao rápido resfriamento característico do processo de soldagem. Adicionalmente, foi observado o surgimento de carbonetos metálicos e fase sigma (σ) em contornos de grão, particularmente na zona termicamente afetada (ZTA). A ferritoscopia revelou um aumento significativo da fração volumétrica de fases ferromagnéticas nas regiões soldadas, alcançando 6,7%Fe na ZF, 3,3%Fe na ZTA e 0,5%Fe no MB. Os resultados de microdureza evidenciaram diferenças entre as regiões analisadas, com a ZF apresentando o maior valor de microdureza ($231 \text{ HV} \pm 7 \text{ HV}$), a ZTA com valor intermediário ($188 \text{ HV} \pm 6 \text{ HV}$) e o metal base (MB) apresentando o menor valor ($174 \text{ HV} \pm 1 \text{ HV}$). Nos ensaios de polarização potenciodinâmica, os testes indicaram variações mínimas nos potenciais de corrosão e de pites entre o metal base e as amostras soldadas. Para a amostra soldada, o potencial de corrosão médio foi medido em $0,02 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$, com um potencial de pites médio de $0,24 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$, em contrapartida, o metal base apresentou um potencial de corrosão médio de $0,05 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$ e um potencial de pites médio de $0,29 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$. As análises microfractográficas caracterizaram a fratura das amostras soldadas como dúctil, com a presença de *dimples* que indicam uma boa capacidade de deformação antes da ruptura. Apesar da adição de nióbio à solução de níquel-Watts, não foi identificada a formação de precipitados de nióbio no material, o que pode ser atribuído à baixa espessura do revestimento em comparação à espessura do cordão de solda, resultando assim em melhorias insignificantes nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão.

Palavras-chave: AISI 316L; eletrodeposição de níquel; polarização potenciodinâmica; soldagem GTAW; Thermo-calc.

ABSTRACT

This study investigates the microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel AISI 316L after performing GTAW (TIG) welding using commercially pure argon gas (with 2% oxygen) at the ends of sheets that were previously subjected to nickel electrodeposition, containing a nickel-Watts solution enriched with niobium particulate (with a particle size of less than 150 μm) at room temperature. To evaluate the mechanical properties and microstructural changes, tensile tests, potentiodynamic polarization, Vickers microhardness, ferritoscopy, and microstructural analyses were conducted. The welding resulted in the formation of austenitic and delta ferrite (δ) phases, with a pronounced concentration in the molten zone (MZ), attributed to the rapid cooling characteristic of the welding process. Additionally, the emergence of metallic carbides and sigma (σ) phase was observed at grain boundaries, particularly in the heat-affected zone (HAZ). Ferritoscopy revealed a significant increase in the volumetric fraction of ferromagnetic phases in the welded regions, reaching 6.7% Fe in the MZ, 3.3% Fe in the HAZ, and 0.5% Fe in the base metal (BM). The microhardness results demonstrated differences among the analyzed regions, with the ZF exhibiting the highest microhardness value ($231 \text{ HV} \pm 7 \text{ HV}$), followed by the ZTA with an intermediate value ($188 \text{ HV} \pm 6 \text{ HV}$), and the base metal (BM) showing the lowest value ($174 \text{ HV} \pm 1 \text{ HV}$). In the potentiodynamic polarization tests, the results indicated minimal variations in corrosion and pitting potentials between the base metal and the welded samples. For the welded sample, the average corrosion potential was measured at $0.02 \text{ V} \pm 0.01 \text{ V}$, with an average pitting potential of $0.24 \text{ V} \pm 0.01 \text{ V}$. Conversely, the base metal exhibited an average corrosion potential of $0.05 \text{ V} \pm 0.01 \text{ V}$ and an average pitting potential of $0.29 \text{ V} \pm 0.01 \text{ V}$. Microfractographic analyses characterized the fracture of the welded samples as ductile, with the presence of dimples indicating a good capacity for deformation prior to rupture. Despite the addition of niobium to the nickel-Watts solution, the formation of niobium precipitates in the material was not identified, which may be attributed to the low thickness of the coating compared to the thickness of the weld bead, resulting in insignificant improvements in mechanical properties and corrosion resistance.

Keywords: AISI 316L, nickel electrodeposition; GTAW welding; potentiodynamic polarization; Thermo-Calc.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Formação de camada passiva nos aços inoxidáveis.....	25
Figura 2 - Isotérmicas do diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni: a) 1400°C, 1100°C e 650°C ..	29
Figura 3 - Modos de solidificação no corte do diagrama de fases Fe-Cr-Ni à 70%Fe.....	30
Figura 4 - Modos de solidificação dos aços inoxidáveis: a) austenita; b) austenítica-ferrítica; c) ferrítica- austenítica; d) ferrítica	31
Figura 5 - Diagrama de Schaeffler-DeLong	32
Figura 6 - Morfologias de ferrita delta tridimensionais: a) vermicular; b) em rede; c) acicular; d) globular.....	34
Figura 7 - Corrosão por pites.....	38
Figura 8 - Mecanismo de corrosão de material metálico em meio aquoso salino.....	39
Figura 9 - Curva genérica de polarização potenciodinâmica de um aço inoxidável	41
Figura 10 – Formas de pites: a) estreito e profundo; b) elípticos; c) largo e raso; d) de subsuperfície; e) subcotação; f) orientação da microestrutura.	42
Figura 11 - Susceptibilidade à corrosão intergranular de material soldado: A - Zona fundida (ZF); B - Zona Termicamente Afetada (ZTA); C - Metal Base (MB).....	46
Figura 12 - Principais classificações de processos de soldagens.....	47
Figura 13 - Processo de soldagem GTAW	48
Figura 14 - Fluxograma dos procedimentos realizados no material 316L	54
Figura 15 – Esquema da chapa do aço 316L demarcada.....	55
Figura 16 - Eletrodeposição Ni-Nb em chapas de aço 316L: a) pH da solução; b) instrumentos utilizados na eletrodeposição; c) chapas do aço após o banho de Níquel-Watts.....	56
Figura 17 - Máquina de soldagem TIG Weld Vision	56
Figura 18 - Chapas de aço austenítico 316L soldadas.....	57
Figura 19 - Corte por eletroerosão dos proventos	58
Figura 20 - Corpo de prova seção retangular para ensaio de tração.....	58
Figura 21 - Projeto do corpo de prova para o ensaio de tração	59
Figura 22 - Máquina universal EMIC para ensaio de tração	59
Figura 23 - Corpos de prova após ensaio de tração	60
Figura 24 - Indentação piramidal e diagonais impressas no material para dureza Vickers.....	61
Figura 25 - Esquema de medição de microdureza Vicker no aço 316L.....	61
Figura 26 - Pontos de realização de ferritoscopia.....	62
Figura 27 - Amostras preparadas para o ensaio de polarização potenciodinâmica	63
Figura 28 - Montagem para a realização do ensaio de polarização.....	64
Figura 29 - Amostras após os ensaios de polarização potenciodinâmica.....	64

Figura 30 - Microscópio óptico utilizado no trabalho	65
Figura 31 - Microscópio eletrônico de varredura	66
Figura 32 -Micrografias da superfície do aço AISI 316L: a) região da solda – MEV; b) metal base - MO; c) região de transição - MO; d) zona fundida – MO	68
Figura 33 - EDS da superfície do material	69
Figura 34 - Aço AISI 316L a) diagrama de formação de fases em função da temperatura; b) curva TTP	71
Figura 35 - Sistema Ternário Fe-Cr-Ni nas temperaturas: a) 500 °C; b) 600°C; c) 850 °C; d) 1000 °C	72
Figura 36 - Percentual de ferrita por regiões	73
Figura 37 - Diagrama de <i>Schaeffler-Delong</i> para Creq e Nieq calculados do MB	74
Figura 38 - Curvas de tensão e deformação obtidas pelo ensaio de tração	75
Figura 39 - Microdureza Vickers da amostra soldada	76
Figura 40 - Curva de polarização potenciodinâmica do aço austenítico 316L da amostra com cordão de solda e metal base; NaCl (3,5% em massa por volume); 25°C; 0,167mV/s	78
Figura 41 - Corrosão por pite após o ensaio de polarização potenciodinâmica: a) MO; b) MEV	79
Figura 42 - Microfratografias do corpo de prova após o ensaio de tração	80

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço ASTM/AISI 316L	36
Tabela 2 - Principais propriedades físicas do AISI/ASTM 316L.....	37
Tabela 3 - Propriedades mecânicas representativas do aço AISI/ASTM 316L	37
Tabela 4 - Composição do banho Níquel-Watts.....	55
Tabela 5 - Dimensões iniciais dos corpos de prova para o ensaio de tração	60
Tabela 6 - Média e desvio padrão de %Fe em amostra do aço 316L por regiões	73
Tabela 7 - Cromo e Níquel equivalentes para os valores típicos dos AISI 316L.....	74
Tabela 8 - Tensões máximas obtidas pelo ensaio de tração	76
Tabela 9 - Média e desvio padrão das microdureza Vickers	77
Tabela 10 - Parâmetros eletroquímicos obtidos em ensaios de polarização potenciodinâmica do aço 316L em solução aquosa NaCl 3,5% massa de volume; 25°C; 0,167mV/s.....	78
Tabela 11 - Estimativa da espessura do revestimento de níquel-Nióbio na chapa de aço AISI 316L.....	98

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Modos de solidificações de aços	30
Quadro 2 - Transformações da ferrita remanescente no processo de solidificação.....	33
Quadro 3 - Processos de soldagens recomendados para o aço AISI/ASTM 316L.....	38
Quadro 4 - Valores de PREN para diferentes tipos de aços	43

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

%Fe	Percentual de Ferrita
A	Ampere
a.C	Antes de Cristo
AC	Corrente Alternada
adm	Adimensional
AISI	<i>American Iron And Steel Institute</i>
Al	Alumínio
aq	Aquoso
ASTM	<i>American Society For Testing And Materials</i>
BCC_A2	Cúbica de Corpo Centrado - Ferrita
C	Carbono
C	Calor Específico
CALPHAD	<i>Calculation Of Phase Diagrams</i>
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cr	Cromo
Cr ₂₃ C ₆	Carboneto de Cromo
Cr ₂ O ₃	Óxido De Cromo
Cr _{eq}	<i>Cromo Equivalente</i>
Cu	Cobre
d	Densidade
DC	Corrente Contínua
dm ²	Decímetro Quadrado
dm ³	Decímetro Cúbico
E	Potencial
E _{corr}	Potencial de Corrosão
E _{pite}	Potencial de Pite
E _{pp}	Potencial de Passivação Primária
E _t	Potencial de Transpassivação
E _w	Eletrodo de Trabalho
FCC_A1	Cúbica de Face Centrada - Austenita
Fe	Ferro
Fe ₃ O ₄	Óxido de Ferro

FeOOH	Óxido-Hidróxido de Ferro
g	Gramas
G	Tamanho de grão ASTM
GPa	Giga Pascal
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
h	Hora
H ₂ BO ₃	Dihidrogênio Borato
H ₃ BO ₃	Ácido Bórico
He	Hélio
Hf	Háfnio
HRC	Dureza Rockwell – B
HV	Dureza Vickers
I	Corrente
i _{corr}	Taxa de Corrosão
i _{cp}	Densidade de Corrente Crítica de Passivação
IGC	<i>Intergranular Corrosion</i>
i _p	Densidade de Corrente de Passivação
J	Joule
K	Kelvin
Kg	Quilograma
KTH	<i>Royal Institute Of Technology</i>
L	Líquido
L/min	Litros por Minuto
log ₍₁₎	Logaritmo
M ₂₃ C ₆	Carboneto
M ₇ C ₃	Carboneto
máx	Máximo
MB	Metal Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
min	Minuto
ml	Mililitro
mm	Milímetros
mm ²	Milímetros ao quadrado
Mn	Manganês

Mo	Molibdênio
MO	Microscopia óptica
Mol/L	Moles por Litro
MPa	Mega Pascal
N	Nitrogênio
N	Newton
NaCl	Cloreto de Sódio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
NiCl ₂	Cloreto de Níquel
NiCl ₂ .6H ₂ O	Níquel Hexahidratado
Ni _{eq}	Níquel Equivalente
NiSO ₄	Sulfeto de Níquel
NiSO ₄ .6H ₂ O	Níquel Hexahidratado
nm	Nanômetro
P	Fósforo
PDP	Polarização Potenciodinâmica
pH	Potencial Hidrogeniônico
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>
S	Enxofre
Si	Silício
STT	<i>Stiftelsen För Tillämpad Termodynamik</i>
Ta	Tântalo
Ti	Titânio
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
V	Volts
V/s	Volts por Segundo
Vn	Vanádio
W	Tungstênio
W	<i>Watts</i>
ZF	Zona Fundida
ZnSO ₄	Sulfato de Zinco
Zr	Zircônio
ZTA	Zona Termicamente Afetada pelo Calor

LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcentagem
°C	Graus Celsius
σ	Sigma
χ	Chi
η	Laves
γ	Austenita
α	Ferrita alfa
δ	Ferrita-Delta
α_t	Coefficiente Médio De Expansão Térmica
ρ	Resistividade Elétrica
μ	Resistividade Magnética
ϵ	Módulo de Young
Ω	Ohm
H ₂	Gás Hélio
CO ₂	Dióxido De Carbono
e ⁻	elétron
H ₂ O	Água
O ₂	Gás Oxigênio
OH ⁻	Hidroxila
Å	Angstrom
>	Maior Que
(s)	Sólido
Ø	Diâmetro
=	Igual
µm	Micrômetro

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	19
2	OBJETIVOS.....	23
2.1	OBJETIVO GERAL	23
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	23
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	24
3.1.1	Aços Inoxidáveis ferríticos.....	25
3.1.2	Aços Inoxidáveis martensíticos.....	26
3.1.3	Aços Inoxidáveis endurecíveis por precipitação	26
3.1.4	Aços Inoxidáveis duplex	27
3.1.5	Aços Inoxidáveis austeníticos	28
3.1.6	Aço AISI 316L.....	36
3.2	CORROSÃO EM AÇOS INOXIDÁVEIS	38
3.2.1	Curvas de Polarização	40
3.2.2	Corrosão por pite	42
3.2.3	Corrosão em frestas.....	44
3.2.4	Corrosão Intergranular	45
3.3	SOLDAGEM.....	46
3.3.1	Soldagem GTAW ou TIG	47
3.3.2	Parâmetros de soldagem GTAW.....	49
3.4	ELETRODEPOSIÇÃO QUÍMICA.....	50
3.5	SOFTWARE THERMO – CALC	52
4	MATERIAIS E MÉTODOS	54
4.1	MATERIAIS	54
4.2	ELETRODEPOSIÇÃO DE NÍQUEL.....	54
4.3	SOLDAGEM GTAW	56
4.4	PLANEJAMENTO E CORTE DOS PROVENTOS.....	57
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	58
4.6	MICRODUREZA VICKERS.....	60
4.7	FERRITOSCOPIA.....	62
4.8	POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA.....	63
4.9	MICROSCOPIA ÓPTICA	64
4.10	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	65
5	RESULTADOSE DISCUSSÕES.....	67
5.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	67
5.2	FERRITOSCOPIA.....	72
5.3	DIAGRAMA DE SCHAEFFLER-DELONG.....	73

5.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	75
5.5	MICRODUREZA VICKERS.....	76
5.6	POLARIZAÇÃO.....	77
5.7	MICROFRACTOGRAFIA	80
6	CONCLUSÕES.....	81
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	83
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	84
	APÊNDICE A - ARTIGOS ASSOCIADOS AO TRABALHO DE MESTRADO	94
	APÊNDICE B - ESTIMATIVA DA ESPESSURA DO REVESTIMENTO DE NÍQUEL	97

1 INTRODUÇÃO

A produção mundial do aço inoxidável apresentou o comportamento crescente ao longo da última década. Segundo o Instituto Aço Brasil (2023a), em média, a produção tem aumentado 5% ao ano, atingindo o total de 58,4 milhões de toneladas em 2023. Esse comportamento reflete a elevada demanda do mercado nacional e internacional por produtos de aço inoxidável. Em 2023, estimou-se o consumo de 420,8 mil toneladas no Brasil e 816 mil toneladas no mercado mundial (Instituto Aço Brasil, 2023b).

O aço inoxidável é utilizado em aplicações como, por exemplo, em sistemas de exaustão, vasos de pressão, tubulações de trocadores de calor, tanque de estocagem, veículos coletivos, mobiliário urbano e industriais, maçanetas, painéis, talheres, eletrodomésticos, instrumentos hospitalares, implantes cirúrgicos, sistemas de captação solar, elevadores, bicicletas, corrimãos e guarda-corpos, escadas rolantes, entre outros. A ampla gama de aplicações deste material deve-se, em grande parte, às suas propriedades, nas quais destacam-se pela alta resistência à corrosão, sustentabilidade, boa aparência estética, durabilidade e facilidade na limpeza (Hanawa, 2019; Singh, 2020).

Aços inoxidáveis são ligas baseadas em ferro, carbono e, no mínimo 10,5% em peso de cromo (Prakash, 2014). De acordo com Khan *et al.* (2024) e Rocha *et al.* (2022) os aços inoxidáveis são comumente subdivididos em cinco categorias principais considerando a sua microestrutura, sendo elas aços austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação, sendo o primeiro tipo foco desta pesquisa.

De acordo com Nouri e Wen (2021), os aços austeníticos representam a maior e mais diversificada família dos aços inoxidáveis, correspondendo a cerca de dois terços da produção total dos inoxidáveis. Os austeníticos são ligas que possuem cromo e níquel em sua composição, não são magnéticos, sua microestrutura é composta predominantemente pela fase austenítica que possui uma estrutura CFC (cúbica de face centrada); ademais, possuem boa soldabilidade e elevada resistência à corrosão (Farah *et al.*, 2021).

Do ponto de vista econômico, os aços austeníticos apresentam um custo mais elevado em comparação aos aços ferríticos e martensíticos, devido à maior concentração de elementos de liga como cromo, molibdênio, titânio e principalmente o níquel, que tem seus teores aumentados para melhorar suas propriedades e adequar-se às condições específicas de aplicação. Contudo, a diferença de preço é justificada pelas suas propriedades superiores como soldabilidade, resistência a temperaturas elevadas e baixas, resistência à corrosão, alta capacidade de limpeza e minimização do custo a longo prazo de todo o ciclo de vida de seu uso (Nouri; Wen, 2021; Michler, 2016).

Da família dos austeníticos, a série 300 é a mais utilizada no mercado atual (Prakash, 2024). Segundo a Aperam (2008), as ligas básicas 304 e 316, além de serem as mais comuns, possuem teores de até 0,08% em peso de carbono. O autor também ressalta que a aplicação destes aços deve ser criteriosamente avaliada, pois, dependendo da concentração de cloretos, temperatura e pH do meio no qual o material for submetido, pode ocorrer corrosão por frestas, pites e intergranular. Este problema ocorre em virtude do teor de carbono que, ao ser submetido a temperaturas mais elevadas (425°C a 850°C), combina-se com o cromo, formando precipitados de carboneto de cromo nos contornos de grãos, resultando na sensibilização do material, ou seja, no empobrecimento do teor de cromo nas regiões de contornos de grãos, reduzindo a resistência à corrosão e favorecendo a ocorrência da corrosão intergranular (Aperam, 2008).

Como alternativa para evitar tal problema, aços com menores teores de carbono foram desenvolvidos. Os aços 304L e 316L possuem um teor de carbono máximo de 0,03%, sendo classificados como versões de baixo carbono e representados pelo sufixo L (*Low-carbon*) (Farah *et al.*, 2021). O aço 304L é aplicado nas indústrias farmacêuticas, petroquímicas, em hospitais e utensílios de cozinha, enquanto o aço 316L, que possui uma resistência à corrosão sob tensão superior à do 304, devido à presença do molibdênio em sua composição, pode ser utilizado em destilarias, vasos de pressão e trocadores de calor.

De acordo com Karayan e Castaneda (2014), o aço inoxidável 316L é amplamente empregado para conferir maior resistência à corrosão em aplicações que envolvem processos de soldagem, em virtude da redução do teor de carbono, que inibe a formação de carbonetos de cromo. Contudo, estudos indicam que o referido aço apresenta suscetibilidade à precipitação de carbonetos e à formação de fases intermetálicas, como sigma (σ), chi (χ) e Laves (η), quando exposto a temperaturas elevadas por períodos prolongados. Também segundo Karayan e Castaneda (2014), os parâmetros de soldagem, como a entrada de calor e a taxa de resfriamento, podem influenciar na formação de precipitados de carboneto de cromo na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) e, na junta soldada, podendo ocorrer corrosão intergranular.

Dentre os diversos processos de soldagem, a soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), também conhecida como TIG (*Tungsten Inert Gas*), destaca-se como uma técnica muito utilizada na indústria, especialmente para a união de aço carbono, seções finas de metais não ferrosos e ligas, como cobre, alumínio, magnésio e aço inoxidável (Dadfar *et al.*, 2007). Esse processo oferece diversas vantagens técnicas, como a ausência de escória, a redução de tensões residuais e o controle preciso da zona termicamente afetada (ZTA).

Parâmetros operacionais, como corrente elétrica, tensão aplicada, velocidade de soldagem e fluxo do gás de proteção, desempenham um papel importante na determinação da qualidade e das propriedades finais da junta soldada (Dadfar *et al.*, 2007). Devido à sua capacidade de

produzir soldas de alta qualidade, e características metalúrgicas aprimoradas, o processo GTAW é muito aplicado em soldagens de aços inoxidáveis (Shrivastava *et al.*, 2020). Além do controle destes parâmetros da soldagem, para se manter a resistência da junta soldada recomenda-se balancear as composições das ligas acrescentando elementos de liga estabilizadores como o nióbio e titânio que podem inibir a formação de carbonetos (Aydoğan; Aydinol, 2006; Selmi *et al.*, 2023).

Diante do exposto, o presente estudo foi realizado com uma chapa de aço inoxidável austenítico AISI 316L, doada pela Aperam, cujas dimensões iniciais eram de 282 mm x 210 mm x 4 mm (comprimento, largura e espessura). A chapa foi dividida ao meio, resultando em duas partes de 181 mm x 210 mm x 4 mm. Ambas as seções foram submetidas ao tratamento de eletrodeposição de níquel utilizando uma solução de níquel-Watts enriquecida com partículas de nióbio, com o objetivo de revestir parte da superfície das chapas com um composto de Ni-Nb.

Subsequentemente, as áreas revestidas passaram pelo processo de soldagem a arco GTAW (*Tungsten Inert Gas*) e foram cortadas por eletroerosão a fio, para a obtenção dos corpos de prova. Cinco corpos de prova foram submetidos ao ensaio mecânico de tração, a fim de avaliar suas propriedades mecânicas. Adicionalmente, foi realizado um ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica para determinar os potenciais de corrosão e de pite de duas amostras (com e sem solda) de aço inoxidável AISI 316L. A técnica de ferritoscopia foi empregada para identificar a presença de fases ferromagnéticas no material, enquanto as análises de microscopia óptica e eletrônica de varredura foram utilizadas para examinar a morfologia e auxiliar na caracterização das fases presentes nas amostras.

A presente pesquisa se justifica pela crescente utilização do aço inoxidável AISI 316L em diversos setores industriais, impulsionada por sua notável resistência à corrosão e excelente desempenho em ambientes altamente corrosivos. Com a ampliação do uso deste material, torna-se essencial aprofundar a compreensão de seu comportamento sob diferentes condições de processamento, particularmente no que se refere à soldagem. Nesse contexto, o processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), destaca-se pela sua ampla aplicação na indústria, em virtude da capacidade de produzir juntas de alta qualidade que apresentam acabamento superficial superior e mínima introdução de impurezas. Assim, este estudo visa contribuir para a ampliação do conhecimento sobre o comportamento do aço AISI 316L quando submetido ao processo GTAW. Através da investigação sistemática das interações entre as variáveis do processo de soldagem e as propriedades do material, pretende-se fornecer subsídios técnicos que não apenas beneficiem as aplicações industriais, mas também otimizem as práticas de fabricação e manutenção.

Esta dissertação foi estruturada de maneira a apresentar, inicialmente, os objetivos gerais e específicos do estudo, seguidos pelo referencial teórico, onde foram discutidos os conceitos fundamentais relacionados aos aços inoxidáveis. Este capítulo abrangeu suas classificações com base na composição química e nas propriedades, além de apresentar os princípios do processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e suas características mais relevantes. Também foram explorados os mecanismos de corrosão e os tipos mais comuns que afetam esses materiais, os fundamentos da eletrodeposição química e a aplicação do *software* Thermo-Calc na análise termodinâmica de materiais. Na sequência, foram descritos detalhadamente os materiais e métodos empregados nos procedimentos experimentais, elucidando as etapas adotadas no desenvolvimento das atividades práticas. Posteriormente, os resultados obtidos após a execução dos experimentos foram apresentados, acompanhados de análises realizadas. Em seguida, foram apresentadas as conclusões do trabalho, sugestões para trabalhos futuros, as referências consultadas ao longo do estudo, anexos e apêndice.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Analisar a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L após a soldagem pelo processo GTAW (TIG), utilizando gás de proteção argônio comercial contendo 2% de oxigênio. Para isso, foram utilizadas chapas metálicas previamente submetidas à eletrodeposição de níquel, utilizando uma solução de níquel-Watts enriquecida com partículas de nióbio ($<150\text{ }\mu\text{m}$) à temperatura ambiente. A investigação correlacionou as alterações microestruturais e as variações nas propriedades mecânicas decorrentes do processo de eletrodeposição e da soldagem.

2.2 Objetivos Específicos

- Correlacionar as propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L com as microestruturas das regiões: metal base (MB), zona fundida (ZF), e zona termicamente afetada (ZTA);
- Comparar os resultados do teste de tração entre as amostras soldadas e aquelas compostas apenas por metal base (MB);
- Mensurar e avaliar a microdureza Vickers das superfícies do metal base (MB), zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA);
- Identificar, por meio de análises metalográficas, a morfologia das fases cristalinas presentes na superfície do aço austenítico AISI 316L e avaliar a formação e precipitação de fases, com base no diagrama TTP (Tempo-Temperatura-Precipitação) durante os processos de solidificação, e no diagrama de equilíbrio ternário nas temperaturas de 500°C, 600°C, 850°C e 1000°C. As análises serão realizadas nas regiões do metal base (MB), zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA), com o auxílio dos diagramas gerados pelo *software* Thermo-Calc versão 2024b *Education*.
- Identificar e quantificar, por meio da técnica de ferritoscopia, a presença e a porcentagem de fração volumétrica de fases ferromagnéticas, como ferrita α e carbonetos de ferro, nas amostras analisadas;
- Realizar uma avaliação comparativa do comportamento em corrosão do aço inoxidável AISI 316L, abrangendo amostras soldadas e do metal base (MB), por meio de ensaios de polarização potenciodinâmica em solução salina de NaCl a 3,5% (em massa) à temperatura ambiente, com o objetivo de determinar o sobrepotencial de corrosão e o sobrepotencial de corrosão por pite.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

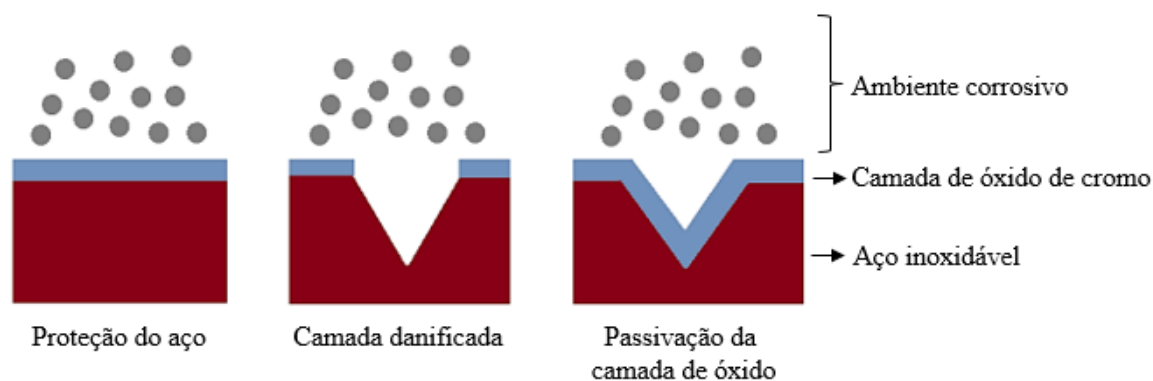
Neste capítulo, foram abordadas as principais características dos aços inoxidáveis, incluindo suas classificações com base na composição química e propriedades. Foram explorados os fundamentos do processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e suas principais características, os mecanismos de corrosão mais recorrentes nesses materiais, os princípios da eletrodeposição química e a aplicação do *software* Thermo-Calc na análise termodinâmica de materiais.

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis caracterizam-se como ligas metálicas à base de ferro, carbono e cromo, reconhecidas por sua elevada resistência à corrosão, alta resistência à tração, capacidade de suportar temperaturas extremas e boa conformabilidade (Yang *et al.* 2023). Além dos elementos principais — ferro, carbono e cromo —, outros elementos químicos, como níquel (Ni), molibdênio (Mo), vanádio (V), titânio (Ti), manganês (Mn), cobre (Cu) e nióbio (Nb), podem ser incorporados à liga para ajustar suas propriedades mecânicas conforme as exigências do projeto (Taxell; Huuskonen, 2022).

A elevada resistência à corrosão dos aços inoxidáveis é atribuída à sua composição química e microestrutura, sendo que essas ligas apresentam um teor significativo de cromo, superior a 10,5% (Yang *et al.* 2023). Quando expostas a ambientes corrosivos, uma fina camada de óxido de cromo (Cr_2O_3), com espessura variando de aproximadamente 1 nm a 5 nm, forma-se na superfície do aço, atuando como uma barreira protetora que dificulta o contato direto da matriz do aço com a solução corrosiva, reduzindo, assim, a taxa de corrosão. Alcântara (2021), Lo, Shek e Lai (2009) e Pesqueira (2018) afirmaram que esse filme não é estático, apresentando a capacidade de interagir com o ambiente e regenerando-se sempre que a superfície é danificada. A Figura 1 apresenta esquematicamente o processo de formação de uma fina camada de óxido de cromo não estática na superfície do aço inoxidável quando exposto a um ambiente corrosivo.

Figura 1 - Formação de camada passiva nos aços inoxidáveis



Fonte: Santos, 2019 (Adaptado).

Os elementos de liga influenciam tanto na resistência à corrosão quanto em outras propriedades mecânicas. A adição de cromo é fundamental para a formação do filme passivo na superfície do aço, e a resistência à corrosão aumenta proporcionalmente ao teor de cromo. No entanto, ultrapassar 29% de cromo pode resultar no decréscimo das propriedades mecânicas e de usinagem (ASM Handbook, 1992; Pesqueira, 2018). Para se reduzir a necessidade de elevados teores de cromo na liga, os autores supracitados, ressaltou que a adição de níquel auxilia na repassivação do aço, na estabilização da fase austenita e proporciona o aumento da resistência em trabalhos a quente. O manganês, por sua vez, reforça as funções do níquel e influencia na tenacidade do material. O molibdênio, em conjunto com o cromo, auxilia na estabilização do filme na presença de cloretos e no aumento da resistência contra pites, o titânio e nióbio atuam como refinadores de grãos, sendo utilizados como elementos de microliga para melhorar tanto a resistência quanto a tenacidade do aço (ASM Handbook, 1992; Pesqueira, 2018).

Os aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco grupo considerando as suas respectivas microestruturas, sendo eles, os austeníticos, martensíticos, ferríticos, endurecíveis por precipitação e duplex (Taxell; Huuskonen, 2022).

3.1.1 Aços Inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos, exibem uma estrutura ferrítica independente da temperatura e são ferromagnéticos (ABNT NBR NM 172, 2000). Com uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), esses aços consistem principalmente em Fe-C-Cr, contendo teores de cromo entre 10,5% e 27,0%, além de baixos níveis de carbono, aproximadamente 0,12% em sua composição mássica. Elementos adicionais, como titânio (Ti), alumínio (Al), níquel (Ni), molibdênio (Mo), enxofre (S), nióbio (Nb) e fósforo (P), podem ser incluídos na composição (Alcântara, 2021).

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem boa resistência à corrosão, atribuída à presença de cromo em sua composição. Apresentam conformabilidade moderada e uma excelente soldabilidade quando elementos estabilizadores, como titânio e nióbio, são adicionados. Esses elementos, devido à sua afinidade com o carbono, promovem a formação de carbonetos, impedindo a precipitação de carbonitretos de cromo e a formação de martensita. Adicionalmente, esses estabilizadores podem limitar o crescimento de grãos em regiões soldadas, promovendo o refinamento dos grãos, aumentando assim a resistência mecânica do material (Aperam, 2020).

Esses aços são amplamente utilizados em sistemas de exaustão de gases de motores, utensílios domésticos, eletrodomésticos, elevadores, estampagem de corpos catalisadores, aquecedores residenciais, usinas de açúcar, construção civil, entre outros (Taxell; Huuskonen, 2022).

3.1.2 Aços Inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos têm como característica principal a estrutura martensítica, obtida por meio de têmpera, e teores mássicos de cromo situados entre 11,5% e 18%, com uma variação de carbono entre 0,1% e 1,0% (ABNT NBR NM 172, 2000). Em suas composições, elementos como molibdênio (Mo), vanádio (V) e enxofre (S) podem ser adicionados para aprimorar suas propriedades mecânicas (Aperam, 2020).

Os martensíticos possuem o teor de carbono mais elevado em relação aos aços ferríticos e austeníticos permitindo o endurecimento por tratamento térmico, além disso, ao passar por têmpera, esses aços adquirem propriedades ferromagnéticas, apresentando uma estrutura tetragonal de corpo centrado com elevada dureza e ductilidade (Alcântara, 2021).

Segundo Zai *et al.* (2020) e Aperam (2020), devido à sua alta resistência mecânica, à corrosão e ao desgaste leve, esses aços são amplamente empregados para a fabricação de utensílios domésticos como facas e talheres, assim como itens industriais, como lâminas de corte, discos de freio, correntes para máquinas e instrumentos de medição utilizados em contextos hospitalares e odontológicos, entre outros.

3.1.3 Aços Inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação possuem como característica principal a capacidade de adquirir alta resistência mecânica mediante a precipitação de compostos intermetálicos resultantes do envelhecimento em uma determinada temperatura (ABNT NBR NM 172, 2000). Além disso, a estrutura metalográfica desses aços é influenciada pela composição química e pelos tratamentos mecânicos e térmicos (Aperam, 2020).

Esses aços são compostos basicamente por carbono (C), ferro (Fe), cromo (Cr), níquel (Ni), podendo ter adições de elementos como cobre (Cu), manganês (Mn), silício (Si) e nióbio (Nb) (Zai *et al.* 2020).

Couturier *et al.* (2016) e Pesqueira (2018) afirmam que as propriedades mecânicas desses aços dependem diretamente da microestrutura complexa resultante da formação de uma estrutura martensítica durante a têmpera do campo austenita, seguida pelo tratamento de envelhecimento, onde ocorre a precipitação. Esse processo confere ao material uma combinação de resistência à corrosão dos austeníticos e resistência mecânica dos martensíticos.

Esses aços são amplamente utilizados em instalações marítimas e nas indústrias aeroespaciais e químicas, devido às suas excelentes propriedades mecânicas, resistência à corrosão e desempenho na soldagem (Zhang *et al.*, 2022). De acordo com Zai *et al.* (2020), os aços endurecíveis por precipitação exibem propriedades mecânica superiores em comparação com outros aços inoxidáveis. No entanto, o autor ressalta que a elevada dureza e resistência mecânica, resultantes do endurecimento por precipitados, constituem fatores limitantes para a aplicação mais abrangente desse material.

3.1.4 Aços Inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis austenoferríticos ou duplex apresentam uma estrutura contendo tanto a fase austenítica quanto a ferrítica em qualquer temperatura, sem predominância de fase (ABNT NBR NM 172, 2000). Geralmente, esses aços são ferromagnéticos e não endurecem por têmpera. São ligas Fe-Cr-Ni com adição de elementos como nitrogênio (N), que eleva a tenacidade e a resistência à corrosão na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) em comparação com o metal base na condição soldada (Aperam, 2020).

O comportamento mecânico desses aços está diretamente relacionado às características de cada fase. Portanto, para maximizar suas propriedades, é necessário equilibrar as frações volumétricas de austenita e ferrita, buscando aproximadamente 50% de cada fase. Esse equilíbrio proporciona um material com alta resistência mecânica, resistência à corrosão e dilatação térmica próxima à dos aços carbono, permitindo aplicações em construções de equipamentos mais leves, seguros, com maior vida útil e menos necessidade de manutenção (Lacerda, 2015).

Islam, Khan e Siddiquee (2024) pontuam que esses aços são utilizados em diversas aplicações, incluindo digestores na indústria de papel e celulose, dutos de óleo, pontes, viadutos, trocadores de calor, tanques de estocagem de materiais corrosivos e sistemas de dessalinização de água do mar.

3.1.5 Aços Inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos, foco desta pesquisa, tem como característica principal sua estrutura austenítica em qualquer temperatura, sendo paramagnéticos, endurecíveis por têmpera e, quando deformados a frio, adquirem uma estrutura parcialmente martensítica, exibindo leve ferromagnetismo (ABNT NBR NM 172, 2000).

Estes aços caracterizam-se por teores mássicos de carbono entre 0,015% e 0,10%, cromo entre 16% e 21%, níquel entre 6% e 26%, e molibdênio de 0% a 7% e possuem a estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) (Pesqueira, 2018). Quando o teor de carbono é inferior a 0,03%, os carbonetos não se formam, resultando em aço composto de uma matriz austenítica à temperatura ambiente (Wang *et al.*, 2023). O níquel desempenha a função de estabilizador da austenita, ampliando consideravelmente o campo dessa fase em ligas Fe-Cr-C (Taxell; Huuskonen, 2022). Esse efeito estabilizador do níquel é fundamental para os aços inoxidáveis austeníticos, pois confere ao material propriedades superiores em comparação com os aços ferríticos (Aperam, 2020; Pesqueira, 2018).

Amplamente utilizados em indústrias nucleares, petrolíferas, aeroespaciais e navais, os aços inoxidáveis austeníticos destacam-se por suas excelentes propriedades mecânicas, resistência à corrosão, boa ductilidade, tenacidade, soldabilidade, custo acessível e ausência de necessidade de tratamento térmico (Li *et al.*, 2023; Jin *et al.*, 2023; Wang *et al.*, 2023).

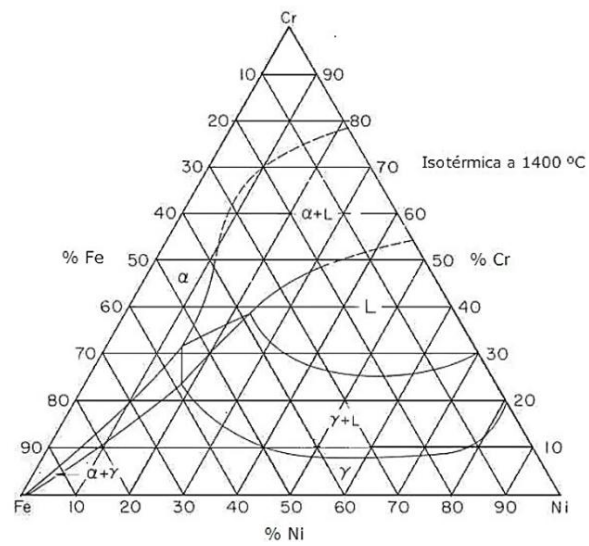
3.1.5.1 Microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos

O sistema Fe-Cr-Ni é fundamental para a compreensão das ligas de aço inoxidável, uma vez que sua composição e as interações entre os elementos influenciam diretamente nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão desses materiais.

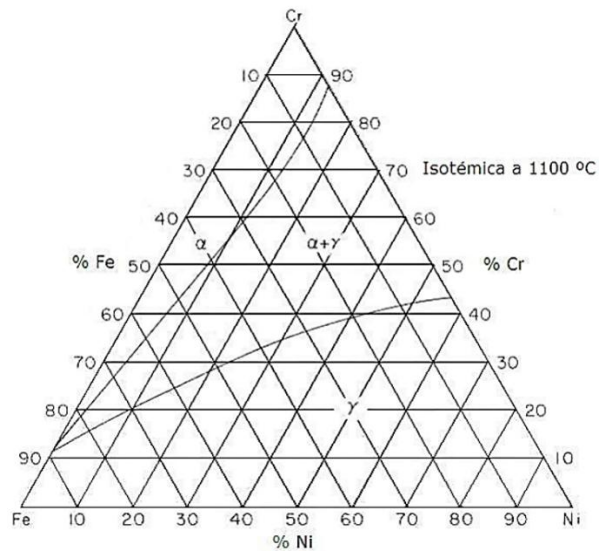
Para auxiliar nas análises das fases, Tavares (2008) utilizou seções isotérmicas nas temperaturas 1400°C, 1100°C e 650°C, conforme mostrado na Figura 2. Nestas temperaturas é possível encontrar as fases austenita (γ) próximo aos campos de elevados de teores de níquel, ferrita (α) próximo aos campos ricos em cromo e sigma (σ) localizada em regiões abaixo da temperatura de 900°C.

Figura 2 - Isotérmicas do diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni: a) 1400°C, 1100°C e 650°C

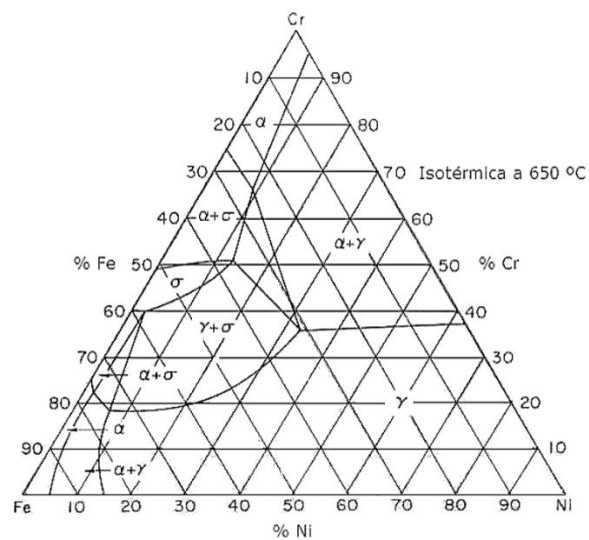
a)



b)



c)



Fonte: Tavares (2008).

De acordo com Florêncio (2023), Guilherme *et. al.* (2020) e Tavares (2008) a formação de uma determinada fase está diretamente relacionada à temperatura e à composição mássica dos elementos no sistema. Ao considerar a solidificação dos aços inoxidáveis, os autores identificam quatro modos distintos, conforme apresentado no Quadro 1.

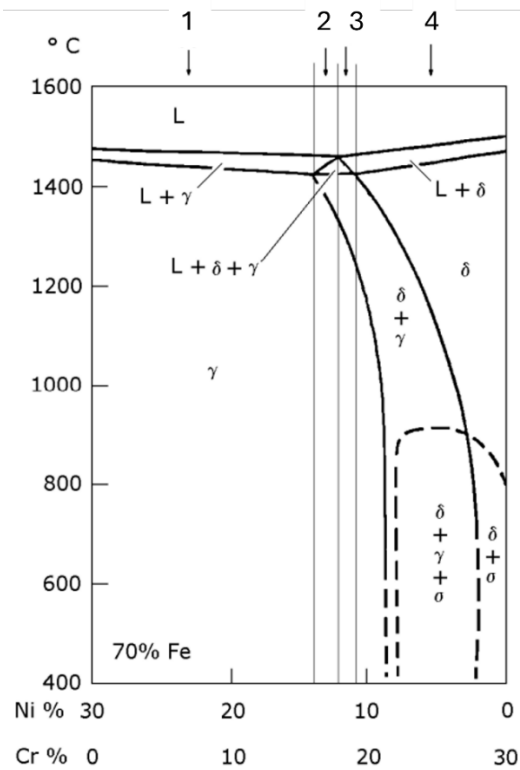
Quadro 1 - Modos de solidificações de aços

Modos	Transformações	Solidificação
Modo 1	Líquido + $\gamma \rightarrow \gamma$	Austenítica (γ)
Modo 2	Líquido + $\gamma \rightarrow$ Líquido + $\gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$	Austenítica (γ) - Ferrítica (δ)
Modo 3	Líquido $\rightarrow$ Líquido + $\delta \rightarrow$ Líquido + $\delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$	Ferrítica (δ) - Austenítica (γ)
Modo 4	Líquido $\rightarrow$ Líquido + $\delta \rightarrow \delta$	Ferrítica (δ)

Fonte: Tavares (2008) (Adaptado)

A Figura 3 apresenta a seção transversal do diagrama Fe-Cr-Ni para 70%p Fe e é perceptível que em teores maiores de níquel, a fase predominante é a austenita (γ), e que em teores maiores de cromo, a fase predominante é a ferrita (δ). Na Figura 3, também mostra os modos de solidificação citados no Quadro 1.

Figura 3 - Modos de solidificação no corte do diagrama de fases Fe-Cr-Ni à 70%Fe



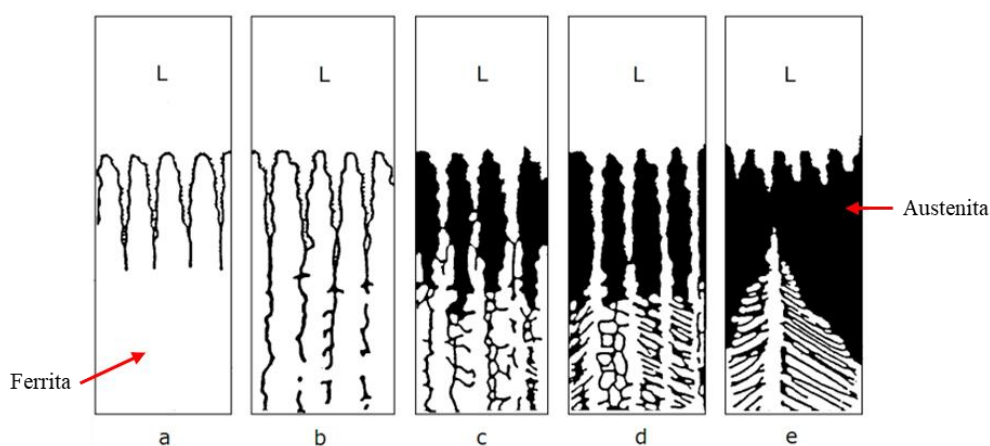
Fonte: Kim, Shin, Kim (1995) (Adaptado).

O modo 1 representa o início da solidificação austenítica do aço, caracterizada pela formação inicial de dendritas de austenita, conforme ilustrado na Figura 4a (Tavares, 2008). O

modo 2 representa a solidificação austenítica-ferrítica que se inicia com a formação de dendritas de austenita e a formação de ferrita entre os braços das dendritas, conforme ilustrado na Figura 4b (Tavares, 2008).

O modo 3 descreve a solidificação ferrítica - austenítica, onde a ferrita é a primeira fase a se formar, exibindo uma morfologia dendrítica. A austenita, por sua vez, se forma posteriormente na interface ferrita/líquido, em condições específicas de solidificação, envolvendo três fases ($L + \delta + \gamma$). Após a nucleação, a austenita se expande em direção à ferrita e ao líquido. Isso resulta na segregação dos elementos que favorecem a formação da ferrita, tanto para o interior das dendritas quanto para o líquido. Esse fenômeno não apenas estabiliza a ferrita ao longo do eixo da dendrita, mas também pode desencadear a formação de ferrita nos espaços interdendríticos, conforme evidenciado nas Figuras 4c e 4d (Tavares, 2008). O modo 4 consiste na solidificação ferrítica onde a austenita nucleia somente no estado sólido, e a ferrita é a única fase que se forma durante a solidificação, como mostrado na Figura 4e (Tavares, 2008). De acordo com Tavares (2008) e Florêncio (2023) a solidificação dos aços depende da composição química e da velocidade de solidificação que em conjunto com as características da transformação seguintes determinam o nível de segregação e distribuição final da ferrita.

Figura 4 - Modos de solidificação dos aços inoxidáveis: a) austenita; b) austenítica-ferrítica; c) ferrítica-austenítica; d) ferrítica



Fonte: Suutala, Takalo, Moisio (1979) (Adaptado).

Florêncio (2023) afirma que a razão entre as teorias dos equivalentes de cromo e do níquel é fundamental para prever o modo de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos. Os valores resultantes dessa relação podem variar em função das diferentes fórmulas utilizadas para o cálculo dos equivalentes de cromo (Cr_{eq}) e níquel (Ni_{eq}).

As equações dos equivalentes de cromo e níquel foram desenvolvidos por Schaeffler há mais de 60 anos, resultando na criação do Diagrama de Schaeffler, que é considerado por muitos

autores uma das ferramentas mais relevantes para a previsão da microestrutura em regiões soldadas (Guiraldenq; Duparc, 2017; Pessanha, 2011).

O diagrama de Schaeffler representa, em condições de equilíbrio, as fases de solidificação que ocorrem durante a soldagem de aços inoxidáveis, permitindo de forma rápida prever a microestrutura resultante da zona fundida com base na sua composição química e não se restringe a apenas aos aços austeníticos, podendo ser aplicado para os aços ferríticos e martensíticos (Guiraldenq; Duparc, 2017; Silva, 2020). Os elementos químicos presentes nos materiais podem ser classificados como formadores de ferrita (alfagênicos), como o Mo, Si, Nb e Al, ou como formadores de austenita (gamagênicos), como Ni, C, N e Mn (Rezende, 2015).

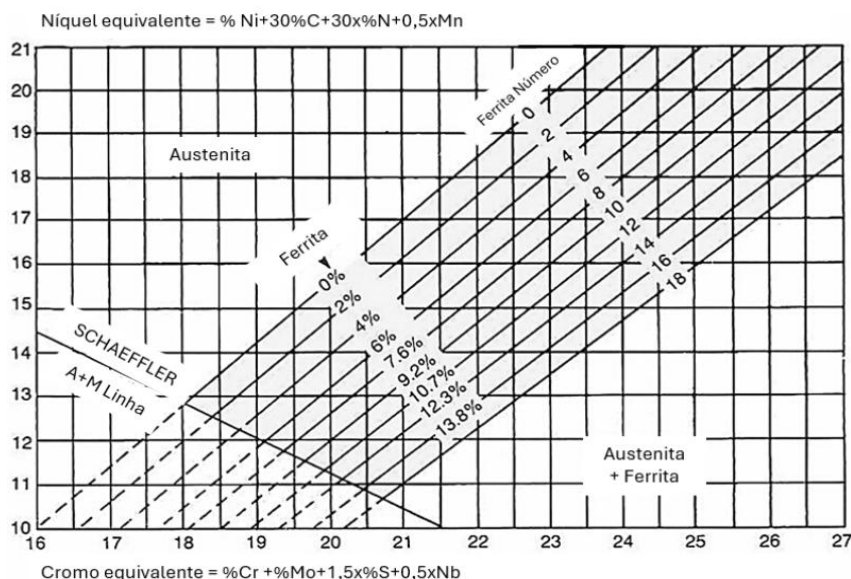
O diagrama de Schaeffler foi aperfeiçoado ao longo dos anos por vários cientistas, sendo DeLong o responsável pela contribuição mais significativa. Sua principal contribuição foi a consideração do nitrogênio como um elemento gamagênico. As equações 1 e 2 representam as fórmulas para o cálculo dos equivalentes de cromo e níquel considerando Schaeffler e DeLong (Pessanha, 2011).

$$\text{Cromo equivalente: } Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5x\%Si + 0,5x\%Nb \quad (1)$$

$$\text{Níquel equivalente: } Ni_{eq} = \%Ni + 30x\%C + 30x\%N + 0,5x\%Mn \quad (2)$$

A Figura 5 apresenta o diagrama de Schaeffler-DeLong do sistema Fe-Cr-Ni, onde é possível identificar as fases presentes no material. Nesse diagrama, os valores de Ni_{eq} , representando os elementos gamagênicos, são plotados na ordenada, enquanto os valores de Cr_{eq} , que representam os elementos alfa-gênicos, estão na abscissa.

Figura 5 - Diagrama de Schaeffler-DeLong



Fonte: Pessanha, (2011)(Adaptado)

Santos (2022) cita a importância de avaliar o efeito na estrutura obtida após a solidificação do material e que para isso, utiliza-se a razão C_{req}/N_{req} , para prever o modo de solidificação dos aços austeníticos. Segundo Kadoi, Ueno e Inoue (2023) e Tavares (2008), quando a razão C_{req}/N_{req} é inferior a 1,5, a austenita é considerada a fase primária na solidificação. Por outro lado, quando a relação é superior a 1,5, a solidificação se inicia com a formação de ferrita. Nos casos em que a razão entre 1,5 e 2,0, observa-se uma transição para a austenita ainda durante a solidificação. Finalmente, se a razão C_{req}/N_{req} for superior a 2,0, a solidificação se concluirá com a formação de ferrita, sendo que a austenita se desenvolve apenas no estado sólido.

Santos (2022) e Florêncio (2023) indicam que a ferrita δ (ferrita delta), está presente na maioria dos aços inoxidáveis austeníticos após a solidificação ou quando expostos a temperaturas superiores a 1100°C. Em temperaturas de envelhecimento ou operação abaixo de 900°C, a ferrita se decompõe em austenita e fases intermetálicas. No quadro 2, são apresentadas as transformações da ferrita remanescente no processo de solidificação dos aços inoxidáveis.

Quadro 2 - Transformações da ferrita remanescente no processo de solidificação

Transformações	Descrições
$\delta \rightarrow \gamma + \delta$	Ocorre o crescimento da austenita para a ferrita remanescente do processo de solidificação, pode ocorrer a estabilização da ferrita devido à segregação de elementos ferritizantes para esta fase durante a transformação no estado sólido.
$\delta \rightarrow \gamma$	No resfriamento, a ferrita pode se decompor em austenita e carbonetos. A formação inicial da austenita promove a concentração de elementos ferritizantes como o Cr, W e Mo, elementos formadores de carbonetos.
$\delta \rightarrow \gamma + \sigma$:	Os elementos Cr, Mo e W também são promotores de fase sigma, uma vez que essas regiões estejam empobrecidas de carbono e níquel, a formação de fase sigma é favorecida frente a formação de carbonetos.

Fonte: (Florêncio, 2023; Santos 2022)

A ferrita delta pode ser encontrada em soldas em aços inoxidáveis austeníticos com quatro morfologias diferentes, sendo elas vermicular, rede, acicular e globular (Santos, 2022; David, 1981). A figura 6 mostra uma visão tridimensional de tais morfologias.

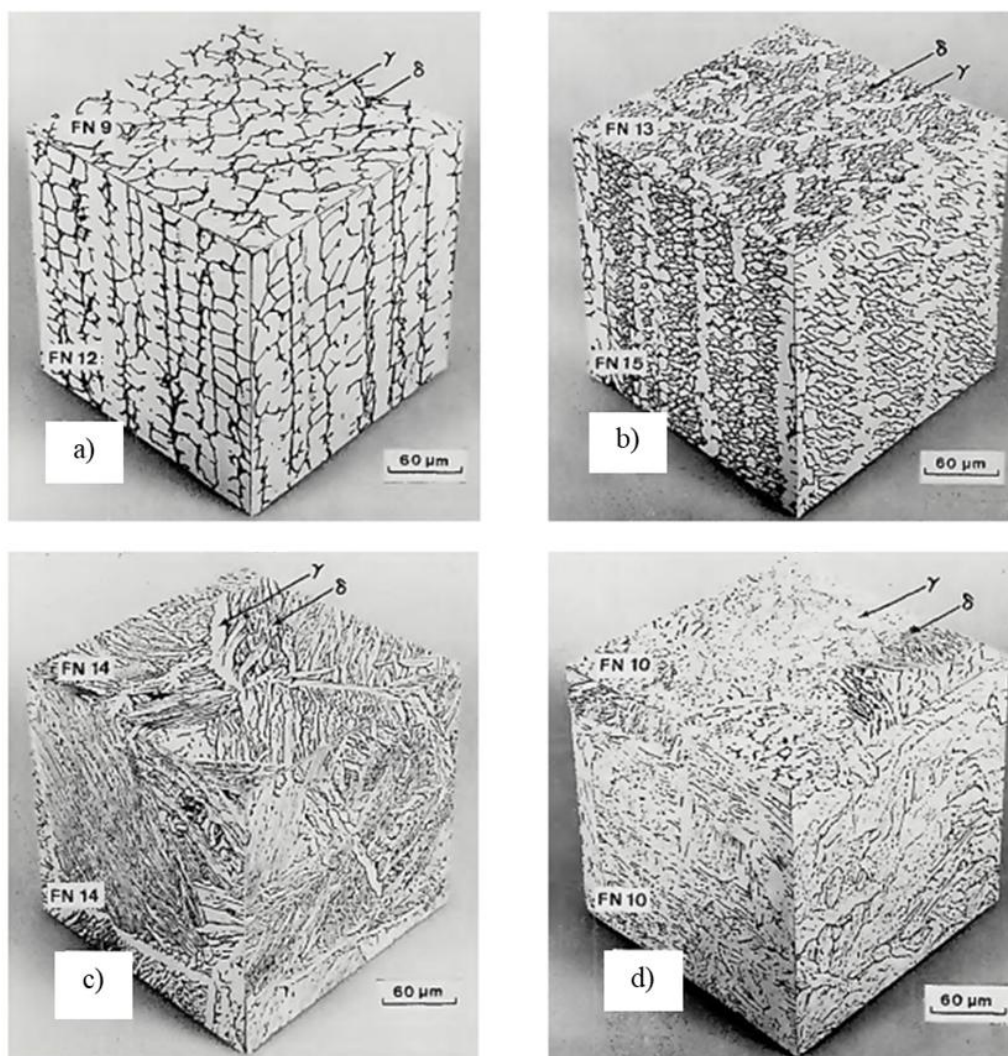
Na figura 6a, é apresentada a morfologia vermicular ou em *stringers*, a mais comumente relatada para os aços inoxidáveis austeníticos em suas soldas e fundidos. Nesta morfologia, a ferrita se localiza no interior dos braços primários e secundários das dendritas, resultado da transformação incompleta entre ferrita delta e austenita (Santos, 2022; David, 1981).

A figura 6b ilustra a morfologia em rede, caracterizada por longas colunas de ferrita entrelaçada, orientadas em uma matriz austenítica, sendo a segunda morfologia mais

frequentemente encontrada. A ferrita presente na ponta da dendrita permanece estável em temperaturas mais baixas devido ao seu menor teor de cromo, transformando-se na estrutura de *Widmanstätten* durante o resfriamento, o que dá origem a essa morfologia (Santos, 2022; David, 1981).

Na figura 6c, é mostrada a morfologia acicular, caracterizada por um arranjo aleatório de agulhas de ferrita distribuídas em uma matriz austenítica, típica de soldas em metais com um índice Cr_{eq}/Ni_{eq} superiores a 2 (Santos, 2022; David, 1981). Por sua vez, a figura 6d apresenta a morfologia globular, onde a ferrita se apresenta na forma de glóbulos distribuídos aleatoriamente em uma matriz de austenita. Similar à estrutura acicular, essa morfologia não possui direcionalidade e não mantém uma relação com a estrutura de solidificação. Em decorrência da instabilidade da forma, as agulhas da morfologia acicular ou a estrutura em rede podem fragmentar-se em glóbulos desconectados quando submetidas a novo aporte térmico durante o processo de soldagem (Santos, 2022; David, 1981).

Figura 6 - Morfologias de ferrita delta tridimensionais: a) vermicular; b) em rede; c) acicular; d) globular



Fonte: Santos 2022 *apud* David 1981.

Em uma microestrutura dos aços austeníticos, também podem ser encontrados carbonetos e fases intermetálicas. Segundo Padilha e Rios (2002), os carbonetos mais encontrados nos aços inoxidáveis austeníticos são MC, $M_{23}C_6$ e M_7C_3 .

Os carbonetos MC, onde M pode ser substituído pelos elementos titânio (Ti), háfnio (Hf), zircônio (Zr), nióbio (Nb) e tântalo (Ta) apresentam uma estabilidade menor que os nitretos e sulfetos correspondentes, de modo que suas solubilidades na matriz são maiores e podem ser parcialmente dissolvidos em tratamentos térmicos posteriores de solubilização (Florêncio, 2023). Esses carbonetos, se presentes como carbonetos primários, são grosseiros, incoerentes e têm pequeno efeito nas propriedades mecânicas. Já os precipitados secundários são finos e geralmente se precipitam em discordâncias, em defeitos de empilhamento no interior dos grãos e têm efeitos significativos nas propriedades mecânicas e de corrosão (Padilha; Rios, 2002).

O carboneto $M_{23}C_6$ onde M pode ser substituído pelos elementos cromo (Cr) e ferro (Fe), geralmente precipitam nos contornos de grãos de austenita, de maclas, inclusões e no interior de grãos de discordâncias e defeitos de empilhamento (Padilha; Rios, 2002; Santos, 2022). Este tipo de carboneto pode proporcionar maior ductilidade em fluência por dificultar o escorregamento dos contornos de grãos em altas temperaturas, em contrapartida, favorece a corrosão intergranular (Ranjarnodeh; Pouraliakbar; Kokabi, 2012).

O carboneto M_7C_3 não aparecem em aços com teor de carbono inferior a 0,1%, porém ao aumentar o teor de carbono, esse tipo de carboneto aparece em um campo composto por três fases ($\gamma + M_{23}C_6 + M_7C_3$), e suas influências nas propriedades do material são pouco estudadas na literatura (Santos, 2022).

De acordo com Guilherme e Oliveira (2012), as fases metálicas que podem ser precipitadas nos aços austeníticos são chamadas de fase sigma (σ), a fase chi (χ) e as fases de laves (η). Dentre essas, a fase σ é a mais relevante em termos de degradação do material, pois sua precipitação reduz significativamente a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. A formação da fase σ pode ocorrer devido a processos industriais, como ciclos térmicos de soldagem, tratamentos térmicos ou fundição, além de ser influenciada pelas condições de operação do componente, especialmente em determinadas faixas de temperatura que favorecem sua precipitação (Guilherme; Oliveira, 2012). Santos (2022) explica que esta fase possui uma estrutura tetragonal de corpo centrado, cuja composição apresenta variações significativas, dificultando sua identificação. A cinética de precipitação é lenta, o que acarreta maiores dificuldades no crescimento e na nucleação, que ocorrem de maneira incoerente na matriz. Essas nucleações localizam-se preferencialmente em regiões de alta energia, como os contornos de grãos, maclas e juntas triplas de grãos.

A fase chi (χ), assim como fase σ são indesejadas nos materiais pois fragilizam o material, comprometendo a tenacidade e à resistência à corrosão. A presença da fase chi (χ), está associada à fase σ , ocorrendo em temperaturas entre 600°C e 700°C. A fase χ se forma nas interfaces entre a ferrita e austenita e é facilmente transformada em sigma (Magnabosco, 2001).

A fase laves, ocorre frequentemente em aços inoxidáveis austeníticos, possui estrutura hexagonal do tipo $MgZn_2$, possui estabilidade diretamente relacionada aos teores de Mo, Nb e Ti, surgem em temperaturas abaixo de 850° C e pode se tornar consistente com a matriz, resultando em um aumento da resistência provocado por endurecimento por precipitação (Florêncio, 2023; Magnabosco, 2001; Santos, 2022).

3.1.6 Aço AISI 316L

O material base deste trabalho, foi o aço austenítico 316L produzido e doado pela empresa Aperam – Timoteo/MG. Caracterizado pelo baixo teor de carbono e com a presença de molibdênio, esse material possui alta ductilidade, boa estampabilidade, excelente polimento, soldabilidade, resistência à corrosão em meios ácidos e com cloretos, bem como à corrosão por pites, frestas e intergranular, mesmo após o processo de soldagem (Aperam Stainless Europe, 2021).

Nota-se a aplicação do aço AISI/ASTM 316 nos setores da construção civil e arquitetura, equipamentos para indústrias aeronáutica, ferroviária, naval, química e petroquímica, farmacêutica, cosmética, têxtil, de borracha, de tintas, de laticínios, hospitalar; mineração e siderurgia; refrigeração, refinarias, fabricação de tubos e vasos de pressão, destilarias de álcool, destilarias de etanol e caldeiraria.

O aço austenítico AISI/ASTM 316L, também designado como UNS 31603, DIN 1.4404 (X5CrNiMo17-12-2) em padrões internacionais, possui sua composição (% em peso), dos elementos de carbono (C), silício (Si), manganês (Mn), cromo (Cr), níquel (Ni) e molibdênio (Mo), conforme Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço ASTM/AISI 316L

Elementos (% em peso)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	N
AISI 316L (valores típicos)	0,03	0,75	2,00	16,6 – 18,0	10,0 – 13,0	2,0 – 2,5	0,045	0,015	0,10

Fonte: Aperam Stainless Europe (2021) (Adaptado).

As principais propriedades físicas de chapa laminada a frio e recozida do aço 316L são apresentadas na Tabela 2 e as propriedades mecânicas representativas do material mostradas na Tabela 3.

Tabela 2 - Principais propriedades físicas do AISI/ASTM 316L

Densidade	d	kg/dm ³	20°C	7,9
Temperatura de fusão		°C	Líquido	1440
Calor específico	C	J/kg.K	20°C	500
Condutividade térmica	K	W/m.K	20°C	15
Coeficiente médio de expansão térmica	α_t	10 ⁻⁶ /K	20-100°C	16,0
			20-300°C	17,0
			20-500°C	18,0
Resistividade elétrica	ρ	Ω mm ² /m	20°C	0,75
Resistividade magnética	μ	0.8 kA/m DC or AC	20°C	1,005
Módulo de Young	ϵ	GPa	20°C	200

Fonte: Aperam Stainless Europe (2021).

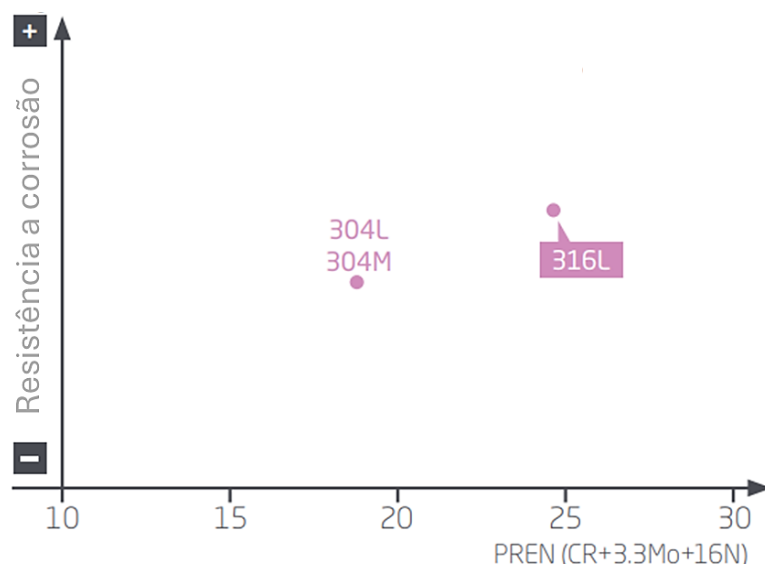
Tabela 3 - Propriedades mecânicas representativas do aço AISI/ASTM 316L

Propriedades	Unidade	Especificações
Limite de resistência	MPa	650
Limite de escoamento	MPa	340
Alongamento 50mm	%	51
Dureza Rockwell – B	HRC	82
Dureza Vickers	HV	160

Fonte: Aperam Stainless Europe (2021) (Adaptado).

Conforme Aperam Stainless Europe (2021), o aço 316L possui uma excelente resistência em soluções ácidas e boa resistência em meios contendo cloreto mostrando-se adequada para produtos que entram em contato com a água do mar em baixas temperaturas. Comparando com o aço 304L, o 316L apresenta maior resistência à corrosão por pite atingindo o número equivalentes de resistência à corrosão por pite próximo (PREN) de 25, ao passo que o 304L o PREN é próximo de 18, como pode ser observado na Figura 7.

Figura 7 - Corrosão por pites



Fonte: Aperam Stainless Europe (2021)(Adaptado)

O Quadro 3, contempla os processos de soldagens mais indicados para serem realizados no material 316L e as respectivas recomendações técnicas.

Quadro 3 - Processos de soldagens recomendados para o aço AISI/ASTM 316L

Processo de soldagem	Sem material de enchimento	Com metal de adição			Gás de Proteção
	Espessuras típicas	Espessuras	Material de enchimento		* Hidrogênio e nitrogênio proibidos em todos os casos
			Haste	Arame	
TIG	≤ 1,5 mm	> 0,5 mm	ER 316 L	ER 316 L	Ar Ar + 5% H ₂ Ar + He
PLASMA	≤ 1,5	> 0,5 mm	-	ER 316 L	-
MIG	-	> 0,8 mm	-	ER 316 L (Si)	Ar + 2% CO ₂ Ar + 2% O ₂ Ar + 2% CO ₂ + 1% H ₂ Ar + 2% CO ₂ + He
ELETRODO	-	Reparo	ER 316 L	ER 316 L	-
LASER	< 5 mm	-	-	-	He Ar

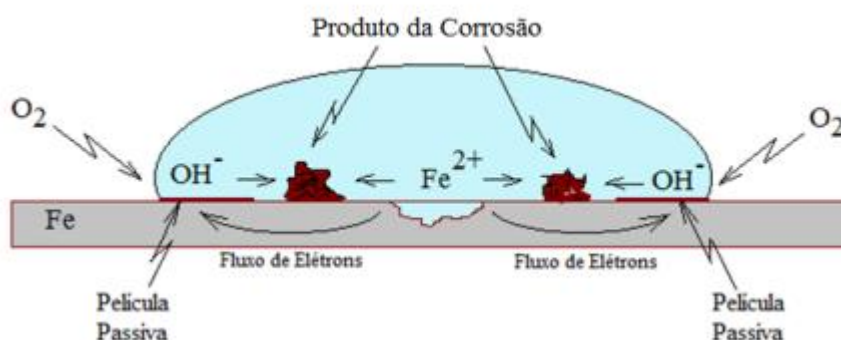
Fonte: Aperam Stainless Europe (2021)(Adaptado)

3.2 Corrosão em aços inoxidáveis

A corrosão é definida como a reação química ou eletroquímica entre um material, geralmente metálico, e o ambiente no qual está inserido, resultando em sua deterioração ou perda de propriedades (Khoshnaw, 2023). Woly nec (2013), estima-se que 90% dos fenômenos de

corrosão ocorram em meios aquosos, 8% sejam atribuídos à oxidação e corrosão a quente, 1,8% ocorram em meios orgânicos, e apenas 0,2% correspondam à corrosão por metais líquidos. A corrosão ocorre devido à troca de elétrons entre o ânodo e o cátodo em uma solução condutora. A Figura 8 ilustra esquematicamente o processo de reações corrosão de uma chapa metálica com uma gota de água salina sobre sua superfície.

Figura 8 - Mecanismo de corrosão de material metálico em meio aquoso salino

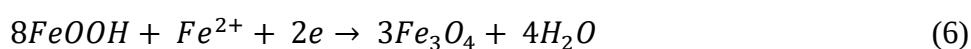
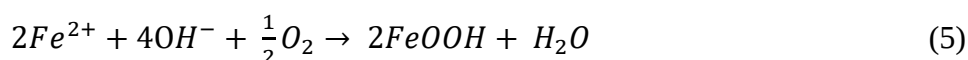


Fonte: Lacerda (2015)

Lacerda (2015) explica que na região central da gota salina, ocorre a reação anódica, um processo de oxidação no qual há formação de íons ferrosos e liberação de elétrons, como mostrado na Equação 3. Em contrapartida, na periferia da gota, onde há maior concentração de oxigênio, ocorre a reação catódica, caracterizada pela redução, como mostrado na Equação 4.



Os elétrons necessários para a reação de redução provêm dos elétrons gerados na reação anódica, sendo transportados pela chapa metálica até a região catódica. O oxigênio utilizado na reação de redução é aquele dissolvido na gota, e, à medida que a reação prossegue, a concentração de oxigênio na gota diminui. Como consequência, novo oxigênio da atmosfera dissolve-se na gota, principalmente nas proximidades da periferia. Como resultado dessas reações, ocorre a precipitação de produtos da corrosão, cuja composição principal inclui FeOOH e Fe₃O₄ oriundo das reações representadas pelas Equações 5 e 6.



Além disso, na periferia da gota, devido à produção de hidroxila (OH^-) (conforme indicado na Equação 4), há um aumento do pH, o que favorece a formação de uma película de óxido (Fe_3O_4) na superfície do metal.

Ao considerar os aços inoxidáveis, devido a presença de elementos químicos como molibdênio, níquel, e principalmente o cromo, ocorre a formação de uma película fina (de 30 a 80 Å) e aderente à superfície do material que dificulta o contato direto do meio corrosivo com a matriz do aço, proporcionando assim, uma resistência maior à corrosão quando comparado ao aço carbono. Os aços inoxidáveis são mais susceptíveis a ocorrências de corrosão localizadas, podendo se manifestar nas principais formas como pite, frestas e intergranular (Harsimran; Santosh; Rakesh, 2021).

3.2.1 Curvas de Polarização

Segundo ASM Internacional Handbook Committee (2003), os metais que apresentam película passiva, possuem uma característica relevante denominada como curvas de polarização. O estudo destas curvas é muito importante para melhor entendimento dos processos de corrosão em meio aquoso.

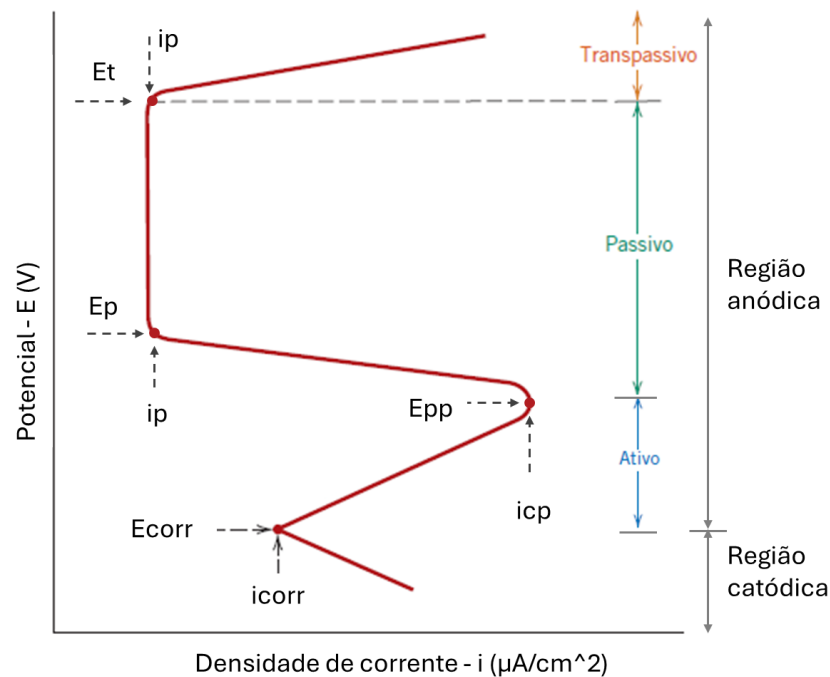
Um dos métodos eletroquímicos mais amplamente empregados para avaliar a corrosão em regime de corrente contínua (CC) é a técnica de polarização potenciodinâmica (PDP) (Umoren; Solomon; Saji, 2022). Nessa abordagem, aplica-se uma ampla faixa de potenciais ao eletrodo de teste, resultando em uma curva de polarização dominada pelo processo de oxidação. Essa curva é obtida ao se plotar o potencial aplicado como função da densidade de corrente correspondente em cada ponto medido. A partir da curva de polarização, é possível determinar o potencial de pite (E_{pite}), potencial de corrosão (E_{corr}) e a corrente ou taxa de corrosão (i_{corr}) do material avaliado sob condições específicas.

Para o arranjo experimental, é necessário utilizar dois eletrodos, sendo um contemplando o metal que terá o potencial de corrosão mensurado, denominado como eletrodo de trabalho (E_w), e o contra eletrodo denominado como eletrodo de referência (Telegdi; Shaban; Vastag, 2017). Os eletrodos de referência mais recomendados para este ensaio, são constituídos por calomelano, prata-cloreto de prata e cobre-sulfato de cobre pois atingem o seu potencial de repouso rapidamente, permite reprodutibilidade dos ensaios e permanece estável ao longo do tempo (Wolynech, 2013).

De acordo com Flitt e Schweinsberg (2005), o método potencioestático, que envolvia medições demoradas, foi amplamente substituído pela abordagem potenciodinâmica, na qual o potencial (E) do metal em corrosão é automaticamente variado ao longo do tempo. A corrente (I) necessária para manter o metal (eletrodo de trabalho) em cada potencial aplicado (E_w) é medida,

e os dados de potencial e corrente são registrados e plotados, gerando a curva de polarização experimental, na qual a densidade de corrente é dada em logaritmo com base 10, e tem como convenção a orientação positiva para corrente anódica, e negativa para catódica. Além disso, o autor explica que a magnitude de eletrodo de trabalho pode ser considerada uma medida do poder oxidante do corrosivo, sendo que o eixo $\log(i)$ reflete a taxa das reações envolvidas no processo de corrosão. Dependendo do sistema de corrosão analisado, a forma da curva experimental pode fornecer informações sobre a cinética das reações de corrosão, a formação e eficácia de uma película passiva, a capacidade de um composto atuar como inibidor de corrosão, a corrosividade relativa dos fluxos do processo e a taxa de corrosão do metal. A Figura 9 consiste em uma representação esquemática de uma curva genérica de polarização potenciodinâmica de um aço inoxidável.

Figura 9 - Curva genérica de polarização potenciodinâmica de um aço inoxidável



Fonte: Callister e Rethwisch (2016)(Adaptado)

Considerando a Figura 9, abaixo do potencial E_{corr} , não ocorre a corrosão do aço inoxidável, pois a região catódica é considerada termodinamicamente estável e não ocorre a reação de oxidação (Boniardi; Casaroli, 2022). A curva anódica mostra um comportamento ativo desde o potencial de corrosão (E_{corr}) até o ponto do potencial de passivação primária (E_{pp}) e densidade de corrente crítica de passivação (i_{cp}). Nesta região, o aço inoxidável se comporta como um aço carbono, com a taxa de corrosão aumentando conforme a tensão aumenta. A passivação começa a partir da formação do filme passivo de óxido de cromo, que na Figura 9 é

representado pela interseção do potencial de passivação primária (E_{pp}) e densidade de corrente crítica de passivação (i_{cp}).

Após a passivação, a característica eletroquímica do aço inoxidável é radicalmente modificada, pois ocorre o aumento da tensão ajustada (E) que causa uma diminuição gradual da densidade de corrente i , que se estabiliza em torno do valor i_p (densidade de corrente de passivação). Em i_p , a taxa de corrosão é extremamente baixa e pode ser considerada praticamente zero, representando nesse campo a formação do filme passivo de óxido/hidróxido de cromo, começando a proteger a matriz do aço inoxidável.

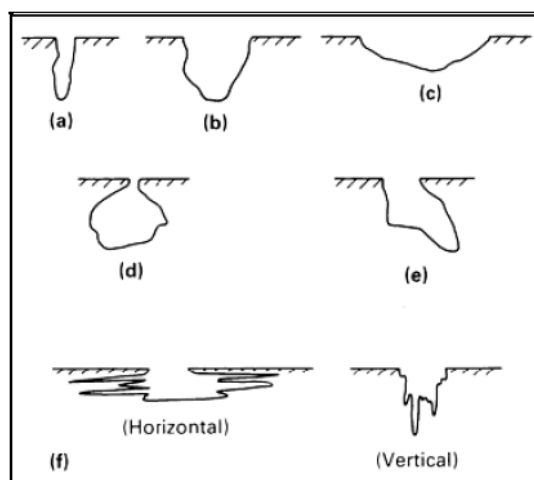
O valor de i_p é constante para um intervalo amplo de potencial E_p (potencial de passivação), até E_t (potencial de transpassivação). Acima do valor de E_t ou E_{pite} , o aço inoxidável retorna a um comportamento ativo devido à dissolução do filme de óxido de cromo, resultando em formas localizadas de corrosão onde o filme passivo foi danificado pelo ambiente.

3.2.2 Corrosão por pite

A corrosão por pite, ou puntiforme, é um fenômeno localizado que gera cavidades ou furos na superfície do material, resultando na deterioração de sua seção superficial (Lacerda *et al.*, 2020). Esse tipo de corrosão ocorre devido ao desprendimento de íons de ferro da superfície do metal, sendo particularmente comum em materiais passivados (Makhlouf; Botello, 2018).

A corrosão por pite, caracteriza-se por taxas de corrosão elevadas, com profundidades dos pites frequentemente superiores ao seu diâmetro (Mahmoodian, 2018). A Figura 10 ilustra as variações de formatos de pites que podem ocorrer em um material.

Figura 10 – Formas de pites: a) estreito e profundo; b) elípticos; c) largo e raso; d) de subsuperfície; e) subcotação; f) orientação da microestrutura.



Fonte: Libardi e Giometti (2012)

Há fatores que favorecem o aparecimento de pites no material como, por exemplo, temperaturas de trabalhos elevadas e impurezas na composição. O aumento da temperatura

intensifica o enfraquecimento do filme de óxido protetor, acelerando o processo corrosivo (Brunner, 2014). Virtanen (2009) afirma que a corrosão por pites é considerada perigosa devido à sua natureza estocástica e imprevisível, que pode levar à falha catastrófica do material e que esse fenômeno ocorre na presença de ânions agressivos, como os íons haleto, sendo os cloretos os mais propensos a desencadear o ataque no material. Para Hiromoto (2019), materiais tecnicamente relevantes como alumínio e suas ligas, ferro em estado passivo e aços inoxidáveis são suscetíveis à corrosão por pites, embora a resistência dependa fortemente da composição da liga. Em aços inoxidáveis, concentrações mais altas de cromo e molibdênio aumentam a resistência, enquanto impurezas, especialmente de enxofre, reduzem significativamente a proteção contra esse tipo de corrosão.

Os autores Libardi e Giometti (2012) e Lacerda (2015), ressaltam que para se prever a susceptibilidade de um aço à corrosão por pite é empregado o fator PREN (*Pitting Resistance Number*), que pode ser calculado utilizando a Equação 7. De modo geral, quanto maior o valor de PREN, maior será a resistência do aço inoxidável ao ataque por pites.

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3x(\%Mo + \%W) + 16x(\%N) \tag{7}$$

O Quadro 4 apresenta os diferentes tipos de aços, juntamente com os teores típicos de cromo (Cr), molibdênio (Mo) e nitrogênio (N), e os valores correspondentes do PREN (Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pites), conforme estabelecido pela *British Stainless Steel Association* (2024). Neste contexto, para a composição típica do aço AISI 316L, foi determinado o valor de PREN de 25,79, que se situou dentro do intervalo estipulado pela associação.

Quadro 4 - Valores de PREN para diferentes tipos de aços

Tipos de aços	Cr	Mo	N	PREN
Ferrítico				
430	16.0-18.0	NS	NS	16.0-18.0
434	16.0-18.0	0.9-1.4	NS	19.0-22.6
Austenítico				
304	17.5-19.5	NS	0.11 máx	17.5-20.8
304LN	17.5-19.5	NS	0.12-0.22	19.4-23.0
316/316L	16.5-18.5	2.0-2.5	0.11 máx	23.1-28.5
316LN	16.5-18.5	2.0-2.5	0.12-0.22	25.0-30.3
Duplex				
2202	22.0	0.4	0.20	26.5
SAF 2304	22.0-24.0	0.1-0.6	0.05-0.20	23.1-29.2

Fonte: *British Stainless Steel Association* (2024)(Adaptado)

3.2.3 Corrosão em frestas

A corrosão por frestas é considerada uma subcategoria da corrosão por pites, caracterizada por um gradiente de pH entre o meio confinado dentro da fresta e o meio externo, resultando na despassivação da superfície metálica na região da fresta, intensificando o processo corrosivo na abertura (Khoshnaw, 2023). É uma forma de corrosão comum nos metais, ocorrendo frequentemente em locais onde pequenas quantidades de solução eletrolítica ficam estagnadas, como em flanges, parafusos e porcas (Birbilis; Hinton, 2011).

Esse tipo de corrosão decorre da formação de uma célula eletroquímica local, causada pela diferença na concentração de oxigênio entre a abertura da fresta e seu interior (Virtanen, 2009). A abertura, onde a concentração de oxigênio é maior, ocorre a reação catódica, enquanto o interior, com menor concentração de oxigênio, se torna a região anódica e sofre corrosão (Corlett; Eiselstein; Budiansky, 2010).

De acordo com Lacerda (2015) e Kelly e Lee (2018), a corrosão por frestas envolve três processos fundamentais, sendo eles, as reações eletroquímicas, reações químicas homogêneas e transporte de massa. As reações eletroquímicas incluem tanto a dissolução metálica quanto reações de redução, enquanto as reações químicas homogêneas abrangem hidrólise, precipitação e reações de oxidação/redução homogêneas de espécies dissolvidas (Corlett; Eiselstein; Budiansky, 2010). Já o transporte de massa, por difusão e convecção, tende a reduzir as diferenças entre as condições da região da fresta e aquelas da superfície exposta, porém as pequenas aberturas das frestas restringem severamente esse transporte, resultando em grandes diferenças de concentração e de potencial eletroquímico entre as duas regiões (Lacerda, 2015).

A geometria da fresta, em particular sua abertura e profundidade ou comprimento, desempenha um papel crucial na iniciação e propagação da corrosão. Em geral, frestas mais estreitas intensificam o processo corrosivo (Virtanen, 2009).

A composição química do meio também influencia a corrosão por frestas, pois a concentração de íons agressivos ao longo do tempo dentro da fresta pode levar à ruptura da camada passiva do metal (Lacerda, 2015). O autor acrescenta que o pH da solução é outro fator determinante pois valores mais alcalinos tendem a retardar a iniciação do processo corrosivo, pois potenciais mais anódicos, promovidos pela presença de oxidantes dissolvidos como oxigênio ou cloro, aumentam a suscetibilidade à corrosão por frestas. A temperatura, por sua vez, atua como catalisador, acelerando o processo corrosivo, sendo, portanto, um parâmetro essencial em ensaios de corrosão acelerada (Virtanen, 2009).

Conforme *ASM International Handbook Committee*, (2003), embora os aços inoxidáveis sejam reconhecidos como suscetíveis à corrosão por frestas, a adição de elementos como níquel, cromo, molibdênio e nitrogênio pode aumentar sua resistência a esse tipo de ataque.

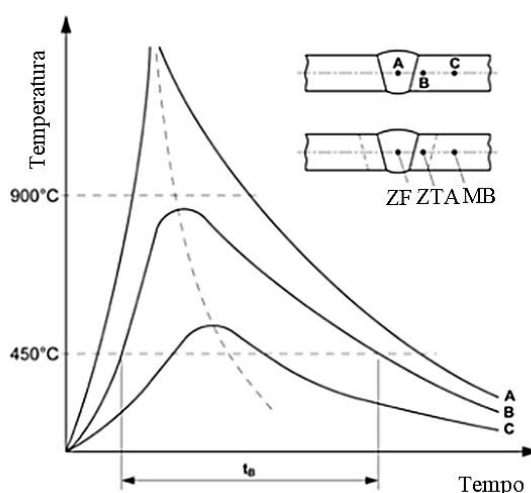
3.2.4 Corrosão Intergranular

A sensitização é um fenômeno que ocorre em aços inoxidáveis devido à precipitação de carbonetos de cromo, o que pode levar à corrosão intergranular quando o material é exposto a ambientes específicos (Lacerda, 2015). Nesse processo, a redução localizada da resistência à corrosão ocorre principalmente nas regiões de contorno de grão, onde a precipitação de carbonetos de cromo provoca o empobrecimento do teor de cromo, tornando essas áreas mais suscetíveis à corrosão (Boniardi, Casaroli, 2022; Guiso *et al.*, 2022; Virtanen, 2009). Esse efeito é especialmente crítico quando o aço inoxidável é submetido a temperaturas na faixa de 450°C a 900°C, como durante a soldagem ou tratamentos térmicos inadequados (Kanjaprayut; Siripongsakul; Promdirek, 2024).

A corrosão intergranular (IGC – *Intergranular Corrosion*) é uma forma localizada de corrosão influenciada pela microestrutura do material, caracterizada pela diferença eletroquímica entre os contornos de grão da liga e a microestrutura da matriz ou regiões adjacentes (Biribilis, Hinton, 2011; La Fuente, 2022). Como consequência desse processo, a composição química da massa metálica cai abaixo do limite de passivação (10,5% de cromo), dando origem à corrosão intergranular, mesmo em ambientes apenas levemente agressivos (Boniardi; Casaroli, 2022).

A Figura 11 apresenta um diagrama representando as três zonas distintas de um material soldado, destacando aquelas mais suscetíveis à corrosão intergranular. As regiões analisadas contemplam: A - Zona fundida (ZF); B - Zona Termicamente Afetada pelo calor (ZTA); C - Metal Base (MB). Dentre elas, a ZTA (B) se destaca por ser a mais vulnerável ao processo de corrosão intergranular devido à sua exposição prolongada ao intervalo de temperatura crítica, favorecendo a precipitação de carbonetos e a subsequente depleção de cromo nos contornos de grão.

Figura 11 - Susceptibilidade à corrosão intergranular de material soldado: A - Zona fundida (ZF); B - Zona Termicamente Afetada (ZTA); C - Metal Base (MB)



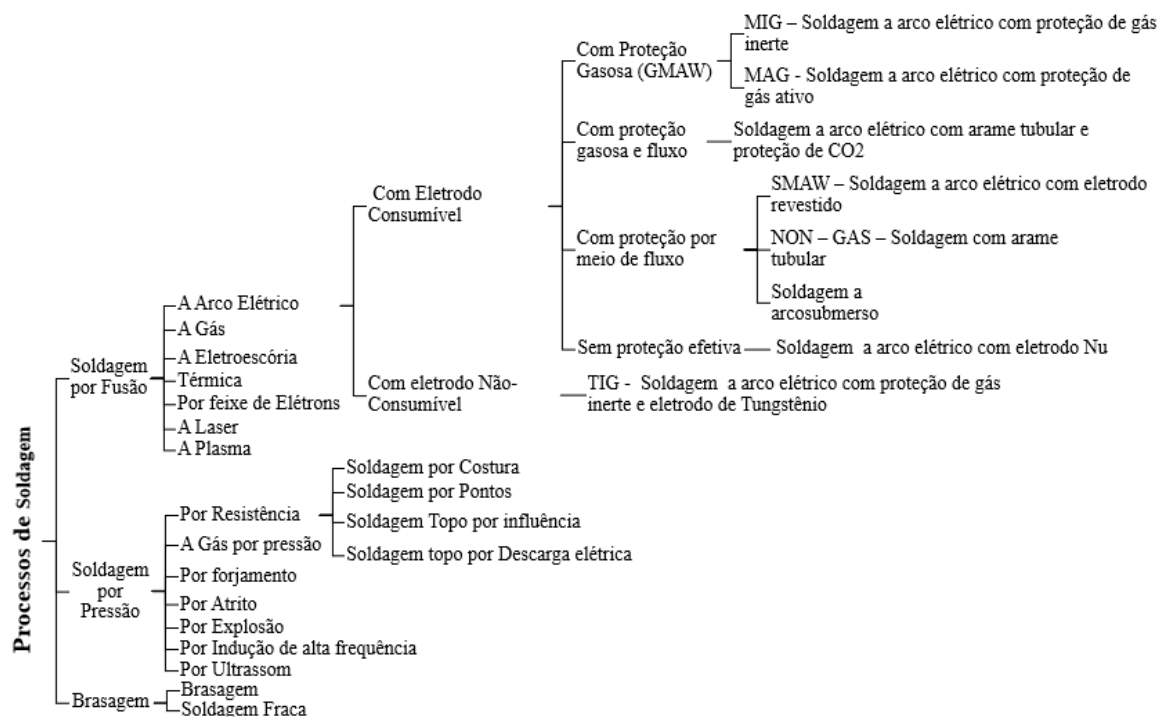
Fonte: Boniardi e Casaroli (2022) (Adaptado)

Segundo Barr *et al.* (2018) a corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos e outras ligas pode ter um impacto extremamente prejudicial em diversas indústrias, como a nuclear, estruturas navais, equipamentos de processamento de alta temperatura e turbinas, pois pode comprometer a integridade estrutural dos materiais, tornando-os mais vulneráveis a falhas devido à diminuição da resistência à corrosão nas áreas afetadas, principalmente se o ambiente de trabalho críticos.

3.3 Soldagem

A soldagem consiste no processo que visa realizar a união de duas ou mais peças metálicas ou não metálicas, garantindo na junta a continuidade das propriedades físicas, químicas e mecânicas requeridas para o desempenho funcional do conjunto (Neris, 2012). Vural (2014), pontua que a história da soldagem remonta a 4000 a.C., com os sumérios soldando metais como ouro. Em 2700 a.C., os egípcios usaram soldagem a fogo para fabricar linhas de cobre e joias. Avanços significativos ocorreram apenas no final do século XIX, quando Nikolai Bernados desenvolveu a soldagem a arco (1887), posteriormente aprimorada com novos tipos de eletrodos na década de 1920 e a soldagem a arco submerso na década de 1930. Nos anos 1940, surgiram a soldagem Heliarc para alumínio e o GTAW (1948). A soldagem com CO₂ foi introduzida em 1953, seguida por avanços como a soldagem a arco de plasma e a soldagem por feixe de elétrons nos anos 1960. Recentemente, destacam-se técnicas como soldagem por fricção e a laser (Vural, 2014). Para Neris (2012), é possível classificar os processos de soldagem com base no critério de famílias, que considera o fenômeno físico envolvido e as subdivisões de aplicações de energia. Essa classificação é apresentada de forma detalhada na Figura 12.

Figura 12 - Principais classificações de processos de soldagens



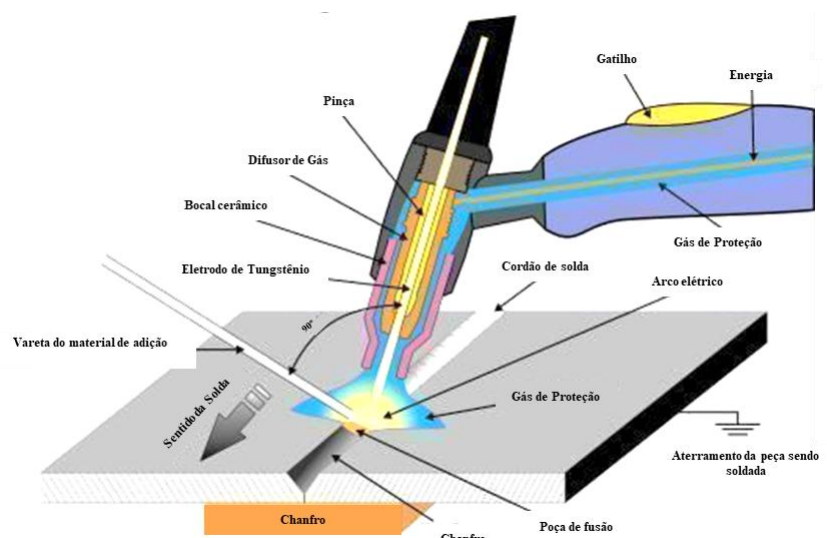
Fonte: NERIS, 2012 (Adaptado).

A soldagem desempenha um papel essencial em diversos setores industriais, apresentando uma ampla variedade de processos aplicados (Figueiredo; Valença, 2021). Há diferentes tipos de processos de soldagem, cada um distinguindo-se pelos mecanismos, preparação das juntas, consumíveis e materiais de enchimento, gases de proteção, espessura do material parâmetros e configurações do processo (Sonar *et al.*, 2024). Dentre as diversas técnicas de soldagem citadas na Figura 12, nesta pesquisa, será dado maior ênfase no processo de soldagem GTAW, também conhecido como TIG (*Tungsten Inert Gas*).

3.3.1 Soldagem GTAW ou TIG

A soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) é um processo por fusão que utiliza o arco elétrico estabelecido entre a ponta do eletrodo de tungstênio não consumível e o metal base (Singh, 2020). O arco elétrico gera calor que funde a região de união do metal base, a qual se solidifica formando a solda. Tanto o arco elétrico quanto a poça de fusão são protegidos por uma atmosfera de gases inertes, como argônio (Ar), hélio (He) ou suas misturas, o que evita a oxidação (Sonar *et al.*, 2024). Esse processo pode ser realizado com ou sem metal de adição, que, quando utilizado, é alimentado externamente e sua operação pode ser conduzida de forma manual ou mecanizada, dependendo da aplicação e das especificidades do trabalho (Modenesi, 2011). A Figura 13, mostra esquematicamente o processo de soldagem GTAW.

Figura 13 - Processo de soldagem GTAW



Fonte: DBC Oxigênio (2014)

O equipamento utilizado no processo de soldagem GTAW é composto, de forma geral, por uma fonte de energia elétrica (CC e/ou CA), uma tocha com eletrodo de tungstênio, uma fonte de gás de proteção (como argônio ou hélio) e um sistema de abertura do arco, que geralmente emprega um ignitor de alta frequência (Teixeira, 2011). Esse ignitor ioniza o gás de proteção, eliminando a necessidade de contato direto entre o eletrodo e a peça para iniciar o arco, evitando, assim, a contaminação tanto do eletrodo quanto do metal base (Brandão *et al.*, 2023). Os eletrodos no processo GTAW são feitos de tungstênio sinterizado puro ou com adições de óxidos como tório, zircônio ou outros metais que são aplicados em uma faixa de corrente utilizável que sofre variações em virtude da polaridade da corrente de soldagem e do diâmetro do eletrodo (Modenesi, 2011).

Modenesi (2011), explica que o processo GTAW utiliza-se uma fonte de energia com ajuste de corrente, permitindo soldagem em níveis baixos de até 5A. Geralmente operando em corrente contínua com eletrodo de tungstênio no polo negativo (CC-), essa configuração promove fusão eficiente do metal base e menor aquecimento do eletrodo. Para soldagem de ligas de alumínio e magnésio, onde há camadas de óxido resistentes, utiliza-se corrente alternada (CA) para facilitar a remoção do óxido, com um ignitor de alta frequência mantendo o arco aceso durante as inversões de polaridade (Stewart, 2021).

As juntas soldadas apresentam, tipicamente, três regiões distintas: a zona de fusão (ZF), que corresponde à área onde ocorre a fusão completa do material seguida de solidificação. A zona termicamente afetada (ZTA), que experimenta temperaturas suficientes para causar transformações no estado sólido sem atingir a fusão completa, e o material base (MB), que permanece inalterado ao longo de todo o processo de soldagem (Lopes; Oliveira, 2020).

O processo de soldagem GTAW apresenta diversas vantagens técnicas e operacionais, sendo amplamente reconhecido por sua precisão e qualidade. Possui excelente controle da poça de fusão, permitindo uma maior estabilidade e uniformidade no processo de soldagem (Miranda, 2009). Além disso, possibilita a realização da solda sem o uso de metal de adição, dependendo das características do material e da aplicação Teixeira (2011). Sua compatibilidade com a mecanização e automação torna o processo mais eficiente em contextos industriais. Outro aspecto relevante é sua aplicação em uma ampla variedade de metais, com a produção de soldas de alta qualidade e acabamento superior (Brandão *et al.*, 2023). O método também se destaca pela geração mínima ou inexistente de respingos, o que reduz a necessidade de limpeza posterior e melhora a produtividade (Singh, 2020). Ademais, é possível realizar a soldagem em qualquer posição, aumentando sua versatilidade em diferentes cenários.

Entretanto, o processo apresenta algumas limitações. A produtividade é relativamente baixa em comparação com outros métodos de soldagem, devido à maior complexidade e tempo necessário para sua execução. Além disso, os custos associados aos consumíveis e ao equipamento são elevados, o que pode restringir sua utilização a aplicações onde a qualidade final justifique o investimento (Neris, 2012).

3.3.2 Parâmetros de soldagem GTAW

Os principais parâmetros que devem ser consideradas para a soldagem TIG são a corrente e velocidade de soldagem, polaridade, gás de proteção, metal de adição (Miranda, 2009).

A corrente de soldagem é um dos parâmetros que mais influência na penetração da solda. Correntes mais altas proporcionam maior penetração, mas, na soldagem manual, podem exigir maior velocidade de operação, tornando esse método mais adequado para processos mecanizados, semiautomáticos ou automáticos (Teixeira, 2011). Já correntes muito baixas podem causar fusão insuficiente ou falhas no processo de adição de metal. Para minimizar a ocorrência desse tipo de defeito, é viável reduzir a velocidade de soldagem (Fratari; Schvartzman; Scotti, 2010).

A polaridade da corrente também impacta na distribuição de calor entre o eletrodo e a peça. Teixeira (2011), explica que no processo TIG, a corrente contínua com polaridade negativa (CC-) é amplamente utilizada na soldagem de aços carbono, concentrando 70% do calor no material base e 30% no eletrodo, promovendo maior penetração com um cordão de solda estreito e profundo. Em contrapartida, a polaridade positiva (CC+) distribui 70% do calor no eletrodo e 30% na peça, resultando em menor penetração e um cordão mais largo e raso, além de auxiliar na remoção de óxidos. Na corrente alternada (CA), a distribuição de calor é intermediária, sendo

indicada para soldagem de alumínio e suas ligas devido à eficiente limpeza de óxidos da superfície.

Eletrodos de tungstênio, puros ou dopados com óxidos como tório, lantânio ou cério, devem ser escolhidos de acordo com o tipo de corrente e aplicação. Para CC, o uso de eletrodos com pontas afiadas melhora a penetração e reduz o tamanho do cordão de solda, enquanto na CA, eletrodos de tungstênio puro ou com óxido de zircônio são preferíveis, pois formam pontas semiesféricas durante o processo (Modenesi, 2011).

O gás de proteção desempenha um papel crucial na estabilidade do arco, na geometria do cordão, na proteção da poça de fusão e na transferência de calor (Miranda, 2009). A seleção do tipo e da vazão do gás deve levar em consideração fatores como distância do bocal à peça, geometria da junta, intensidade da corrente, tipo de metal base e posição de soldagem, entre outros (Teixeira, 2011). Vazões inadequadas podem comprometer a eficiência da solda e a proteção contra contaminações atmosféricas.

Nos processos que requerem adição de metal, esta pode ser realizada de forma manual ou automática. Em sistemas automatizados, obtém-se maior produtividade devido à possibilidade de operar em velocidades mais elevadas. Já no processo manual, a operação é mais lenta, pois o operador precisa realizar simultaneamente a soldagem e a alimentação do metal de adição (Singh, 2020). Além disso, o aumento da velocidade de soldagem nos processos automatizados tende a reduzir a profundidade de penetração do cordão de solda, em comparação com velocidades mais baixas, que favorecem maior fusão e penetração Miranda (2009).

3.4 Eletrodeposição química

Em 1916, o professor Oliver P. Watts, da Universidade de Wisconsin, nos Estados Unidos, pioneiramente conduziu os primeiros revestimentos de níquel por eletrodeposição. Esses revestimentos resultaram na formação de um filme metálico fino, proporcionando proteção contra corrosão e conferindo resistência ao desgaste ao material (Dávalos, 2013). As propriedades desses revestimentos são influenciadas por diversos fatores, incluindo morfologia, microestrutura, teor de impurezas, tamanho do grão, porosidade, composição do banho eletrolítico, intensidade da corrente, pH, temperatura e aditivos (Dávalos, 2013). O autor ainda afirma que há diversas soluções eletrolíticas disponíveis para banhos de deposição de níquel, abrangendo sulfato, cloreto e eletrólitos de sulfamato (Dávalos, 2013).

O processo de niquelamento ocorre devido ao fenômeno conhecido como eletrólise. Conforme explica Silva (2021), a formação do revestimento de níquel se dá pela redução de íons $\text{Ni}^{2+}_{(\text{aq})}$ a $\text{Ni}_{(\text{s})}$ na superfície metálica da peça, conforme a Equação 8.



Para que ocorra esse processo, é necessário dispor de uma célula eletroquímica composta por dois eletrodos condutores. Um desses eletrodos é o material metálico a ser revestido e protegido, atuando como o cátodo. O segundo eletrodo é o material que fornecerá íons $Ni^{2+}_{(aq)}$ funcionando como o ânodo. Ambos os eletrodos devem estar imersos em uma solução aquosa ácida contendo íons que permitam a condução da corrente elétrica através da solução quando o retificador é ligado e o circuito é fechado (Silva, 2021).

A partir das contribuições de Nunes (2016), Dávalos (2013) e Silva (2021), destaca-se que o banho de níquel mais amplamente utilizado recebe o nome de seu inventor, "*Watts*", sendo o primeiro a desenvolver uma solução composta por sulfato de níquel hexahidratado ($NiSO_4 \cdot 6H_2O$), cloreto de níquel hexahidratado ($NiCl_2 \cdot 6H_2O$) e ácido bórico (H_3BO_3). As proporções desses componentes variam conforme a aplicação, gerando diversas possibilidades de soluções. O sulfato de níquel desempenha um papel fundamental, sendo a principal fonte de íons de níquel devido à sua alta solubilidade e sendo economicamente acessível e facilmente disponível comercialmente. A presença de cloreto na solução auxilia na corrosão do ânodo e aumenta a taxa de difusão dos íons de níquel. Além disso, o ácido bórico é utilizado como agente tampão no banho de *Watts* para manter o pH no cátodo próximo ao valor desejado.

Além das concentrações, os aditivos são fatores significativos que ampliam as possibilidades de soluções de banho eletrolítico. Conforme afirma Silva (2021), os aditivos são compostos orgânicos que interagem com a solução, cátodo e ânodo, podendo influenciar nas propriedades, estruturas e na aparência do revestimento.

No que tange às propriedades mecânicas do revestimento de níquel desenvolvido por meio do banho de Watts, Dennis e Such (1993) e Urcezino (2017), indicam uma elongação de 20% a 30%, uma dureza entre 150 HV a 200 HV, uma tensão interna variando de 140 N/mm² a 170 N/mm², uma tensão de ruptura de 380 N/mm² a 450 N/mm² e limite de escoamento entre 220 N/mm² e 280 N/mm². Ressalta-se que a dureza da camada de níquel eletrodepositado com uma concentração mais elevada de íons de níquel na solução, especialmente em densidades de corrente abaixo de 10 A/dm². Os resultados mais satisfatórios na obtenção do depósito são alcançados quando o pH do banho é mantido próximo a 3,5, e a temperatura é mantida em torno de 60°C contribuindo para otimizar as propriedades desejadas do revestimento de níquel (Urcezino, 2017).

3.5 *Software Thermo – Calc*

O Thermo-Calc é um *software* desenvolvido para fornecer dados termodinâmicos e de materiais essenciais a engenheiros, facilitando a tomada de decisões e impulsionando a inovação industrial. Sua origem remonta à década de 1970, no *Royal Institute of Technology* (KTH), em Estocolmo, onde os pesquisadores Bo Sundman, Bo Jansson e John Ågren, liderados pelo professor Mats Hillert, criaram uma ferramenta capaz de realizar cálculos termodinâmicos gerais. A primeira versão foi concluída em 1981, e, com o tempo, o *software* ganhou notoriedade tanto na academia quanto na indústria. Esse desenvolvimento resultou também no DICTRA, um módulo complementar focado em simulações de transformações de fase controladas por difusão.

Em 1993, para consolidar a propriedade intelectual, os pesquisadores criaram a fundação STT (*Stiftelsen för Tillämpad Termodynamik*), que apoia pesquisas em termodinâmica computacional. Em 1997, a Thermo-Calc Software AB foi fundada para atender à crescente demanda comercial e oferecer suporte aos usuários, enquanto a STT permaneceu como acionista majoritária. Desde então, a empresa tem expandido suas operações, consolidando-se como líder global no fornecimento de ferramentas computacionais para termodinâmica e ciência dos materiais.

A metodologia utilizada pelo Thermo-calc é denominada CALPHAD (*Calculation of Phase Diagrams*) que é amplamente reconhecida por prever propriedades termodinâmicas, cinéticas e outras de sistemas multicomponentes de materiais. Na Thermo-Calc Software, essa abordagem é utilizada no desenvolvimento de bancos de dados que, integrados ao *software*, permitem a previsão de propriedades de sistemas multicomponentes correspondentes a materiais reais. O método CALPHAD é baseado em modelos fenomenológicos que descrevem as propriedades das fases fundamentais, desde elementos puros até sistemas binários e ternários. Com a extrapolação desses dados, é possível prever propriedades de ligas de ordem superior, facilitando o desenvolvimento de materiais de engenharia complexos.

A vantagem do CALPHAD está em sua abordagem baseada em fases, modelando propriedades como função da composição, temperatura e pressão. Isso possibilita extrapolações precisas de dados experimentais limitados para sistemas de alta complexidade. Além da termodinâmica, o método permite calcular propriedades como mobilidade atômica, volume molar, condutividade térmica, viscosidade, tensão superficial e resistividade elétrica, consolidando-se como uma verdadeira ferramenta do Genoma de Materiais. Essa aplicabilidade abrangente o torna indispensável para o desenvolvimento e otimização de novos materiais de engenharia.

A plataforma do Thermo-Calc é multifuncional, licenciada e oferece produtos em módulos proporcionando o usuário a adquirir o pacote que melhor atende as necessidades de projetos/análises. Dentre suas diversas funcionalidades destaca-se a capacidade de calcular o estado de sistemas termodinâmicos, fornecendo *insights* como quantidades e composições das fases, temperaturas de transformação, limites de solubilidade, forças motrizes para formação de fases, atividades químicas, potenciais químicos e a construção de diagramas de fase, de potencial e de Pourbaix. Além disso, o *software* permite prever propriedades de materiais, abrangendo aspectos termofísicos, cinéticos, mecânicos e elásticos, incluindo propriedades específicas disponíveis em bibliotecas dedicadas a modelos de aço, níquel e titânio. Também é possível realizar simulações para otimizar o processamento de ligas, como a previsão de fases precipitadas durante tratamentos térmicos, crescimento/dissolução de precipitados e otimização de sistemas de escória em aplicações ferrosas e não ferrosas. Na presente pesquisa, foi utilizada a versão educacional Thermo-Calc Version 2024b, que inclui módulos específicos como Difusão (DICTRA), Precipitação (TC-PRISMA) e Metalurgia de Processo, com funcionalidades limitadas às necessidades acadêmicas (Thermo-Calc Software, 2024).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

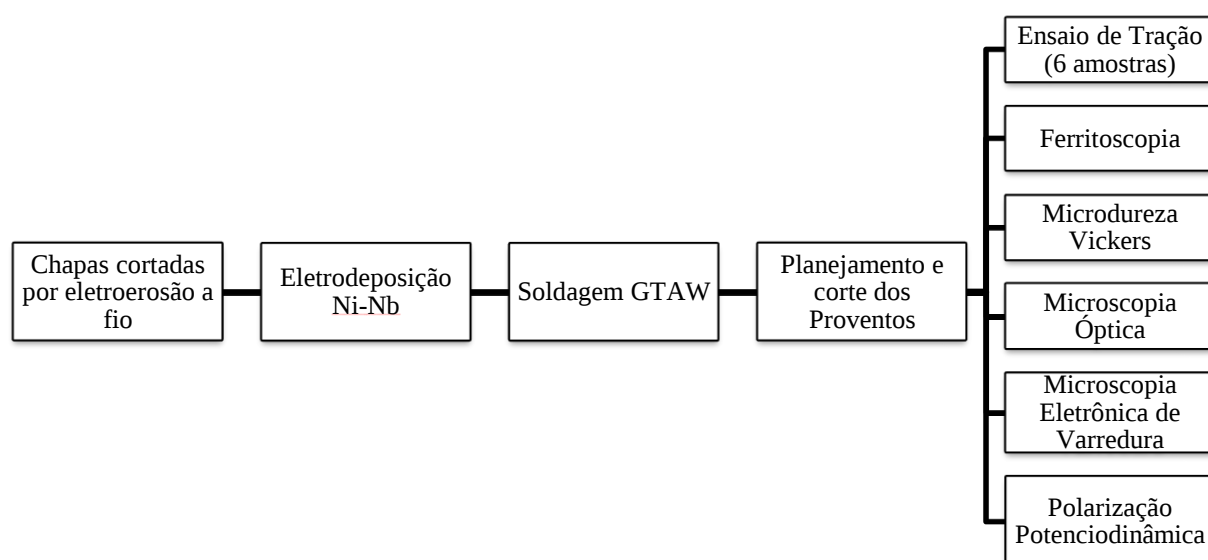
Neste capítulo, foram apresentados os procedimentos práticos executados para atingir os objetivos previamente estabelecidos. Em cada etapa, foram descritos os principais materiais, parâmetros e equipamentos utilizados, com o intuito de proporcionar uma compreensão mais clara dos passos experimentais adotados.

4.1 Materiais

O material base deste estudo foi o aço inoxidável AISI 316L, cuja composição está detalhada na Tabela 1. Este material foi doado pela Aperam na forma de chapas, com dimensões iniciais de 282 mm x 210 mm x 4 mm. As chapas recebidas foram submetidas a um processo de laminação a frio, seguidas por recozimento e decapagem, conforme o acabamento superficial especificado pela Aperam (2015).

A primeira etapa consistiu no corte por eletroerosão a fio, resultando em duas chapas com dimensões aproximadas de (181 mm x 210 mm x 4 mm). O processo de corte foi realizado no Laboratório de Usinagem da Universidade Federal de Itajubá – *Campus* Itabira, onde foi utilizado o equipamento EUROSTEC, modelo EURO FW2 com fio de molibdênio da Eroma EDM de $\varnothing=0,18\text{mm}$. As etapas experimentais posteriores estão ilustradas na Figura 14.

Figura 14 - Fluxograma dos procedimentos realizados no material 316L



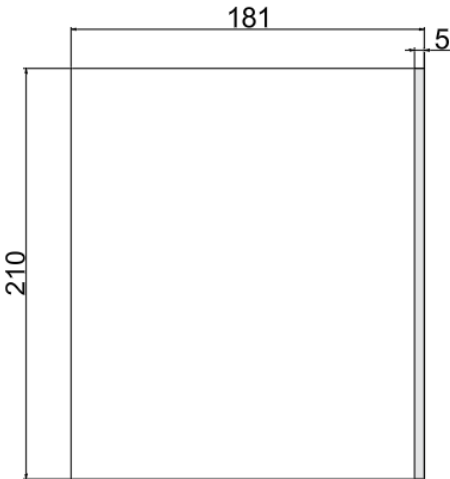
Fonte: Dados do autor (2024).

4.2 Eletrodeposição de níquel

Anterior à realização da eletrodeposição Ni-Nb, ambas as chapas foram preparadas no laboratório de metalografia da Unifei – Itabira, sendo submetidas ao processo de lixamento

manual para a retirada de sujidades aderidas na superfície do aço. Para isso foram utilizadas respectivamente, as lixas d'água 211Q, P200, P400 e P600 do fabricante 3M *Wetordry*. Em seguida, foi necessário isolar uma parte de cada chapa com fita adesiva, garantindo que apenas as extremidades ficassem expostas ao banho eletrolítico, conforme é mostrado na Figura 15. Em cada chapa, foi delimitada uma área de 0,298 dm² destinado ao niquelamento.

Figura 15 – Esquema da chapa do aço 316L demarcada



Fonte: Dados do autor (2024).

Para o banho eletrolítico foi preciso utilizar uma fonte do fabricante *Instrutherm* modelo DC Power Supply FA-3003, um agitador magnético com aquecimento da marca *Allerbest*, um termômetro, uma capela do fabricante *Spencer scientific*, um eletrodo ESAB OK 92.18, fitas para medição de pH, haste e fixadores suportes para o eletrodo e termômetro, cabos para ligações elétricas, 250 ml de solução níquel-Watts usada como solução para o banho eletrolítico e 10g de nióbio (Nb) do fabricante CBMM, com granulometria igual e inferior a 150 µm, pesado na balança de alta precisão da marca SCMADZU modelo BL320H. A solução de níquel-Watts utilizada nesta etapa é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição do banho Níquel-Watts

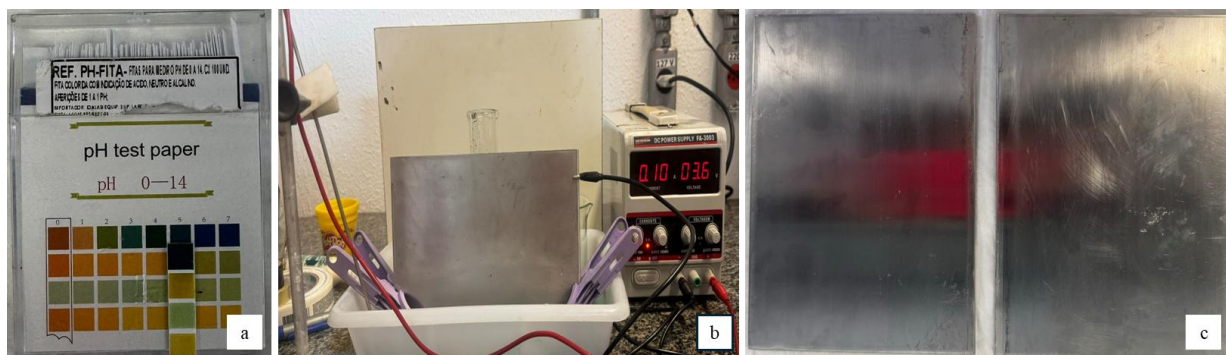
Reagentes	Pureza (%)	Concentração (mol/L)	Massa (g)
NiSO ₄	98,0	0,22	118,02
H ₂ BO ₃	99,5	0,13	33,00
ZnSO ₄	96,0	0,55	330,0
NiCl ₂	98,0	0,33	106,21
Sorbitol	70,0	0,39	134,0

Fonte: Nunes *et al.*, (2016, p. 3).

Cada chapa ficou submersa no banho eletrolítico durante 20 minutos, a uma corrente elétrica constante de 0,10 A, tensão de 3,6 V, temperatura ambiente aproximada de 25°C, pH=5

(ácido), conforme mostra a Figura 16a e Figura 16b. O eletrodo ESAB OK 92.18 foi conectado ao polo negativo da fonte atuando como ânodo, cedendo íons metálicos para o cátodo, ligado ao polo positivo, que neste experimento é representado pelas chapas do aço AISI/ASTM 316L. Ao final, ambas as chapas tiveram as áreas de interesse revestidas, conforme mostra a Figura 16c. Estima-se que a espessura do revestimento alcançada foi de aproximadamente $2,8\mu\text{m}$, conforme Anexo 1.

Figura 16 - Eletrodeposição Ni-Nb em chapas de aço 316L: a) pH da solução; b) instrumentos utilizados na eletrodeposição; c) chapas do aço após o banho de Níquel-Watts.



Fonte: Dados do autor (2024).

4.3 Soldagem GTAW

A soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) foi realizada nas regiões tratadas com banho eletrolítico de níquel-Watts enriquecido com nióbio. O processo foi conduzido utilizando o equipamento modelo TIG Galaxy 202 Digital, fabricado pela Weld Vision, conforme ilustrado na Figura 17.

Figura 17 - Máquina de soldagem TIG Weld Vision



Fonte: Weld Vision (2024)

A soldagem realizada de forma autógena, ou seja, sem a utilização de metal de adição, aplicando o gás de proteção Argônio comercial com 2% de oxigênio a uma vazão de 15 L/min. Foi aplicada uma tensão de arco de 10 V e uma corrente contínua (CC-) de 90A, configurada em polaridade direta (eletrodo negativo), visando garantir a penetração controlada e minimizar a zona termicamente afetada (ZTA). A soldagem foi realizada manualmente com uma velocidade de avanço, de aproximadamente 2,0 mm/s, com chanfros em I, com ângulo da tocha de 15°. A Figura 18 mostra as chapas do aço inoxidável 316L soldadas.

Figura 18 - Chapas de aço austenítico 316L soldadas



Fonte: Dados do autor (2024).

4.4 Planejamento e corte dos proventos

Após a soldagem, foi necessário cortar os corpos de prova para a realização dos ensaios de tração, polarização potenciodinâmica, ferritoscopia, medição de microdureza e análises metalográficas. Com o auxílio do *software* AutoCad 2025, foi elaborado o desenho dos proventos contemplando 6 CPs para ensaios de tração conforme preconiza a ASTM E8/E8M – *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, 2 corpos de provas quadrado com lado de 10 mm para os demais ensaios e análises metalográficas.

Os cortes foram realizados por eletroerosão a fio, utilizando o equipamento EUROSTEC, modelo EURO FW2 com fio de molibdênio da Eroma EDM de $\varnothing=0,18\text{mm}$, no Laboratório de Usinagem da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI), localizado na cidade de Itabira. Este processo, caracterizado por alta precisão e acabamento superficial superior, foi conduzido em ambiente controlado para garantir a integridade dimensional e a qualidade das amostras. A Figura 19 mostra o material no processo de corte por eletroerosão a fio.

Figura 19 - Corte por eletroerosão dos proventos

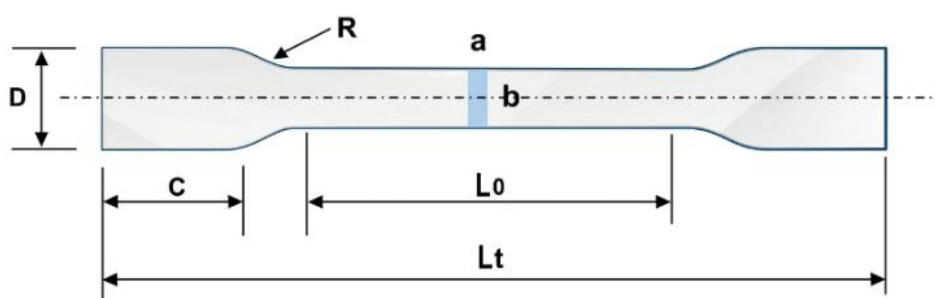


Fonte: Dados do autor (2024).

4.5 Ensaio de tração

O ensaio de tração realizado teve como base a norma técnica ASTM E8M – Métodos de Ensaio Padronizados para Ensaio de Tração de Materiais Metálicos na qual estabelece parâmetros e geometria adequada do corpo de prova, com a finalidade de assegurar confiabilidade e reprodutibilidade dos resultados (ASTM, 2015). A Figura 20 apresenta a geometria padrão de um corpo de prova retangular, conforme especificado pela norma mencionada, destacando as dimensões principais: D , correspondente à largura da seção; R , que representa o raio do filete; c , que indica o comprimento da seção de aderência; b , referente à largura; L_0 , que especifica o comprimento útil; e L_t , correspondente ao comprimento total.

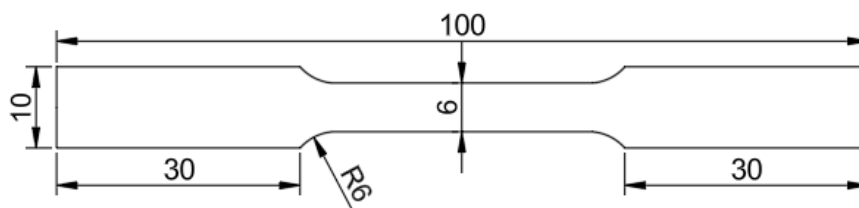
Figura 20 - Corpo de prova seção retangular para ensaio de tração



Fonte: Biopidi (2022).

Com base na geometria especificada pela norma ASTM E8M, foram projetados no AutoCAD seis corpos de prova com dimensões expressas em milímetros, conforme ilustrado na Figura 21. Dentre eles, três são constituídos exclusivamente por metal base, enquanto os outros três incluem o cordão de solda em sua composição.

Figura 21 - Projeto do corpo de prova para o ensaio de tração



Fonte: Dados do autor (2024).

O ensaio foi realizado em uma máquina universal, onde o corpo de prova é fixado, e uma força axial é aplicada, induzindo a deformação do material até a fratura. A tensão, expressa em Megapascal (MPa) ou Newton por milímetro quadrado (N/mm²), é calculada dividindo a força pela área da seção inicial do corpo de prova. Em máquinas universais específicas, os dados são coletados e processados durante o procedimento, permitindo a análise posterior das informações do material (ASTM, 2015; Kumar *et al.*, 2022). Neste trabalho, os testes de tração foram realizados no Laboratório de Ensaos Mecânicos da UNIFEI, utilizando a máquina universal ARMS – FIND modelo WDW-100E, conforme mostrado na Figura 22.

Figura 22 - Máquina universal EMIC para ensaio de tração



Fonte: Dados do autor (2024).

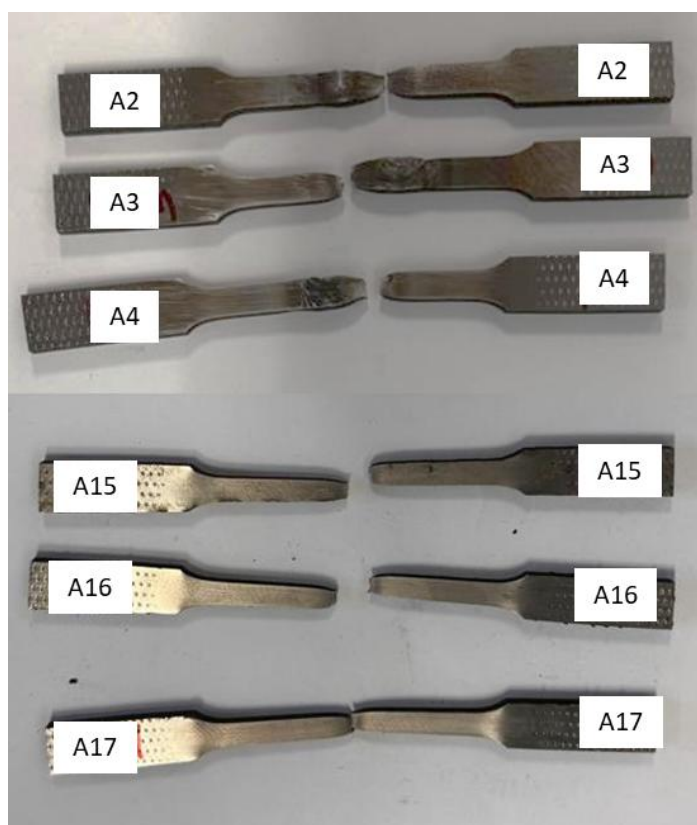
A Tabela 5 apresenta os dados iniciais de comprimento útil, largura e espessura média de cada corpo de prova antes da realização do ensaio de tração. Já a Figura 23 ilustra os corpos de prova fraturados após a execução do ensaio, devidamente identificados para a continuidade das análises subsequentes.

Tabela 5 - Dimensões iniciais dos corpos de prova para o ensaio de tração

Amostra	Largura média (mm)	Espessura média (mm)	Cumprimento Útil (mm)
Nº 2	6,04	3,95	42,19
Nº 3	6,02	3,95	42,30
Nº 4	6,03	3,95	42,31
Nº 15	6,19	3,95	39,45
Nº 16	6,24	3,95	39,78
Nº 17	6,14	3,95	39,28

Fonte: Dados do autor (2024)

Figura 23 - Corpos de prova após ensaio de tração



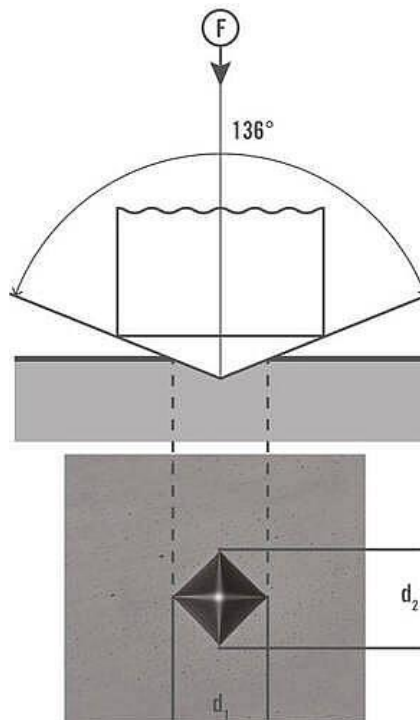
Fonte: Dados do autor (2024).

4.6 Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado com o objetivo de mensurar a microdureza do material na região de solda. Para isso, foram adotadas as diretrizes da norma ASTM E384-22 - *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials* na qual estabelece que um indentador piramidal com ângulo de interface de 136° precisa ser pressionado na peça de trabalho com uma carga definida em gramas-força. Segundo Gontarski, Casali e Mikowski (2021), o valor

da microdureza Vickers é dada pelo quociente entre a força de teste aplicada e a área da superfície da indentação residual na amostra. Para determinar a área da indentação piramidal residual, utiliza-se a média das duas diagonais d_1 (em mm) e d_2 (em mm), conforme Figura 24.

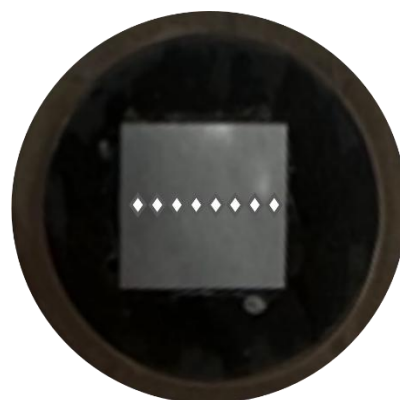
Figura 24 - Indentação piramidal e diagonais impressas no material para dureza Vickers



Fonte: Dados do autor (2024).

No laboratório de metalografia da UNIFEI – Campus Itabira foi utilizado o microdurômetro WILSON modelo 402 MVD para a medição a dureza Vickers na amostra do aço 316L que contemplava a região solda. Foram realizadas 30 medições aplicando uma carga de 200 gramas-forças durante 10 segundos, com o objetivo de obter o perfil de microdureza do material. A Figura 25 mostra o esquema ilustrativo da medição da microdureza Vickers.

Figura 25 - Esquema de medição de microdureza Vicker no aço 316L



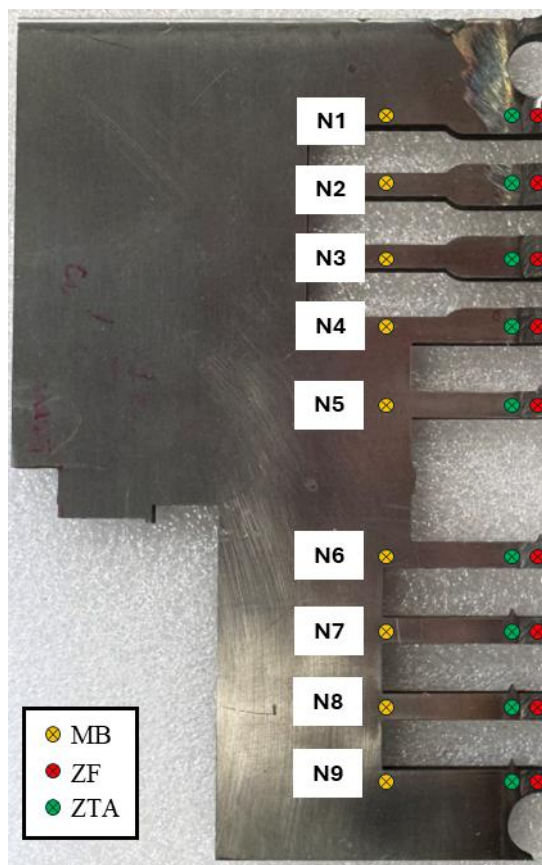
Fonte: Dados do autor (2024).

4.7 Ferritoscopia

A ferritoscopia, técnica metalográfica não destrutiva, avalia a quantidade e distribuição de ferrita em microestruturas por meio de um ferritoscópio, que utiliza indução magnética para medições precisas em aços austeníticos e duplex (Silva *et al.*, 2024; Fischer, 2023). Antes de usar o ferritoscópio, é recomendado calibrar a sonda ou transdutor usando padrões de calibração rastreáveis contendo indicações em números de ferrita e valores de %Fe. Ao posicionar a sonda no local de medição, é realizada a leitura instantânea do percentual de ferrita.

Neste trabalho, o ensaio de ferritoscopia foi conduzido no laboratório de Metalografia da UNIFEI (Itabira), utilizando o ferritoscópio digital do modelo FMP30 da marca Fischer. Para a realização do ensaio, o ferritoscópio foi devidamente calibrado com padrões de ferrita base, de 10,2%Fe, 0,59%Fe, 32,4%Fe, 2,84%Fe e 59,8%Fe. Utilizando a chapa cortada como corpo de prova, foram efetuadas o total de 27 medições, concentrando-se nas regiões de MB, ZTA e ZF. A Figura 26 ilustra os pontos aproximados que foram realizados as medições.

Figura 26 - Pontos de realização de ferritoscopia



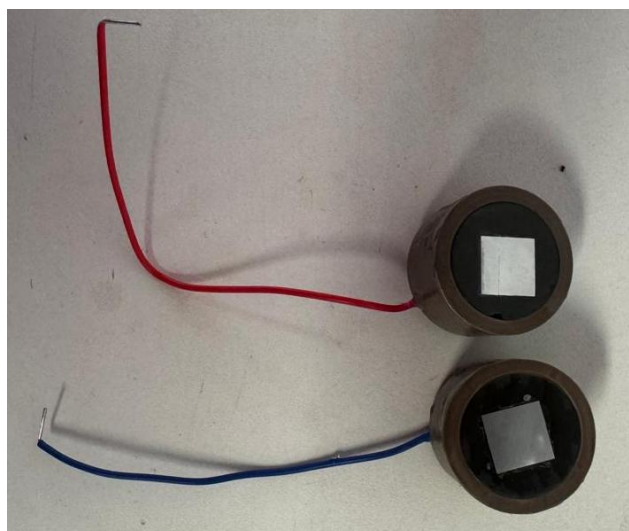
Fonte: Dados do autor (2024).

4.8 Polarização Potenciodinâmica

Inicialmente, no Laboratório de Usinagem da Universidade Federal de Itajubá – *Campus Itabira* foram cortados, por eletroerosão a fio, dois corpos de prova quadrados com 10 mm de lado, sendo um contemplando o cordão de solda e outro exclusivamente do metal base.

Visando facilitar as conexões com o circuito do potenciostato, foi soldado um fio de cobre de aproximadamente 10 cm, em cada amostra. Em seguida, as amostras foram embutidas em resina poliéster separadamente, deixando a área de 1 cm² exposta ao meio, conforme mostrado na Figura 27. Com a finalidade de retirar os resíduos da resina, as amostras foram lixadas com lixas d'água P600. É importante destacar que a amostra com o fio vermelho corresponde à amostra com cordão de solda, enquanto a amostra com o fio azul refere-se àquela retirada do metal base.

Figura 27 - Amostras preparadas para o ensaio de polarização potenciodinâmica



Fonte: Dados do autor (2024).

Para a realização dos ensaios de polarização potenciodinâmica, no laboratório de Metalografia da UNIFEI - Campus Itabira, utilizou-se o potenciostato EmStat3, da marca PalmSens. A célula eletroquímica empregada consistiu em um copo de vidro com capacidade de 250 ml, onde foi inserida a solução aquosa contendo 3,5% (massa) de NaCl. Na tampa do recipiente, foram equipadas o eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS), o contra eletrodo de platina e o eletrodo de trabalho (amostra), conforme é mostrado na Figura 28.

Figura 28 - Montagem para a realização do ensaio de polarização

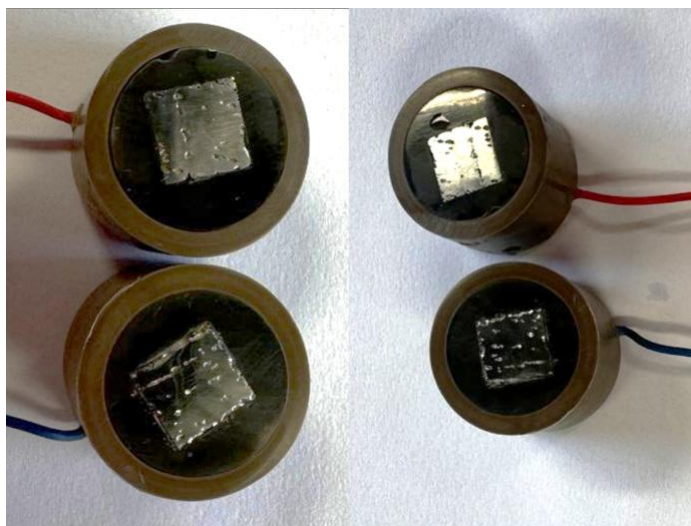


Fonte: Dados do autor (2024).

Os ensaios ocorreram à temperatura ambiente e foram repetidos duas vezes para cada corpo de prova. Após cada ensaio, as etapas de lixamento eram realizadas novamente a fim de retornar o estado inicial da amostra, ou seja, superfície plana e sem pites.

Cada amostra ficou submersa na solução por 12000 segundos (~3h20min), e foram aplicados potenciais variando de -1 V a 1 V, com uma taxa de varredura de 0,000167 V/s. A Figura 29 mostra os corpos de prova após a execução dos ensaios.

Figura 29 - Amostras após os ensaios de polarização potenciodinâmica



Fonte: Dados do autor (2024).

4.9 Microscopia óptica

A micrografias ópticas (MO) foram realizadas no laboratório de Metalografia da UNIFEI - Campus Itabira utilizando o microscópio óptico metalográfico da marca OPTONTM, conforme Figura 30.

Figura 30 - Microscópio óptico utilizado no trabalho



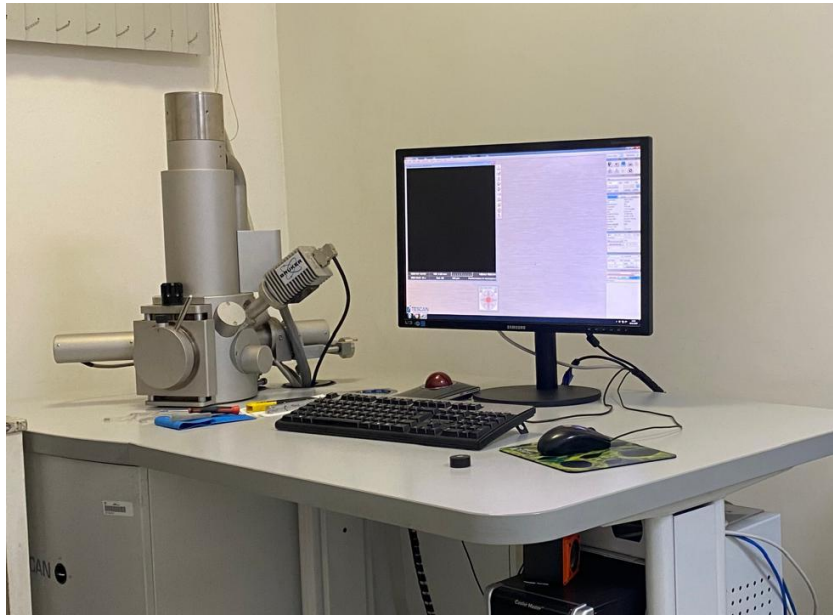
Fonte: Dados do autor (2024).

Antes da realização da microscopia óptica (MO), foi necessário preparar uma amostra do aço inoxidável austenítico 316L, que contemplava as três regiões de interesse: metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). Utilizou-se lixas d'água 211Q com granulometrias P200, P400, P600, P1200 e P2200, fabricadas pela 3M Wetordry, para o lixamento. Posteriormente, a amostra foi polida e atacada com água régia (solução concentrada de ácido clorídrico (HCl) e ácido nítrico (HNO₃) na proporção de 3:1). Em seguida, a amostra foi colocada no microscópio óptico, possibilitando observar a morfologia da microestrutura do material após a eletrodeposição Ni-Nb e soldagem TIG. Além disso, também foram realizadas micrografias das superfícies das duas amostras corroídas no ensaio de polarização potenciodinâmica.

4.10 Microscopia eletrônica de varredura

As micrografias eletrônicas de varredura foram realizadas no Laboratório de Ensaios de Materiais da Unifei – Campus Itabira utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV), da marca Tescan VEGA 3 - Bruker modelo 410M. A Figura 31 mostra o equipamento que foi utilizado na realização das micrografias eletrônicas deste trabalho.

Figura 31 - Microscópio eletrônico de varredura



Fonte: Dados do autor (2024).

Foram realizadas micrografias de uma amostra na qual contemplava as três regiões de interesse (MB, ZTA e ZF). Posteriormente, foram obtidas imagens das superfícies de fratura após a realização de ensaios de tração.

5 RESULTADOSE DISCUSSÕES

5.1 Caracterização Microestrutural

A realização de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) com elétrons secundários permitiu a identificação das morfologias das microestruturas na superfície da amostra, com ênfase na região de solda. A Figura 32 apresenta micrografias do aço AISI 316L, tratadas quimicamente com solução de água-régia à temperatura ambiente por aproximadamente 2 segundos, revelando as características morfológicas das microestruturas. A Figura 32a mostra a imagem obtida por MEV da região da amostra, na qual é possível identificar distintas morfologias na região de solda, destacadas por linhas vermelhas. Essas regiões incluem a zona fundida (ZF), a linha de fusão, a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB).

A Figura 32b apresenta a microestrutura da região do metal base (MB), composta pela matriz austenítica do aço inoxidável AISI 316L, caracterizada por grãos com a morfologia típica poligonal, com tamanhos calculados conforme os critérios estabelecidos na norma ASTM E112, resultando no número ASTM 9,76 (diâmetro médio de cerca de 12 μm), em conformidade com os resultados de Teixeira *et al.* (2023). Além disso, são observadas maclas, bem como grãos deformados no sentido da laminação. Segundo Silva, Fonseca e Santos (2010) e Tiedra e Martín (2013) a presença de maclas e grãos poligonais são características típicas de uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), na qual constitui a austenita. Ademais, Marques *et al.* (2020) e Teixeira *et al.* (2023), apontam que as maclas possivelmente se formaram devido a tratamentos térmicos prévios ou deformações introduzidas durante o processo de fabricação do aço.

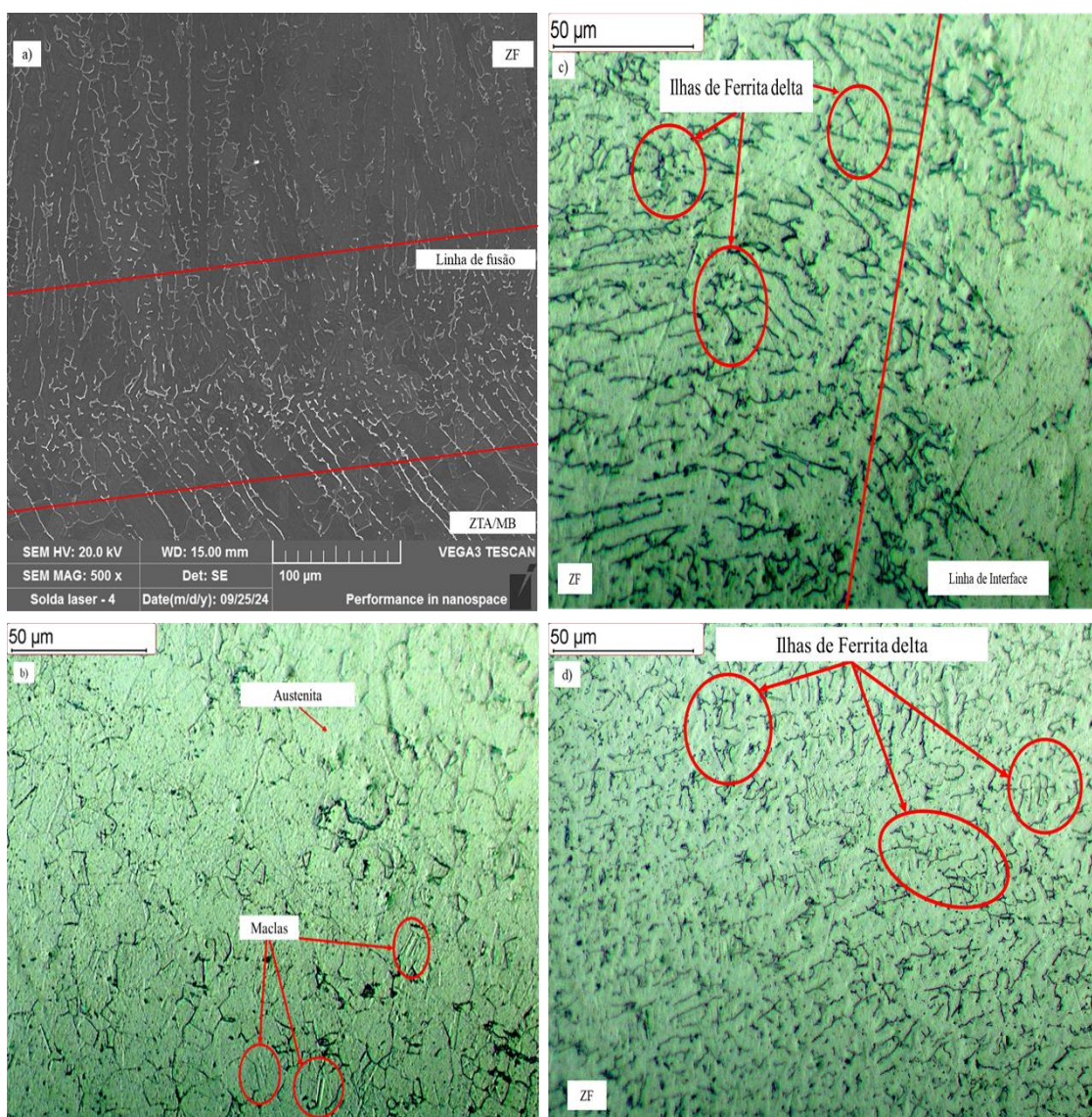
A Figura 32c, destaca a região de transição e zona fundida (ZF) onde é possível identificar uma redução significativa dos tamanhos de grãos, caracterizado pelo efeito térmico do resfriamento brusco, resultante do ciclo térmico imposto durante o processo de soldagem. Conforme critérios da ASTM E112 foi encontrado o número ASTM 12,32 (diâmetro médio de cerca de 5 μm) dos grãos da região. Guilherme *et al.* (2014), identificou a formação de ferrita delta (δ) vermicular no interior dos braços das dendritas nas regiões de ZTA e ZF, uma característica estrutural descrita na literatura e comumente encontrada em materiais fundidos.

Na ZTA é possível identificar na microestrutura do material a presença de ferrita delta (δ) na matriz predominantemente austenítica. De acordo com Silva, Fonseca e Santos (2010), após a soldagem, a solidificação primária dos aços inoxidáveis austeníticos pode ocorrer tanto na forma de austenita quanto de ferrita delta (δ) (fase de alta temperatura), pois com o tempo, sob condições de resfriamento em equilíbrio, a ferrita sofre uma transformação gradual em austenita. No entanto, os autores enfatizam que, em processos nos quais a energia empregada na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos é reduzida, não há tempo suficiente para que a ferrita delta (δ)

se transforme completamente em austenita, resultando na permanência de uma quantidade residual significativa dessa fase (ferrita delta (δ)) na microestrutura, coexistindo com a matriz de austenita.

A Figura 32d apresenta a região correspondente à zona fundida (ZF), onde se observa o aumento de ilhas de ferrita delta (δ) dispersas na matriz predominantemente austenítica. Nota-se também um crescimento pronunciado no tamanho dos grãos na ZF em comparação com a zona termicamente afetada (ZTA). Na ZF, o tamanho médio dos grãos foi classificado como número ASTM 9,78, correspondente a aproximadamente 12 μm .

Figura 32 -Micrografias da superfície do aço AISI 316L: a) região da solda – MEV; b) metal base - MO; c) região de transição - MO; d) zona fundida – MO

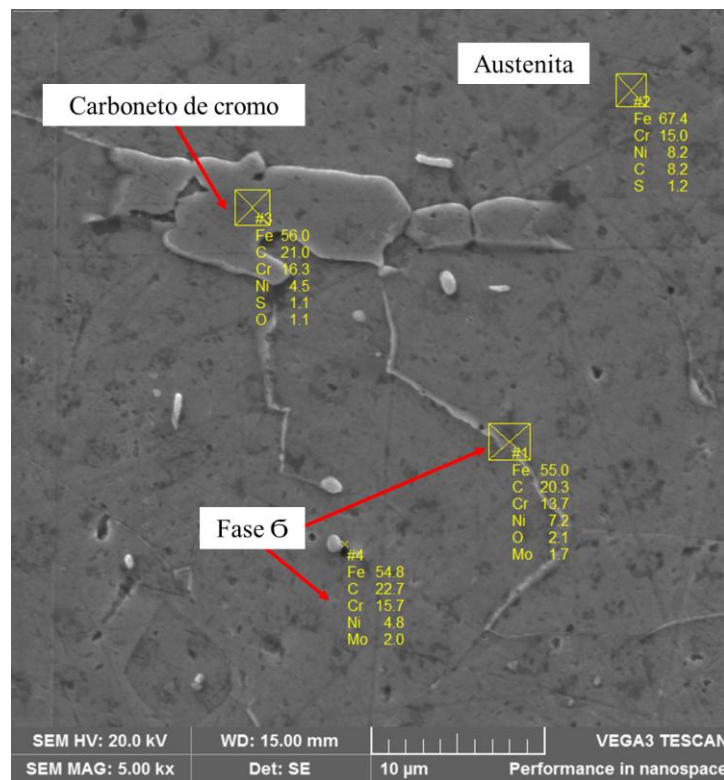


Fonte: Dados do autor (2024).

Com a aplicação da técnica de espectroscopia de raios-X por energia dispersiva (EDS) acoplada ao MEV, foi possível realizar uma análise semiquantitativa dos elementos químicos presentes no material. A Figura 33 apresenta o espectro obtido na superfície do aço soldado AISI

316L, indicando a possível presença da fase sigma (σ) ao longo dos contornos de grão, atribuída à presença de molibdênio, além da possível precipitação de carbonetos metálicos, como carbonetos de ferro e de cromo. A presença destas fases são descritas na literatura. Segundo ASM Handbook (1992), em regiões de solda os principais precipitados que acometem os aços austeníticos são a ferrita delta (δ), os carbonetos metálicos $M_{23}C_6$, a fase sigma (σ), caracterizada por carbonetos ricos em cromo e molibdênio, e, em menor proporção, os carbonetos metálicos M_6C . A presença destas fases intermetálicas, são oriundas da transformação da ferrita delta (δ) em fase sigma (σ) em temperaturas que variam de 500 °C a 850 °C, e em fase chi (χ) na faixa de 650°C a 950 °C. Ambas as fases tem a taxa de precipitação aumentada em altos teores de cromo e molibdênio.

Figura 33 - EDS da superfície do material



Fonte: Dados do autor (2024).

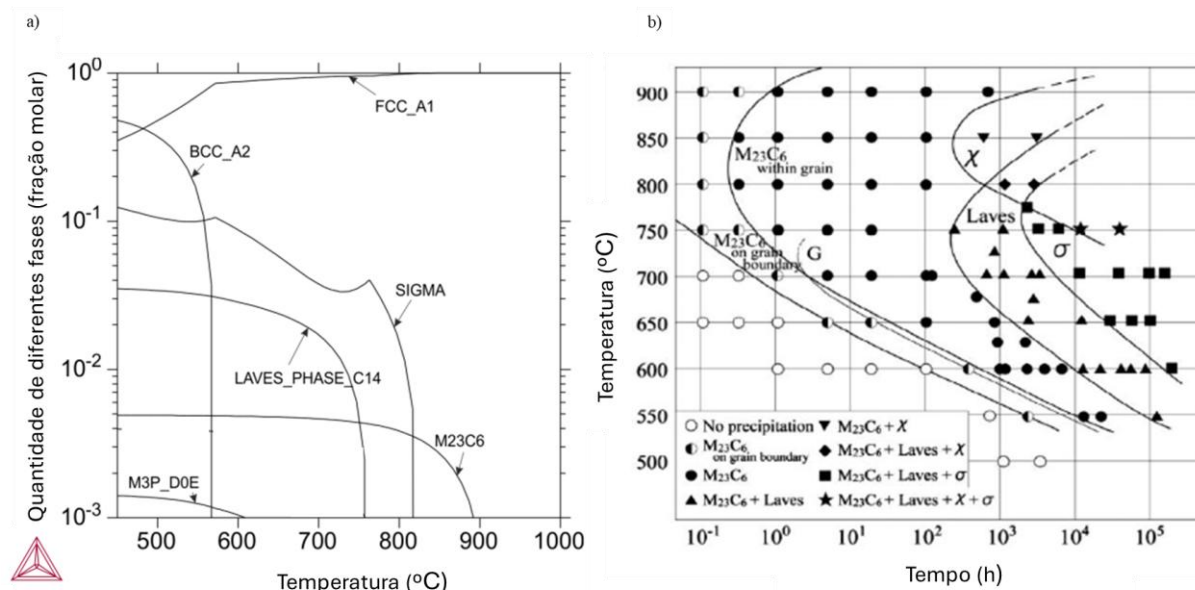
De acordo com Rodrigues (2013), os diagramas de transformação por resfriamento desempenham um papel importante na metalurgia, permitindo prever a estrutura do aço em função da velocidade de resfriamento após a austenitização. No entanto, o autor destaca que, para produtos de soldagem, esses diagramas são complexos por dependerem de variações de velocidades de resfriamento e composições do material o que torna difícil a obtenção dos mesmos. Segundo Cruz Neto (2018), o processo de solidificação da soldagem ocorre com taxas de resfriamento altas, na faixa de 40°C/s a 50°C/s.

Embora o *software* Thermo-Calc possua a capacidade de gerar diagramas de solidificação e de precipitação (TTP) fora do equilíbrio, como os aplicados à soldagem de aços contendo mais de três elementos químicos em sua composição, essas funcionalidades estão limitadas a módulos específicos que não estão incluídos na versão Educacional. Em razão disso, para a análise das possíveis fases presentes na região de solda, neste trabalho serão utilizados os diagramas de quantidades das fases em função da temperatura do aço AISI 316L e o diagrama TTP (Tempo-Temperatura-Precipitação) do aço AISI 316, conforme apresentado por Yang e Busby (2014) e ilustrado na Figura 34.

A Figura 34 representa o diagrama correspondente à composição típica do aço AISI 316L. A Figura 34a, elaborada com o auxílio do *software* Thermo-Calc, ilustra as quantidades das diferentes fases em função da temperatura, em graus Celsius. Observa-se que a austenita (FCC_A1) é a fase predominante no intervalo de temperaturas entre 450 °C e 1000 °C, com tendência de aumento para temperaturas superiores a 1000 °C. Esse comportamento é esperado, pois a austenita constitui a matriz do aço em estudo. De acordo com Thermo-Calc (2025), a ferrita delta (BCC_A2) está presente até aproximadamente 580 °C, sendo também uma fase esperada, já que a ferrita delta (δ) é considerada ferrita de alta temperatura. A fase Laves (LAVES_PHASE_C14) é identificada na faixa de 450 °C a cerca de 770 °C, enquanto a fase sigma (SIGMA) ocorre entre 450 °C e aproximadamente 820 °C. Além disso, observa-se a possibilidade de precipitação de carbonetos metálicos com alto teor de cromo (M23C6) no intervalo de 450 °C a aproximadamente 890 °C e de fosfetos intermetálicos (M3P_D03) entre 450 °C e cerca de 605 °C.

A Figura 34b apresenta o Diagrama TTP (Tempo-Temperatura-Precipitação) para o aço AISI 316, obtido experimentalmente por Yang e Busby (2014). Na Figura 34b, observa-se que os carbonetos de cromo podem se formar rapidamente nos contornos de grãos (M23C6 *on grain boundary*) em temperaturas acima de 750 °C. Abaixo da curva de M₂₃C₆ nos contornos de grãos, o diagrama indica que não ocorre precipitação de fases intermetálicas. A precipitação de carbonetos no interior do grão ocorre de forma mais demorada, assim como as fases Laves (η), Chi (χ) e Sigma (σ).

Figura 34 - Aço AISI 316L a) diagrama de formação de fases em função da temperatura; b) curva TTP



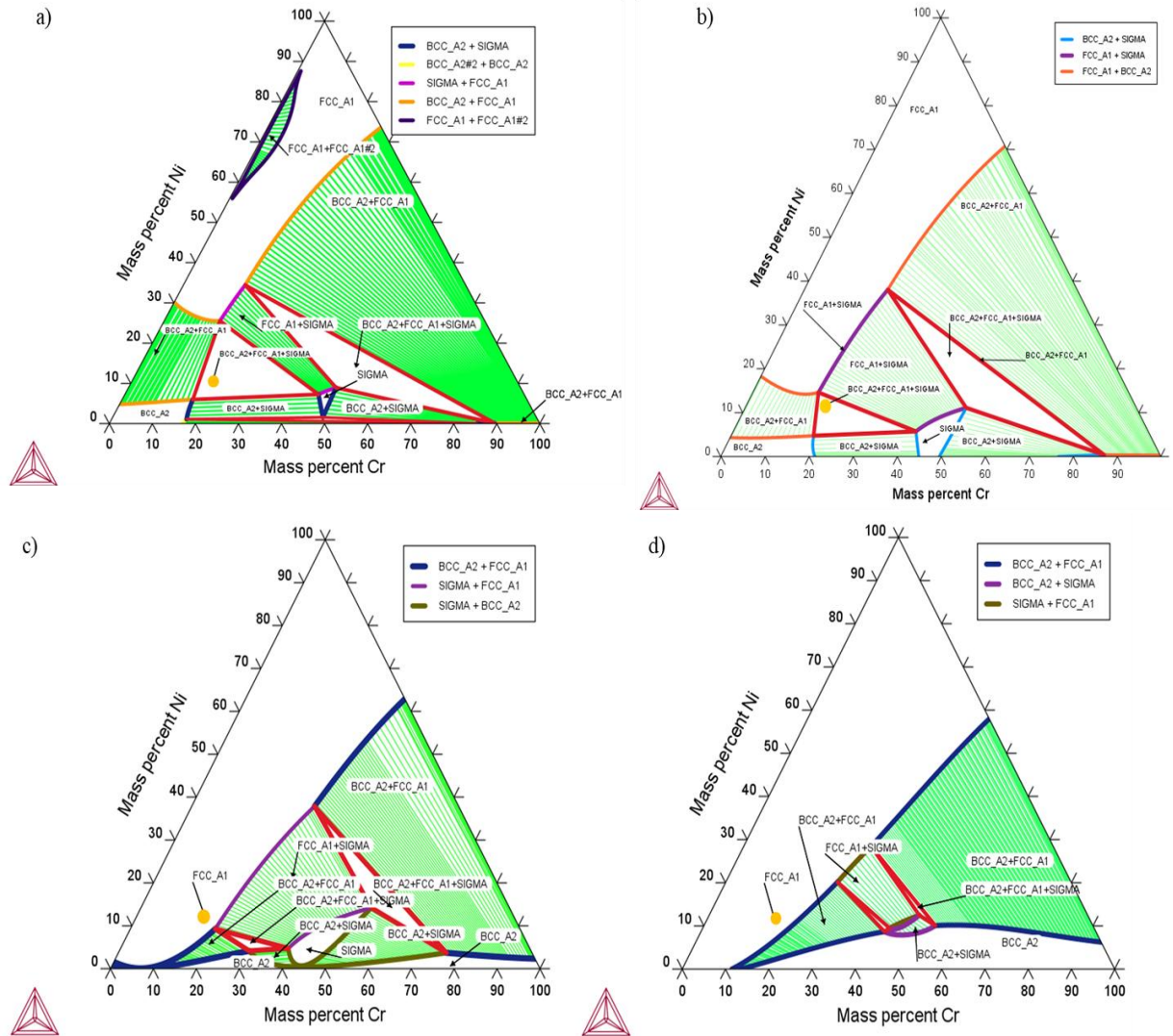
Fonte: Thermo-Calc (2025) e Yang e Busby (2014) (Adaptado)

Ao analisar os diagramas ternários elaborados pelo *software* Thermo-Calc para o sistema Fe-Cr-Ni, adotando os valores típicos de cromo (17,3%) e níquel (11,5%) do aço AISI 316L, desenvolvidos sob condições de equilíbrio com taxas de resfriamento lentas (inferiores a 10 °C/min ou 0,17 °C/s) para as temperaturas de 500°C, 600°C, 850°C e 1000°C, conforme apresentados na Figura 35, nota-se que há semelhanças com os dados e tendências exibidos nos diagramas da Figura 34.

A Figura 35a ilustra a isoterma de 500 °C. Nela, observa-se que a austenita e a ferrita delta (BCC_A2) se apresentam como as fases predominantes. A Figura 35b, que ilustra a isoterma de 600 °C, revela que a composição típica do aço exibe a presença predominante da matriz austenítica com estrutura cúbica de face centrada (FCC_A1), ferrita delta (δ) com estrutura cúbica de corpo centrado (BCC_A2) e precipitados da fase sigma (σ) (SIGMA). Já a Figura 35c, com a isoterma de 850 °C, evidência que a composição do aço se encontra em uma região composta exclusivamente pela fase austenítica. Essa configuração é confirmada também pela Figura 35d, que apresenta a isoterma de 1000 °C, indicando a predominância da fase austenítica nessas condições.

Devido à limitação na quantidade de elementos químicos que podem ser inseridos como parâmetros para a elaboração dos diagramas apresentados na Figura 35, esses não indicam a precipitação de carbonetos. Essa restrição ocorre porque não é possível incluir elementos essenciais da composição do aço 316L, como molibdênio, silício e nitrogênio, que influenciam diretamente a formação de fases precipitadas, como os carbonetos.

Figura 35 - Sistema Ternário Fe-Cr-Ni nas temperaturas: a) 500 °C; b) 600°C; c) 850 °C; d) 1000 °C

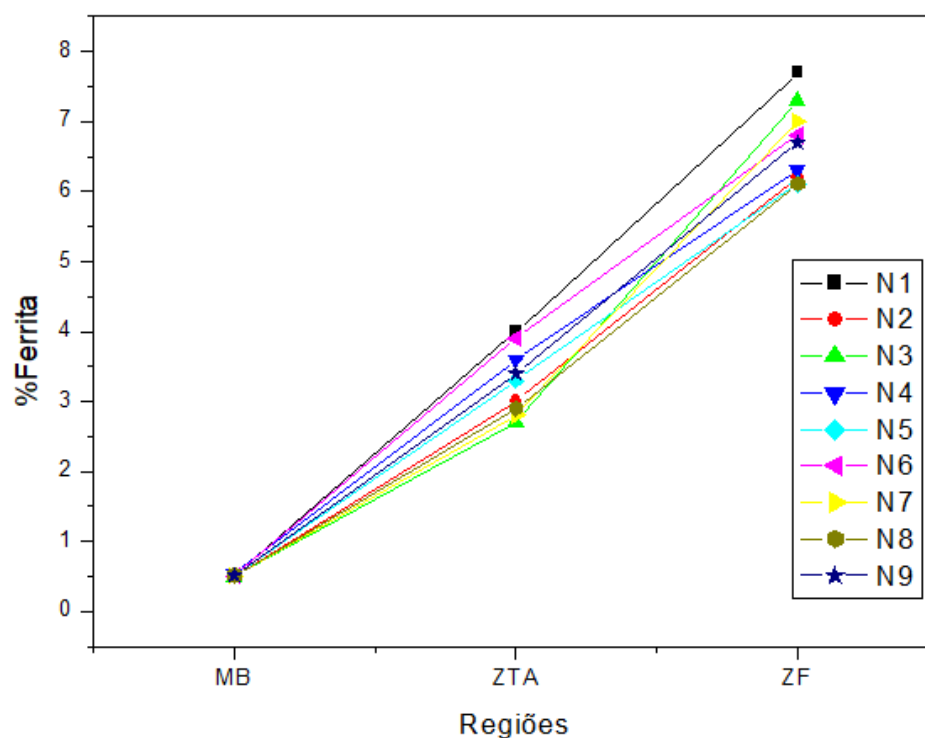


Fonte: Dados do autor (2024).

5.2 Ferritoscopia

Nas regiões do metal base, onde a matriz austenítica predomina, os teores de ferrita atingiram uma média de $0,51 \% \text{Fe} \pm 0,02 \% \text{Fe}$. O percentual de ferrita medido da ZF e ZTA mostraram-se superiores quando comparado com o metal base, sendo a ZF com o percentual médio de $3,3 \% \text{Fe} \pm 0,5 \% \text{Fe}$ e na ZTA com $6,7 \% \text{Fe} \pm 0,6 \% \text{Fe}$, conforme mostrado na Figura 36. Os valores médios e os desvios padrão dos teores de ferrita presentes no metal base, zona termicamente afetada pelo calor e zona fundida, conforme apresentado na Tabela 6.

Figura 36 - Percentual de ferrita por regiões



Fonte: Dados do autor (2024).

Tabela 6 - Média e desvio padrão de %Fe em amostra do aço 316L por regiões

Medida	MB (%Fe)	ZTA (%Fe)	ZF (%Fe)
Média ± Desvio padrão	0,51 ± 0,02	3,3 ± 0,5	6,7 ± 0,6

Fonte: Dados do autor (2024).

A presença de fase magnética na ZF pode ser atribuída à precipitação de fases ferromagnéticas nos contornos de grão da fase austenítica, como carbonetos metálicos, principalmente carbonetos de ferro, conforme previsto no diagrama gerado pelo *software* Thermo-Calc para o aço AISI 316L (Figura 34a) e corroborado pelos estudos de Yang e Busby (2014) (Figura 34b).

5.3 Diagrama de Schaeffler-Delong

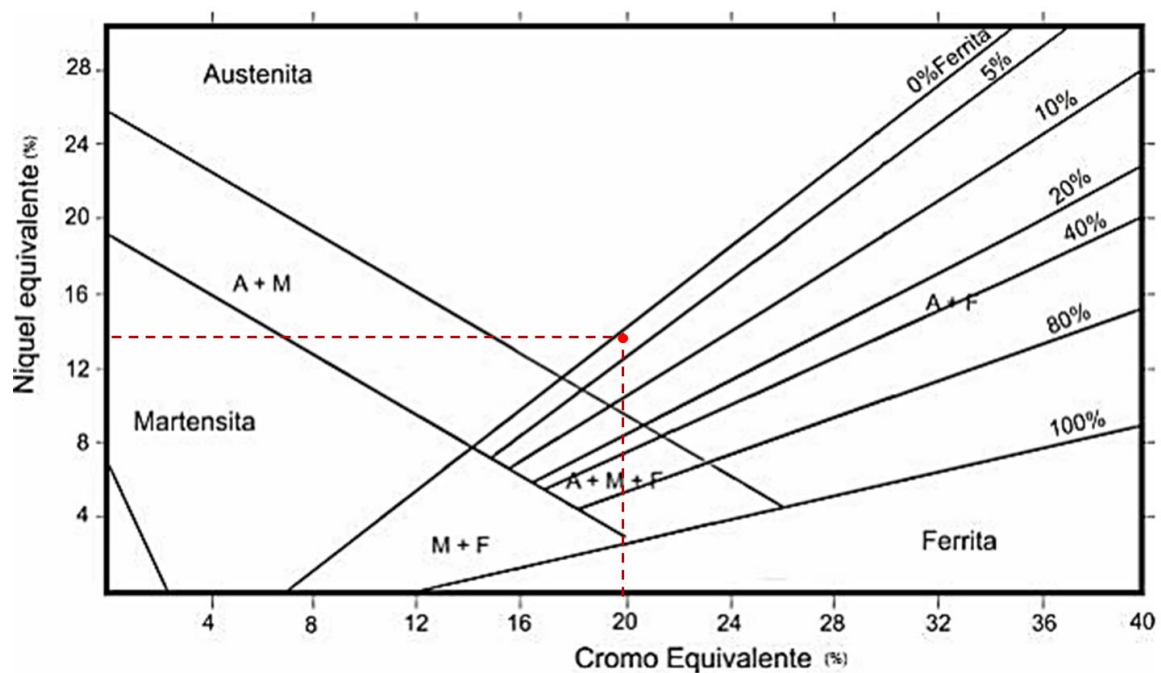
O diagrama de *Schaeffler-Delong*, é uma importante ferramenta que permite estimar a composição da microestrutura resultante da zona de fusão da solda. Para que a sua aplicação seja possível, é necessário a realização dos cálculos de cromo equivalente (Cr_{eq}) e o níquel equivalente (Ni_{eq}), considerando a composição química do material. A Tabela 7 contempla os valores calculados de Ni_{eq} e Cr_{eq} para a região do MB, considerando os valores típicos dos aços AISI 316L, informados pela fabricante Aperam.

Tabela 7 - Cromo e Níquel equivalentes para os valores típicos dos AISI 316L

Níquel Equivalente	%Ni	%N	%Mn	%C	Ni _{eq}
	10,10	0,10	1,20	0,03	14,60
Cromo Equivalente	%Mo	%Si	%Nb	%Cr	Cr _{eq}
	2,00	0,40	0,00	16,80	19,40

Fonte: Dados do autor (2024).

Os valores de $Ni_{eq} = 14,60$ e $Cr_{eq} = 19,40$, calculados conforme a Tabela 7, permitiram associar a microestrutura do aço inoxidável soldado à sua composição química, com a ferrita na solda variando de 0% a 5%, estimada na Figura 37 em cerca de 2% de ferrita alfa. A ausência de metal de adição na soldagem, associada aos valores de cromo e níquel equivalente, enfatiza a importância do controle do teor de ferrita, visto que níveis superiores a 10% comprometem a ductilidade e a resistência à corrosão, enquanto níveis inferiores a 5% aumentam o risco de trincas a quente (Silva *et al.*, 2024).

Figura 37 - Diagrama de Schaeffler-Delong para Cr_{eq} e Ni_{eq} calculados do MB

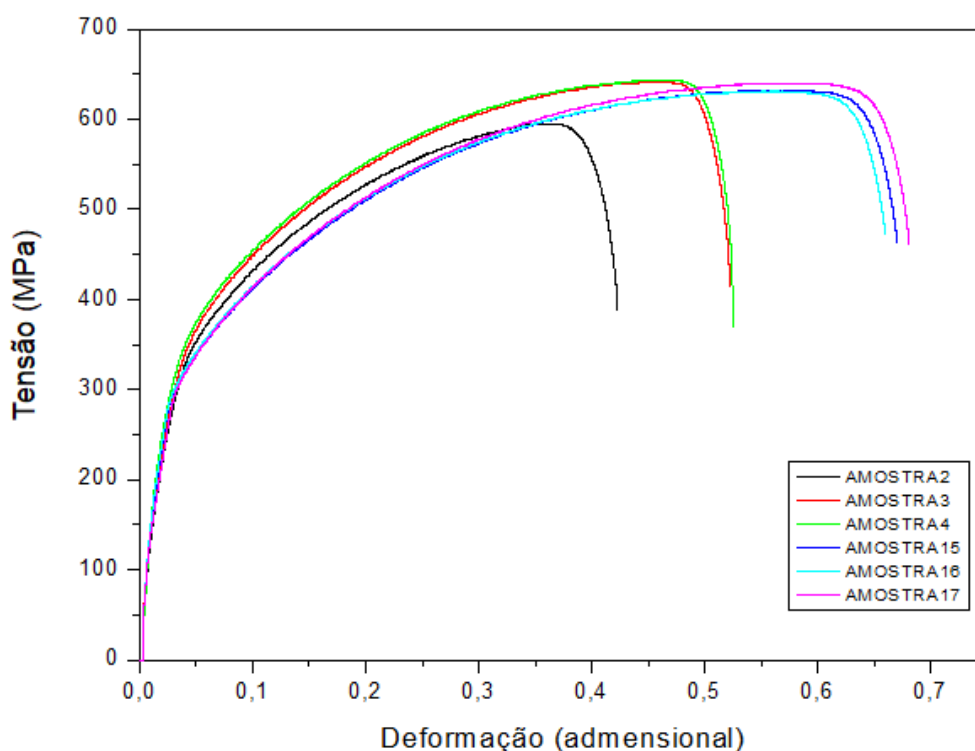
Fonte: Lippold e Kotecki (2005)(Adaptado)

O diagrama de Schaeffler-Delong foi utilizado para o metal base (MB), mas nas regiões ZTA e ZF, com niquelamento enriquecido com Nb, os teores desses elementos são desconhecidos, dificultando a determinação dos equivalentes. Florêncio (2022) destaca que o níquel favorece a estabilização da austenita, enquanto o nióbio contribui para a estabilização da ferrita.

5.4 Ensaio de Tração

Após a realização do ensaio de tração uniaxial, conforme a ASTM E8M – Métodos de Ensaios Padronizados para Ensaio de Tração de Materiais Metálicos, em seis amostras, sendo três contendo o cordão de solda (n° 2, 3 e 4) e três correspondentes ao metal base (n° 15, 16 e 17), foram desenvolvidas as curvas de tensão (MPa) em função da deformação adimensional (adm). A análise foi conduzida com o auxílio do *software* Origin 6.1, permitindo a obtenção de curvas individuais para cada amostra, conforme apresentado na Figura 38.

Figura 38 - Curvas de tensão e deformação obtidas pelo ensaio de tração



Fonte: Dados do autor (2024).

A Tabela 8 apresenta os limites de resistência à tração, tensões de escoamento fornecidos pelo *software* da Máquina de Ensaio Universal – Sistema de controle e medições. Com base nos resultados experimentais, as amostras contendo o cordão de solda apresentaram um limite de resistência à tração médio de 627 MPa, com desvio padrão de ± 27 MPa. Por outro lado, as amostras compostas exclusivamente pelo metal base (MB) demonstraram um desempenho superior, atingindo um limite de resistência médio de 635 MPa e desvio padrão de ± 5 MPa.

Considerando o limite de escoamento, as amostras soldadas registraram uma média de 367 MPa, com desvio padrão de ± 11 MPa, superando ligeiramente as amostras do metal base, que apresentaram um limite médio de 355 MPa, com desvio padrão de ± 5 MPa.

Tabela 8 - Tensões máximas obtidas pelo ensaio de tração

Amostras	Média e desvio padrão do Limite de Resistência à tração (MPa)	Média e desvio padrão do Limite de Escoamento (MPa)
Com solda	627 ± 27	367 ± 11
Metal base	635 ± 5	355 ± 5

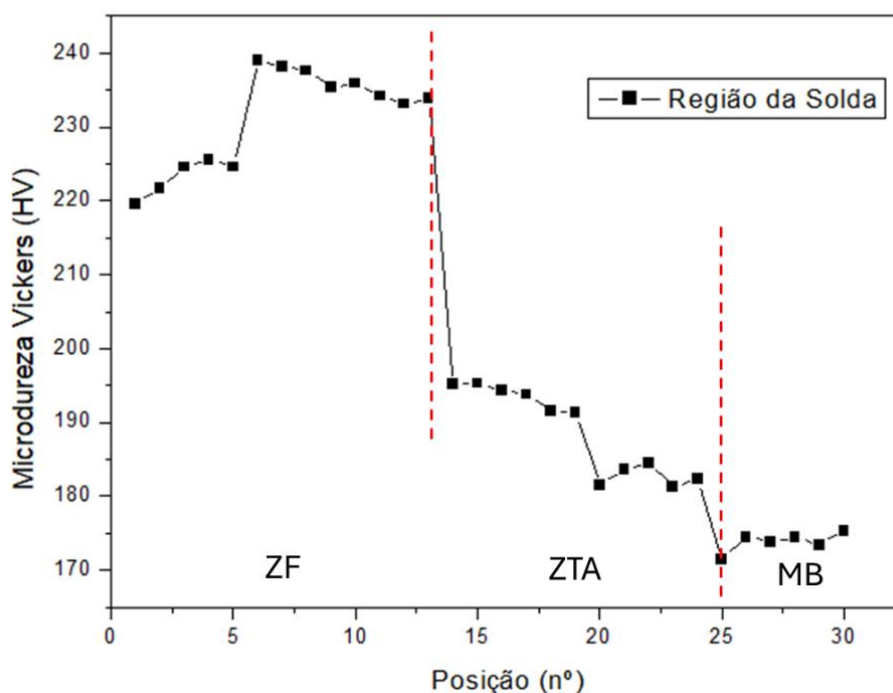
Fonte: Dados do autor (2024).

Os resultados do ensaio mecânico de tração uniaxial indicam que o processo de soldagem não gerou alterações significativas nas propriedades mecânicas. Conforme observado por Silva *et al.* (2024) e Teixeira *et al.* (2023), que relataram propriedades semelhantes entre peças soldadas e o metal base, indicando a preservação da integridade estrutural. No entanto, alterações no teor de ferrita delta, como aumento excessivo (>10% em peso), podem reduzir a ductilidade e a resistência à corrosão, enquanto níveis baixos (<5% em peso) aumentam o risco de fissuração a quente durante a solidificação da solda. Além disso, o aumento de precipitados de carbonetos metálicos pode fragilizar a zona de solda, elevando o risco de rupturas durante o trabalho mecânico. (Silva *et al.*, 2024).

5.5 Microdureza Vickers

O perfil de microdureza Vickers da amostra contendo a região de solda foi traçado com o auxílio do *software* Origin 6.1, conforme ilustrado na Figura 39.

Figura 39 - Microdureza Vickers da amostra soldada



Fonte: Dados do autor (2024).

Na zona fundida (ZF), a microdureza Vickers apresentou uma média de 231 HV, com desvio padrão de ± 7 HV. Já na zona termicamente afetada (ZTA), a microdureza foi inferior à da ZF, mas superior à do metal base, com uma média de 188 HV e desvio padrão de ± 6 HV. Por sua vez, o metal base exibiu a menor microdureza média, alcançando 174 HV com desvio padrão de ± 1 HV. A Tabela 9, apresenta as médias e os desvios padrões da região mensurada.

Tabela 9 - Média e desvio padrão das microdureza Vickers

Amostra	ZF(HV)	ZTA (HV)	MB (HV)
Com solda	231 $\pm$ 7	188 $\pm$ 6	174 $\pm$ 1

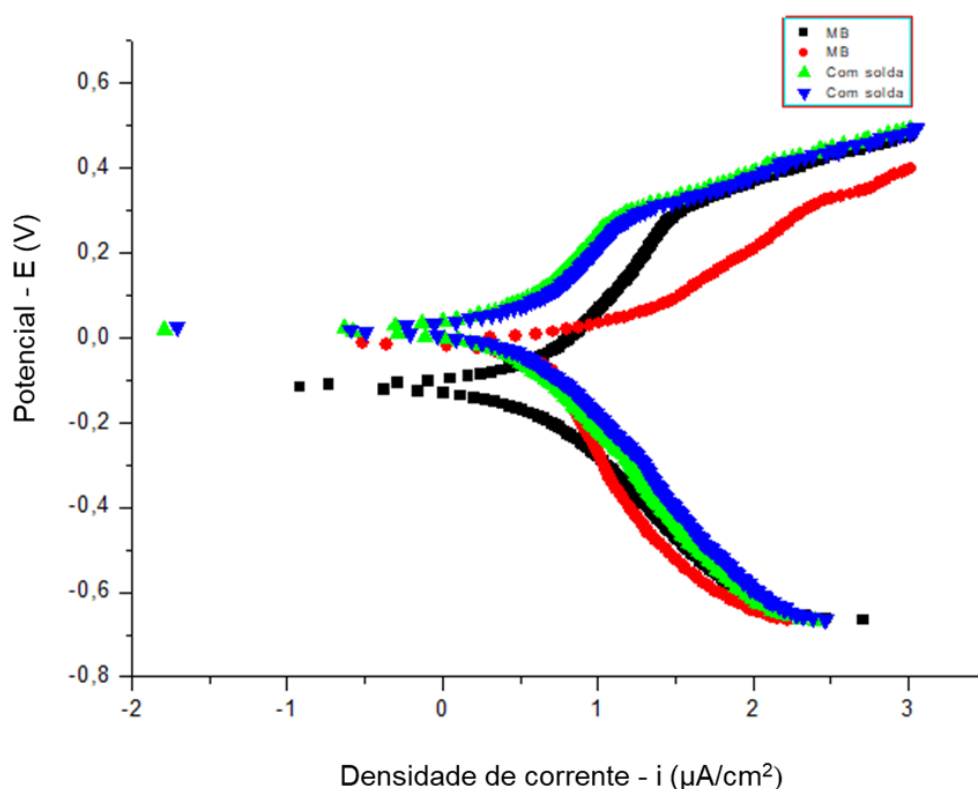
Fonte: Dados do autor (2024).

Os resultados indicam que o processo de soldagem provocou um aumento na microdureza nas zonas fundidas, atribuída à austenita com contornos de grão e precipitados de carbonetos metálicos formados pela solidificação rápida (aproximadamente 40°C/s a 50°C/s), o que resulta em uma microestrutura mais endurecida, conforme apresentado nas micrografias da Figura 32 e diagramas da Figura 34. A zona termicamente afetada (ZTA), por sua vez, apresenta uma microdureza intermediária, composta por uma matriz ferrítica com a presença de ilhas de ferrita delta (δ) e outras fases, como a fase sigma, conforme observado nas micrografias da Figura 32(c). Esses resultados refletem o gradiente de temperatura e os efeitos do resfriamento rápido na soldagem, que promovem um endurecimento local. Estes resultados estão em consonância com os estudos desenvolvidos por Chu, Shiue e Cheng (2023) que observam comportamentos semelhantes em zonas de solda do aço AISI 316L.

5.6 Polarização

O ensaio de polarização potenciodinâmica foi realizado considerando duas amostras distintas, sendo uma composta por metal base e a outra contemplando a região de solda. Com o auxílio do *software* Origin 6.1, foi possível gerar as curvas de polarização potenciodinâmica das amostras do aço 316L, conforme é mostrado na Figura 40.

Figura 40 - Curva de polarização potenciodinâmica do aço austenítico 316L da amostra com cordão de solda e metal base; NaCl (3,5% em massa por volume); 25°C; 0,167mV/s



Fonte: Dados do autor (2024)

A Tabela 10, apresenta os valores de potencial de pite (E_{pite}), potencial (E_{corr}) obtidos por meio do banco de dados gerados pelo *software* PalmSens. Nota-se que as amostras com cordão de solda apresentaram um potencial de pite (E_{pite}) médio de $0,24 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$, enquanto as amostras do MB registraram um E_{pite} médio de $0,29 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$. De forma semelhante, o potencial de corrosão (E_{corr}) médio das amostras soldadas foi de $0,02 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$, ao passo que as amostras do MB atingiram um E_{corr} médio de $0,05 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$. Esses resultados sugerem que o processo de soldagem não resultou em alterações expressivas na resistência à corrosão do material, pois o potencial de pite das amostras soldadas mostraram-se próximos ao potencial de pite da amostra composta apenas por metal base.

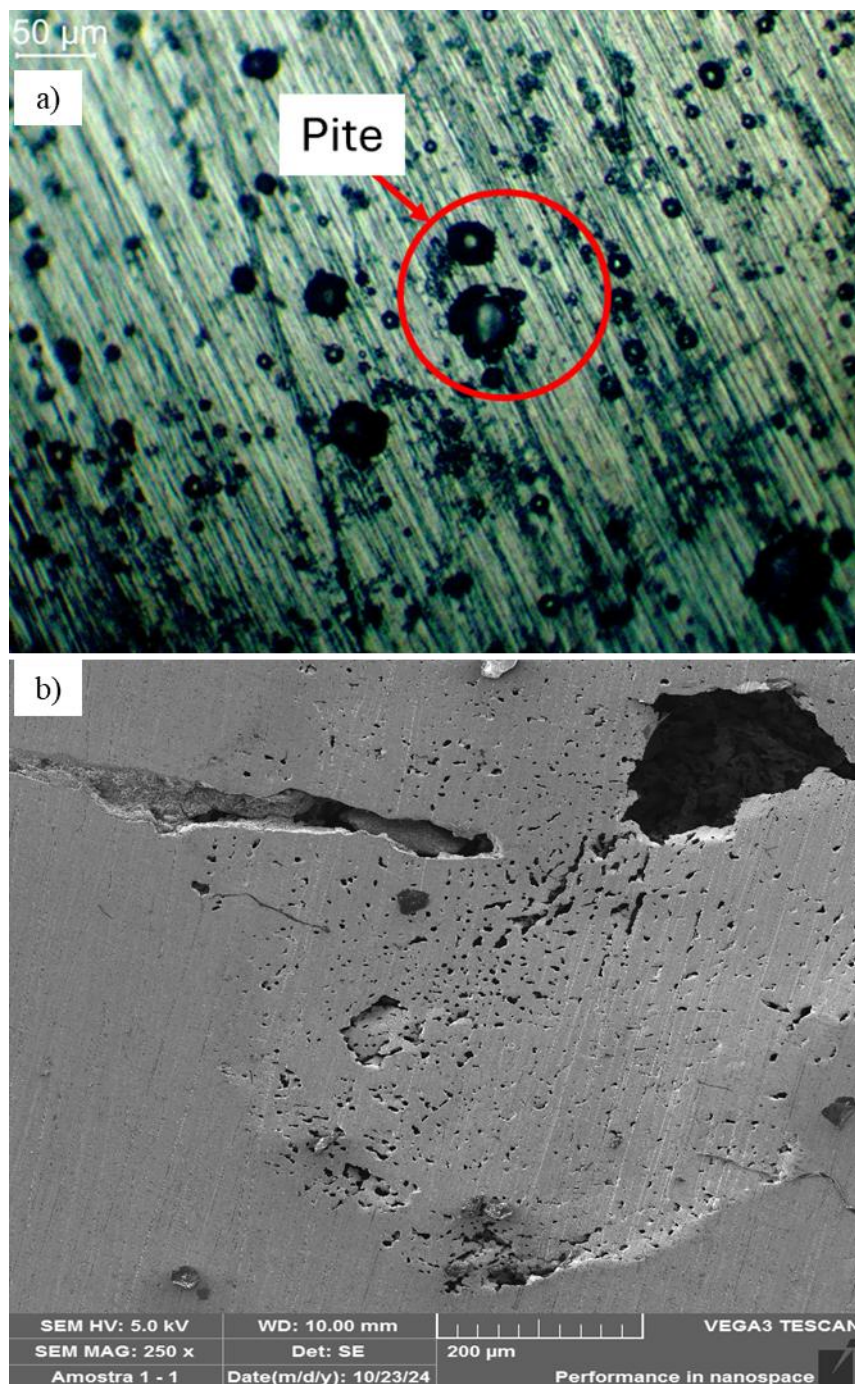
Tabela 10 - Parâmetros eletroquímicos obtidos em ensaios de polarização potenciodinâmica do aço 316L em solução aquosa NaCl 3,5% massa de volume; 25°C; 0,167mV/s

Amostra	E_{corr} (V) Média $\pm$ desvio padrão	E_{pite} (V) Média $\pm$ desvio padrão
MB	$0,05 \pm 0,01$	$0,29 \pm 0,01$
Com solda	$0,02 \pm 0,01$	$0,24 \pm 0,01$

Fonte: Dados do autor (2024).

A ocorrência de corrosão por pite no aço AISI 316L, submetido ao meio salino NaCl 3.5% (%massa) durante 3h20min é evidenciada na Figura 41.

Figura 41 - Corrosão por pite após o ensaio de polarização potenciodinâmica: a) MO; b) MEV



Fonte: Dados do autor (2024).

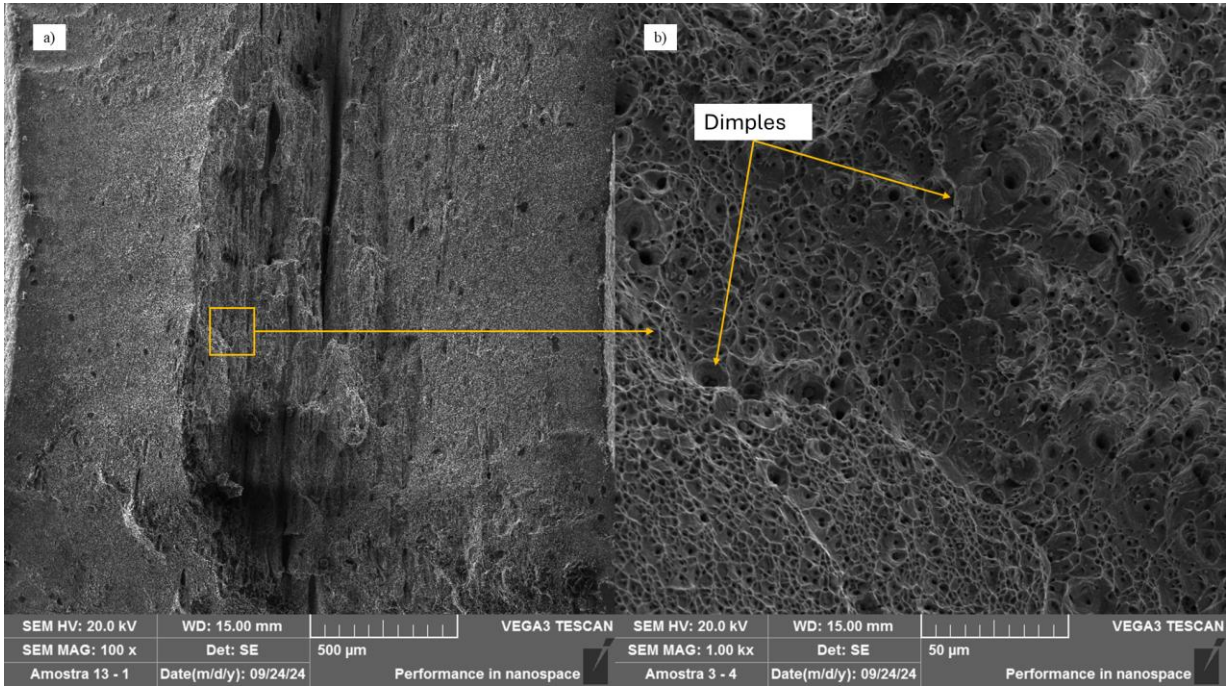
Ao longo de toda a superfície de ambas as amostras é possível observar a presença de pites, porém na amostra soldada, nota-se a ocorrência de corrosão nos contornos de grãos o que pode ser atribuído à presença de ferrita delta (δ), fase sigma (σ) e carbonetos de cromo. De acordo com ASM Handbook, (1992) as regiões de limite de grão empobrecidas em cromo e molibdênio são suscetíveis a corrosão em soluções oxidantes e contendo cloro, resultando em

desprendimento de grãos ou formação de pites (região sensibilizada). Magnabosco (2001) observou que em áreas de interface das fases sigma com a matriz austenita ocorrem corrosão localizada em virtude do empobrecimento de teores de cromo e molibdênio tornando estas regiões menos resistentes à corrosão.

5.7 Microfractografia

A Figura 42 apresenta as microfractografias do corpo de prova soldado após o ensaio de tração. A aplicação de carga axial resultou na deformação do material até sua fratura, com estricção concentrada no centro do comprimento útil. O processo de falha iniciou-se no interior do corpo de prova, culminando na fratura observada na Figura 42a. A Figura 42b representa a microfractografia de uma fratura dúctil, devido à presença microcavidades também denominadas de *dimples*.

Figura 42 - Microfratografias do corpo de prova após o ensaio de tração



Fonte: Dados do autor (2024).

6 CONCLUSÕES

Com base nas análises realizadas com o *software* Thermo-Calc, foi possível correlacionar as fases e precipitados observados nas diferentes regiões do aço inoxidável austenítico AISI 316L com os resultados experimentais obtidos.

- Fase Austenítica e ferrita delta (δ): O diagrama de formação de fases em função da temperatura do aço AISI 316L (Figura 34), confirmou que a matriz predominante nas diferentes regiões da solda é a austenita (γ). Além disso, foi observada por microscopia a formação de ferrita delta (δ) nas zonas termicamente afetadas (ZTA) e fundida (ZF), com a maior concentração de ferrita observada na ZF. A presença da ferrita delta (δ) pode ser atribuída ao rápido resfriamento durante o processo de soldagem GTAW, que favoreceu a formação dessa fase no material.
- Precipitação de Carbonetos e Fase Sigma (σ): Também foi indicada a possível precipitação de carbonetos metálicos, especialmente de cromo (Cr) e de molibdênio (Mo), ao longo dos contornos de grão, o que pode ser uma explicação para a formação da fase sigma (σ). A fase sigma (σ) é uma fase intermetálica que se forma em temperaturas elevadas, especialmente em materiais que contêm elementos como molibdênio e cromo. A precipitação dessa fase ao longo dos contornos de grão foi confirmada pelas análises microestruturais e contribui para uma leve tendência de redução da resistência à corrosão em algumas regiões, como a ZTA.
- Precipitação de Carbonetos de Cromo: Além da fase sigma (σ), também foi indicada a precipitação de carbonetos de cromo (CrC) nos contornos de grão. Esses carbonetos metálicos são comuns em aços inoxidáveis, especialmente quando o material é exposto a altas temperaturas, como no processo de soldagem. A precipitação de carbonetos de cromo pode ser uma das causas da ligeira redução local da resistência à corrosão observada na ZTA, uma vez que esses carbonetos podem consumir o cromo presente na matriz do aço, diminuindo a formação da camada passiva protetora.
- Influência do Nióbio: Embora o nióbio tenha sido adicionado ao tratamento de eletrodeposição de níquel com solução de níquel-Watts, não foi observada a formação de precipitados significativos de nióbio nas regiões analisadas. Isso pode ser atribuído à baixa espessura do revestimento e à dificuldade de interação do nióbio com a matriz durante o processo de soldagem. A ausência de precipitados de nióbio pode explicar a falta de uma melhoria significativa nas propriedades mecânicas e químicas do material, conforme observado nas análises experimentais.

- **Microdureza Vickers:** As medições de microdureza revelaram variações significativas nas diferentes regiões analisadas. O metal base (MB) apresentou a menor média de microdureza ($174 \text{ HV} \pm 1 \text{ HV}$), enquanto a zona termicamente afetada (ZTA) obteve um valor intermediário ($188 \text{ HV} \pm 6 \text{ HV}$). A zona fundida (ZF) registrou a maior média de microdureza ($231 \text{ HV} \pm 7 \text{ HV}$), refletindo a diferenciação nas propriedades mecânicas decorrentes da interação térmica durante o processo de soldagem.
- **Ferritoscopia:** A ferritoscopia realizada na região do metal base revelou uma média de $0,51 \pm 0,02 \text{ \%Fe}$ de ferrita (fase ferromagnética – ferrita alfa, carboneto de ferro etc), indicando a presença de fase magnética, atribuída aos tratamentos térmicos e deformações do aço. Nas zonas ZF e ZTA, o percentual de ferrita foi significativamente maior, alcançando $3,3 \text{ \%Fe} \pm 0,5 \text{ \%Fe}$ na ZTA e $6,7 \text{ \%Fe} \pm 0,6 \text{ \%Fe}$ na ZF. Esses resultados podem ser atribuídos à precipitação de carbonetos metálicos de ferro nos contornos de grãos austeníticos, conforme indicado pelo diagrama de formação de fases em função da temperatura do aço AISI 316L, apresentado na Figura 34a.
- **Polarização Potenciodinâmica:** A resistência à corrosão do aço AISI 316L não apresentou alterações significativas após o processo de soldagem GTAW (TIG), conforme evidenciado pelos potenciais de corrosão e de pite obtidos no ensaio de polarização potenciodinâmica. As amostras soldadas exibiram um potencial de pite médio $E_{\text{pite}} = 0,24 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$, enquanto o metal base apresentou um potencial de pite ligeiramente superior $E_{\text{pite}} = 0,29 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$. Os potenciais de corrosão também mostraram pequenas variações entre o metal base ($E_{\text{corr}} = 0,05 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$) e as amostras soldadas ($E_{\text{corr}} = 0,02 \text{ V} \pm 0,01 \text{ V}$), indicando que o processo de soldagem não comprometeu a resistência à corrosão do material.
- **Microfractografia:** As análises microfractográficas indicaram que a fratura do material soldado, após o ensaio de tração, apresentou características típicas de fratura dúctil, evidenciadas pela presença de dimples na superfície de fratura. Esse comportamento sugere que o material passou por um processo considerável de deformação antes da fratura final, caracterizando uma boa capacidade de deformação e resistência à fratura.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Considerando o mesmo material utilizado nesta pesquisa, o aço inoxidável austenítico AISI 316L, sugerem-se os seguintes temas para trabalhos futuros:

- Realizar análises cristalográficas por difração de raios X (DRX) para confirmar as fases cristalinas identificadas nas diversas regiões do aço soldado;
- Realizar ensaios de impacto Charpy-V para aprofundar o conhecimento dos mecanismos de iniciação e propagação de trincas, bem como ensaios de fluência para avaliar o comportamento do material em temperatura ambiente e esforços prolongados;
- Realizar estudos empregando técnicas distintas de soldagem, como *Friction Welding* e *Laser Beam Welding*, no aço AISI 316L tratado com banho eletrolítico de níquel enriquecido com nióbio, com o objetivo de comparar os efeitos do nióbio sobre as propriedades mecânicas do material.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT-ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM 172 - CRITERION FOR STEEL CLASSIFICATION**: Critérios de classificação dos aços. 1 ed. Rio de Janeiro: Abnt, 2000. 8 p. Disponível em: <https://pt.scribd.com/document/376294944/NBR-NM-172-2000-Criterios-de-Classificacao-Dos-Acos>. Acesso em: 02 nov. 2023.

ALCÂNTARA, Cláudio Moreira de. **Relação Estrutura-Propriedades-Processamento de Aços Inoxidáveis Martensíticos**. 2021. 96 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E384 – 22**: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. 22 ed. United States: Astm International, 2022. 13 p. Disponível em: <https://cdn.standards.iteh.ai/samples/113743/36b55272670d4a06980cb466bfe01118/ASTM-E384-22.pdf>. Acesso em: 10 out. 2023.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M-13A**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 13a ed. Estados Unidos: Astm, 2015. 28 p.

APERAM SOUTH AMERICA (Brasil). Empresa. **Aço Inox**: especificações técnicas. Brasil: Aperam, 2015. 5 p. Disponível em: <https://brasil.aperam.com/wp-content/uploads/2015/11/A%C3%A7o-inox-especifica%C3%A7%C3%B5es-t%C3%A9cnicas.pdf>. Acesso em: 30 out. 2024.

APERAM SOUTH AMERICAN (Brasil). Empresa. **Aços Inoxidáveis**: aplicações e especificações. Aplicações e especificações. 2008. Disponível em: <https://guides.com.br/home/wp-content/uploads/2011/12/inonx-apost-tec.pdf>. Acesso em: 20 out. 2024.

APERAM SOUTH AMERICAN (Brasil). Empresa. **Aços Inoxidáveis**: aplicações e especificações. Aplicações e especificações. 2020. Caderno técnico Aperam - Vol 1. Disponível em: <https://fliphtml5.com/ezoy/nehq>. Acesso em: 05 nov. 2023.

APERAM STAINLESS EUROPE (Europe). Companies (org.). **Austenitic Stainless Steel**: aperam 316l low carbon with molybdenum. [S. l.]: Aperam Stainless Europe, 2021. 4 p. Disponível em: https://www.aperam.com/sites/default/files/documents/FT_316L_en_web.pdf. Acesso em: 27 out. 2026.

ASHTER, Syed Ali. Characterization. **Thermoforming Of Single And Multilayer Laminates**, [S.L.], p. 147-192, 2014. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-1-4557-3172-5.00007-4>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9781455731725000074?via%3Dihub>. Acesso em: 19 nov. 2023.

ASM HANDBOOK (Colorado). Asm International Handbook Committee. (org.). **Corrosion**. 9. ed. Colorado: Asm Editors, 1992. 13 p. 13 v. Volume was prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee.. The Volume Chairmen were Lawrence J. Korb, Rockwell International and David L. Olson, Colorado School of Mines.

ASM Internacional handbook committee. ASM Handbook: Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection. V. 13A. USA. 2003. Disponível em: <http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM315/Asm%20Metals%20Handbook%20Volume%2013%20-%20Corrosion%20Fundamentals,%20Testing,%20And%20Protection.pdf>. Acesso em: 11 out. 2024.

AYDOĞDU, G.H.; AYDINOL, M.K.. Determination of susceptibility to intergranular corrosion and electrochemical reactivation behaviour of AISI 316L type stainless steel. **Corrosion Science**, [S.L.], v. 48, n. 11, p. 3565-3583, nov. 2006. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2006.01.003>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X06000308>. Acesso em: 27 out. 2024.

Barr, CM, Thomas, S., Hart, JL *et al*. Rastreamento a evolução da corrosão intergranular por meio de domínios gêmeos relacionados em redes de contorno de grãos. *npj Mater Degrad* 2, 14 (2018). <https://doi.org/10.1038/s41529-018-0032-7>. Acesso em: 12 nov. 2024.

- BIOPDI (Brasil). Empresa. **Ensaio de tração**. 2022. Disponível em: <https://biopdi.com.br/artigos/ensaio-de-tracao/>. Acesso em: 25 nov. 2023.
- BIRBILIS, N.; HINTON, B.. Corrosion and corrosion protection of aluminium. **Fundamentals Of Aluminium Metallurgy**, [S.L.], p. 574-604, 2011. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1533/9780857090256.2.574>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9781845696542500195>. Acesso em: 11 out. 2024.
- BONIARDI, Marco V.; CASAROLI, Andrea. **Stainless steels Marco V**. 2. ed. Italy: Lucefin S.P.A, 2022. 196 p. (ISBN 978-88-909837-0-2). Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/371860729_Stainless_Steels. Acesso em: 12 nov. 2024.
- Brandão AA, Tavares SSM, Breves IMS, Pardal JM, Pimenta AR. Análise comparativa dos processos TIG e eletrodo revestido aplicados a soldagem em operação em dutos de aço ao carbono para linhas de distribuição de gás. *Soldagem & Inspeção*. 2023;28:e2808. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI28.08>. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/si/a/dDFMR4CdX8VwJTtz6QRX8jb/>. Acesso em: 10 nov. 2024.
- BRITISH STAINLESS STEEL ASSOCIATION (England). Association. **Calculation of pitting resistance equivalent numbers (PREN)**. 2024. Disponível em: https://bssa.org.uk/bssa_articles/calculation-of-pitting-resistance-equivalent-numbers-pren/. Acesso em: 12 nov. 2024.
- BRUNNER, Gerd. Corrosion in Hydrothermal and Supercritical Water. *Supercritical Fluid Science And Technology*, [S.L.], p. 591-619, 2014. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-444-59413-6.00012-1>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780444594136000121>. Acesso em: 10 out. 2024.
- CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G.. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2016. 910 p. (ISBN: 978-1-118-32457-8). Tradução de: Materials science and engineering: an introduction.
- CORLETT, N.; EISELSTEIN, L.e.; BUDIANSKY, N.. Crevice Corrosion. **Shreir'S Corrosion**, [S.L.], p. 753-771, 2010. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-044452787-5.00029-9>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780444527875000299>. Acesso em: 11 out. 2024.
- COUTURIER, Laurent; GEUSER, Frédéric de; DESCOINS, Marion; DESCHAMPS, Alexis. Evolution of the microstructure of a 15-5PH martensitic stainless steel during precipitation hardening heat treatment. **Materials & Design**, [S.L.], v. 107, p. 416-425, out. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.06.068>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0264127516308206>. Acesso em: 02 nov. 2023.
- CRUZ NETO, Rubelmar Maia de Azevedo. **Taxa de resfriamento na soldagem: um novo entendimento**. 2018. 326 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia metalúrgica e de Materiais, Engenharia metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018.
- DADFAR, M.; FATHI, M.H.; KARIMZADEH, F.; DADFAR, M.R.; SAATCHI, A.. Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel. **Materials Letters**, [S.L.], v. 61, n. 11-12, p. 2343-2346, maio 2007. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2006.09.008>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0167577X06011074>. Acesso em: 15 dez. 2024.
- DÁVALOS; LÓPEZ; RUIZ; MÉNDEZ, Alia; ANTAÑO-LÓPEZ; TREJO. Study of the Role of Boric Acid During the Electrochemical Deposition of Ni in a Sulfamate Bath. **International Journal Of Electrochemical Science**. México, 16 abr. 2013. p. 9785-9800. Disponível em: <http://www.electrochemsci.org/papers/vol8/80709785.pdf>. Acesso em: 05 nov. 2023.
- David, S A. *Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds*. United States: N. p., 1981. Web.
- DBC OXIGÊNIO. Empresa. **Soldagem TIG: um guia detalhado**. Um guia detalhado. 2014. Disponível em: https://guias.oxigenio.com/processo-de-soldagem-tig#google_vignette. Acesso em: 10 nov. 24.
- DENNIS, John Keith; SUCH, Tony Eugene. Nickel and chromium plating. Elsevier, 1993.

FARAH, Alessandro Fraga; FARAH, Solange Pereira dos Santos; MALUFI, Omar; SILVA, Alessandro Márcio Hakme da; BOLDRI, Edson Luis. Valuation Of The Magnetic Behavior, After Mechanical Conformation, of AISI 304 and AISI 316L AUSTENITIC STAINLESS STEEL. In: SIMPÓSIO DE TECNOLOGIA (SITEFA), 4., 2021, São Paulo. **EVALUATION OF THE MAGNETIC BEHAVIOR, AFTER MECHANICAL CONFORMATION, OF AISI 304 AND AISI 316L AUSTENITIC STAINLESS STEEL**. São Paulo: Sitefa, 2022. v. 4, p. 89-97. Disponível em: <https://publicacoes.fatecsertaozinho.edu.br/sitefa/article/view/181/117>. Acesso em: 26 out. 2024.

FIGUEIREDO, Yves Silva de; VALENÇA, Silvio Leonardo. Análise e melhoria do processo de soldagem com eletrodo revestido na caldeiraria da UTE Iolando Leite – Sergipe - Brasil / Analysis and improvement of the welding process with coated electrode in the boilerwork of UTE Iolando Leite – Sergipe -Brasil. **Brazilian Journal Of Development**, [S.L.], v. 7, n. 8, p. 84058-84078, 25 ago. 2021. South Florida Publishing LLC. <http://dx.doi.org/10.34117/bjdv7n8-559>. Disponível em: <https://ojs.brazilianjournals.com.br/ojs/index.php/BRJD/article/view/34997>. Acesso em: 10 nov. 2024.

FISCHER (Brasil). Empresa. **FERITSCOPE**. Disponível em: <https://loja.helmut-fischer.com.br/medidor-de-teor-de-ferrita-feritscope-fmp30>. Acesso em: 26 nov. 2023.

FLITT, Harvey J.; SCHWEINSBERG, D. Paul. A guide to polarisation curve interpretation: deconstruction of experimental curves typical of the Fe/H₂O/H⁺/O₂ corrosion system. **Corrosion Science**, [S.L.], v. 47, n. 9, p. 2125-2156, set. 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2004.10.002>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X04003403>. Acesso em: 14 nov. 2024.

FLORENCIO, Kevinny Chaves. **ESTUDO DO EFEITO TRIP PRODUZIDO PELA LAMINAÇÃO A FRIO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L E AVALIAÇÃO DE SEU USO COMO BIOMATERIAL**. 2022. 87 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2022. Disponível em: https://repositorio.unifei.edu.br/jspui/bitstream/123456789/3457/1/Disserta%3a7%3a3o_2023006.pdf. Acesso em: 25 nov. 2023.

FONSECA, Camila Soares; BRANDÃO, Joel Romano; PINHEIRO, Ivete Peixoto. INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO SOBRE A MICROESTRUTURA EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇO DUPLEX SAF2205. In: CONGRESSO ABM - INTERNACIONAL, 69., 2014, São Paulo. **Proceedings [...]**. São Paulo: Abm International Congress, 2014. p. 1905-1912.

FRATARI, Rômulo Queiroz; SCHVARTZMAN, Mônica M.A.M.; SCOTTI, Américo. Otimização dos parâmetros de tecimento para confecção de amanteigamento em chapas de aço ao carbono pelo processo TIG com arame AWS ER309L. **Soldagem & Inspeção**, [S.L.], v. 15, n. 3, p. 209-217, set. 2010. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0104-92242010000300007>. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/si/a/RFPvkqPd5kCtHjt9ghhYKJ/?lang=pt>. Acesso em: 10 nov. 2024.

GONTARSKI, Thiago de Lima; CASALI, Rafael Machado; MIKOWSKI, Alexandre. Vickers hardness: definition, standardization and research perspectives: a review. **Brazilian Journal Ofdevelopment**. Curitiba, fev. 2021. Issn: 2525-8761, p. 15736-15754. Disponível em: <https://ojs.brazilianjournals.com.br/ojs/index.php/BRJD/article/view/24707/19726>. Acesso em: 19 nov. 2023.

GUILHERME, L.H.; BENEDETTI, A.V.; FUGIVARA, C.s.; MAGNABOSCO, R.; OLIVEIRA, M.F.. Effect of MAG welding transfer mode on sigma phase precipitation and corrosion performance of 316L stainless steel multi-pass welds. **Journal Of Materials Research And Technology**, [S.L.], v. 9, n. 5, p. 10537-10549, set. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.07.039>. Disponível em: 30. Acesso em: 30 out. 24.

GUILHERME, Luis Henrique e OLIVEIRA, Marcelo Falcão de. O estado da arte da precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis austeníticos: foco na liga AISI 316L. 2012, Anais.. [São Paulo: s.n.], 2012.. Disponível em: <https://repositorio.usp.br/item/002650452>. Acesso em: 20 out. 24. Acesso em: 10 nov. 2024.

GUIRALDENQ, Pierre; DUPARC, Olivier Hardouin. The genesis of the Schaeffler diagram in the history of stainless steel. **Metallurgical Research & Technology**, [S.L.], v. 114, n. 6, p. 613, 2017. EDP Sciences.

<http://dx.doi.org/10.1051/metallurgical-research.org/articles/metal/pdf/2017/06/metal170104.pdf>. Disponível em: <https://www.metallurgical-research.org/articles/metal/pdf/2017/06/metal170104.pdf>. Acesso em: 31 out. 24.

GUIZO, S.; BRIJOU-MOKRANI, N.; LAMARE, J. de; CAPRIO, D. di; GWINNER, B.; LORENTZ, V.; MISERQUE, F.. Intergranular corrosion in evolving media: experiment and modeling by cellular automata. **Corrosion Science**, [S.L.], v. 205, p. 110457, ago. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110457>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X22003754>. Acesso em: 12 nov. 2024.

HANAWA, T.. Overview of metals and applications. **Metals For Biomedical Devices**, Japan, v. 1, n. 3, p. 3-29, 2019. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-08-102666-3.00001-8>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780081026663000018>. Acesso em: 30 jul. 2024.

HARSIMRAN, S.; SANTOSH, K.; RAKESH, K.. OVERVIEW OF CORROSION AND ITS CONTROL: a critical review. **Proceedings On Engineering Sciences**, [S.L.], v. 3, n. 1, p. 13-24, 12 mar. 2021. Faculty of Engineering, University of Kragujevac. <http://dx.doi.org/10.24874/pes03.01.002>.

HIROMOTO, Sachiko. Corrosion of metallic biomaterials. **Metals For Biomedical Devices**, [S.L.], p. 131-152, 2019. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-08-102666-3.00004-3>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780081026663000043>. Acesso em: 10 out. 2024.

INSTITUTO AÇO BRASIL (Brasil). Entidade. **MERCADO BRASILEIRO DO AÇO**: análise setorial e regional. Brasil: na, 2023. 42 p. (NA). Entidade representativa das empresas brasileiras produtoras de aço. Disponível em: https://acobrasil.org.br/site/wp-content/uploads/2023/08/MBA_Edicao-2023_AcoBrasil.pdf. Acesso em: 10 set. 2023a.

INSTITUTO AÇO BRASIL (Brasil). **O aço**: aplicações do aço. APLICAÇÕES DO AÇO. 2023. Entidade representativa das empresas brasileiras produtoras de aço. Disponível em: <https://acobrasil.org.br/site/aplicacoes-do-aco/>. Acesso em: 10 set. 2023b.

ISLAM, Sheikh Shahid Ul; KHAN, Noor Zaman; SIDDIQUEE, Arshad Noor. Review of heat treatment of welded sheet metals during past 15 years. **Comprehensive Materials Processing**, [S.L.], p. 41-56, 2024. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-323-96020-5.00046-7>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780323960205000467>. Acesso em: 25 out. 24.

JIN, Hyung-Ha; RYU, I Seul; KIM, Jungmin; LIM, Sangyeob; KWON, Junhyun; KIM, Sangeun; SHIN, Chansun; DAVIS, Joel; XU, Alan; WEI, Tao. Investigating helium ion irradiation resistance in additively manufactured austenitic stainless steels. **Journal Of Nuclear Materials**, [S.L.], v. 588, p. 154773, jan. 2024. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2023.154773>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311523005408>. Acesso em: 02 nov. 2023.

KADOI, Kota; UENO, Seiya; INOUE, Hiroshige. Effects of ferrite content and concentrations of carbon and silicon on weld solidification cracking susceptibility of stainless steels. **Journal Of Materials Research And Technology**, [S.L.], v. 25, p. 1314-1321, jul. 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.018>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785423012668>. Acesso em: 02 out. 24.

KANJANAPRAYUT, Noparat; SIRIPONGSAKUL, Thamrongsin; PROMDIREK, Piyorose. Intergranular Corrosion Analysis of Austenitic Stainless Steels in Molten Nitrate Salt Using Electrochemical Characterization. **Metals**, [S.L.], v. 14, n. 1, p. 106, 16 jan. 2024. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/met14010106>. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/14/1/106>. Acesso em: 12 nov. 2024.

KARAYAN, Ahmad Ivan; CASTANEDA, Homero. Weld decay failure of a UNS S31603 stainless steel storage tank. **Engineering Failure Analysis**, [S.L.], v. 44, p. 351-362, set. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2014.05.008>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1350630714001551>. Acesso em: 27 out. 2024.

KELLY, R.G.; LEE, J.s.. Localized Corrosion: crevice corrosion. **Encyclopedia Of Interfacial Chemistry**, [S.L.], p. 291-301, 2018. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-409547-2.13420-1>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780124095472134201>. Acesso em: 11 out. 2024.

KHAN, Shahrukh; RAYHAN, Saiaf Bin; SALAM, S. M. Ishtiaq Ibn; KHAN, Homyra Adib; RAHMAN, Md Zillur. Recent advances in sustainable building materials for the construction industry: mechanical performance and applications. **Comprehensive Materials Processing**, [S.L.], v. 13, p. 597-627, 2024. Anual. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-323-96020-5.00191-6>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/referencework/9780323960212/comprehensive-materials-processing>. Acesso em: 31 jul. 2024.

KHOSHNAW, Fuad (ed.). Part I: general aspects of corrosion, corrosion control, and corrosion prevention. In: KHOSHNAW, Fuad (ed.). **Corrosion Atlas Case Studies**. Leicester: Fuad Khoshnaw, 2023. p. 29-46. (978-0-443-13228-5). English.

KIM, S. K.; SHIN Y. K.; KIM N. J. Distribution of ferrite content in continuously cast type 304 stainless steel slabs. *Ironmaking and steelmaking*, vol. 22, n. 4, p. 316-325, 1995;

KUMAR, Kamlesh; KUMAR, Ch. Sateesh; MASANTA, Manoj; PRADHAN, Swastik. A review on TIG welding technology variants and its effect on weld geometry. **Materials Today: Proceedings**, [S.L.], v. 50, p. 999-1004, 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2021.07.308>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214785321051671>. Acesso em: 16 nov. 2023.

LACERDA, José Carlos de. **Comportamento em fadiga e corrosão de um aço UNS S31803 com diferentes frações de ferrita-austenita**. 2015. 162 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Materiais, Engenharia de Materiais da Redemat, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2015. Disponível em: <https://repositorio.ufop.br/server/api/core/bitstreams/bd6cf0b7-17e8-4cfc-98b9-0ae285f09916/content>. Acesso em: 04 jul. 2024.

LACERDA, José Carlos de; TEIXEIRA, Ricardo Luiz Perez; SOUZA, Rafaella Maria Ribeiro de; SOARES, Renata Braga; LINS, Vanessa de Freitas Cunha. Pitting Corrosion Behavior of UNS S31803 and UNS S32304 Duplex Stainless Steels in 3.5 wt% NaCl Solution. **Matéria (Rio de Janeiro)**, [S.L.], v. 25, n. 2, p. 1-10, jul. 2020. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s1517-707620200002.1022>. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/rmat/a/8fHDgbZ3JBmdLMRcNkHXdgP/?lang=en>. Acesso em: 10 out. 2024.

LAFUENTE, Daniel de. Corrosion of Aluminum, Aluminum Alloys, and Composites. **Encyclopedia Of Materials: Metals and Alloys**, [S.L.], p. 160-169, 2022. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-819726-4.00047-8>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780128197264000478>. Acesso em: 12 nov. 2024.

LI, Yajie; MA, Chengrui; QIN, Fengming; CHEN, Huiqin; ZHAO, Xiaodong; LIU, Rui; GAO, Shan. The microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel prepared by forge and laser melting deposition. **Materials Science And Engineering: A**, [S.L.], v. 870, p. 144820, abr. 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2023.144820>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509323002447>. Acesso em: 04 nov. 2023.

LIBARDI, Rodolfo; GIOMETTI, Carla. ANÁLISE DA CORROSÃO POR PITE E CORROSÃO INTERGRANULAR EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS E DUPLEX FUNDIDOS. In: CONGRESSO ABM - INTERNACIONAL, 67., 2012, Rio de Janeiro. **Proceedings [...]**. Rio de Janeiro: Abm Proceedings, 2012. p. 1623-1633.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey – USA: Wiley-Interscience – John Wiley & Sons, Inc., Publications. 2005. Disponível em: http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Semin%C3%A1rios%20Inox/Stainless%20Steel%20Welding_Metallurgy.pdf. Acesso em: 04 jul. 2024.

LO, K.H.; SHEK, C.H.; LAI, J.K.L.. Recent developments in stainless steels. **Materials Science And Engineering: R: Relatórios**, [S.L.], v. 65, n. 4-6, p. 39-104, 29 maio 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927796X09000461>. Acesso em: 02 nov. 2023.

LOPES, João G.; OLIVEIRA, João Pedro. A Short Review on Welding and Joining of High Entropy Alloys. **Metals**, [S.L.], v. 10, n. 2, p. 212, 2 fev. 2020. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/met10020212>. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2075-4701/10/2/212>. Acesso em: 15 nov. 2024.

MAGNABOSCO, Rodrigo. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 2001. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-01082024-133250/pt-br.php>. Acesso em: 30 dez. 2024.

MAHMOODIAN, Mojtaba. Introduction. **Reliability And Maintainability Of In-Service Pipelines**, [S.L.], p. 1-48, 2018. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-813578-5.00001-9>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780128135785000019>. Acesso em: 10 out. 2024.

MAKHLOUF, Abdel Salam H.; BOTELLO, Martin A.. Failure of the metallic structures due to microbiologically induced corrosion and the techniques for protection. **Handbook Of Materials Failure Analysis**, [S.L.], p. 1-18, 2018. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-08-101928-3.00001-x>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B978008101928300001X>. Acesso em: 10 out. 2024.

MAKHLOUF, Abdel Salam Hamdy. Intelligent Stannate-Based Coatings of Self-Healing Functionality for Magnesium Alloys. **Intelligent Coatings For Corrosion Control**, [S.L.], p. 537-555, 2015. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-411467-8.00015-5>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780124114678000155>. Acesso em: 12 nov. 2024.

MARQUES, Allan Victor Mathias; CARMO, Kerciely Martins do; LAGE, Wivyan Castro; TEIXEIRA, Ricardo Luiz Perez; LACERDA, José Carlos de; TEIXEIRA, Cynthia Helena Soares Bouças; SHITSUKA, Ricardo. Avaliação do efeito de deformação plástica na dureza, microestrutura e propriedades magnéticas de um aço inoxidável AISI 316L. **Matéria (Rio de Janeiro)**, Minas Gerais, v. 25, n. 2, p. 1-10, ago. 2020. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s1517-707620200002.1011>. Disponível em: <https://www.scielo.br/j/rmat/a/BMPfCmgcbYw97vTNMLD7GJG/>. Acesso em: 03 jan. 2025.

MICHLER, T.. Austenitic Stainless Steels. **Reference Module In Materials Science And Materials Engineering**, [S.L.], v. 1, n. 1, p. 406-410, 2016. [S.I.]. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-803581-8.02509-1>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780128035818025091>. Acesso em: 26 out. 2024.

MIRANDA, E. C. Estudo exploratório de parâmetros de soldagem de revestimentos com ligas de níquel empregando o processo TIG com alimentação de arame frio. 2009. 133 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais)–Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009. Disponível em: <https://repositorio.ufc.br/handle/riufc/16199>. Acesso em: 10 nov. 2024.

MODENESI, Paulo J.. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas**. Minas Gerais: S.N, 2011. 27 p. Disponível em: <https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/soldabilidade.pdf>. Acesso em: 02 nov. 2024.

NASEEM, Ahmad; ILYAS, Muhammad; SHEHBAZ, Tauheed; HUSSAIN, Ghulam; ALKAHTANI, Mohammed. Microstructural and mechanical characterization of electron beam welded low-nickel nitrogen-strengthened austenitic stainless steel. **Heliyon**, [S.L.], v. 10, n. 14, p. 1-15, jul. 2024. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e34315>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2405844024103465>. Acesso em: 26 out. 2024.

NERIS, Manoel Messias. **Soldagem: eixo tecnológico: controle e processos industriais**. São Paulo: Secretário de Desenvolvimento Econômico, Ciência e Tecnologia, 2012. 51 p. Disponível em: http://www.cpsctec.com.br/cpsctec/arquivos/apostila_soldagem.pdf. Acesso em: 11 nov. 2023.

NOURI, Alireza; WEN, Cuie. Stainless steels in orthopedics. **Structural Biomaterials**, [S.L.], p. 67-101, 2021. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-818831-6.00008-2>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780128188316000082>. Acesso em: 26 out. 2024.

Nunes, Isadora Pereira; Teixeira, Ricardo Luiz Perez; Signoretti, Valdir Tesche; Lacerda, José Carlos de. **EFEITO DA ELETRODEPOSIÇÃO DE NÍQUEL-NÍÓBIO NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UM AÇO SAE 1020**, p. 321-326. In: *71th ABM Annual Congress*, Rio de Janeiro, 2016. ISSN: 2594-5327, DOI 10.5151/1516-392X-27597. Disponível em: <https://abmproceedings.com.br/ptbr/article/efeito-da-eletrodeposicao-de-niquel-niobio-no-comportamento-em-fadiga-de-um-aco-sae-1020>. Acesso em: 05 nov. 2023.

OBOT, I.B.; ONYEACHU, Ikenna B.. Electrochemical frequency modulation (EFM) technique: theory and recent practical applications in corrosion research. **Journal Of Molecular Liquids**, [S.L.], v. 249, p. 83-96, jan. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.molliq.2017.11.006>.

PADILHA, A. F.; RIOS, P. R.. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. **Isij International**, [S.L.], v. 42, n. 4, p. 325-327, 2002. Iron and Steel Institute of Japan. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/250160177_Decomposition_of_Austenite_in_Austenitic_Stainless_Steel. Acesso em: 31 out. 2024.

PEREIRA, Patrícia Apicelo de Souza. **EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX E SUPER DUPLEX**. 2009. 134 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de M Engenharia e Ciência dos Materiais, Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2009

PESQUEIRA, Camila Melo. **INFLUÊNCIA DA NATUREZA DO MEIO NAS PROPRIEDADES SEMICONDUTORAS DO FILME PASSIVO FORMADO EM AÇO INOXIDÁVEL AISI304 E SUA RELAÇÃO COM A CORROSÃO LOCALIZADA**. 2018. 87 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2018. Disponível em: <https://acervodigital.ufpr.br/xmlui/bitstream/handle/1884/74724/R%20-%20D%20-%20CAMILA%20MELO%20PESQUEIRA.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 02 nov. 2023.

PESSANHA, Ellen de Carvalho. **QUANTIFICAÇÃO DA FERRITA DELTA E AVALIAÇÃO DA RELAÇÃO MICROESTRUTURA/ PROPRIEDADES DE UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 347 SOLDADO**. 2011. 108 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia e Ciência dos Materiais, Centro de Ciência e Tecnologia,, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2011. Disponível em: <https://uenf.br/posgraduacao/engenharia-de-materiais/wp-content/uploads/sites/2/2013/07/QUANTIFICA%C3%87%C3%83O-DA-FERRITA-DELTA-E-AVALIA%C3%87%C3%83O-DA-RELA%C3%87%C3%83O-MICROE.pdf>. Acesso em: 03 nov. 2024.

PRAKASH, S.. Development of advanced alloys with improved resistance to corrosion and stress corrosion cracking (SCC) in power plants. **Structural Alloys For Power Plants**, [S.L.], p. 294-318, 2014. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1533/9780857097552.2.294>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780857092380500103>. Acesso em: 26 out. 2024.

RANJBARNODEH, E.; POURALIAKBAR, H.; KOKABI, A. H.. Finite Element Simulation of Carbide Precipitation in Austenitic Stainless Steel 304. **International Journal Of Mechanics And Applications**, [S.L.], v. 2, n. 6, p. 117-123, 1 dez. 2012. Scientific and Academic Publishing. <http://dx.doi.org/10.5923/j.mechanics.20120206.03>. Disponível em: <http://article.sapub.org/10.5923.j.mechanics.20120206.03.html>. Acesso em: 30 out. 2024.

REZENDE, Renato Paulo. **Soldagem de juntas tubulares de aço inoxidável austenítico AISI 348 para varetas combustíveis em reatores nucleares**. 2015. 117 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais, Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015. Disponível em: <https://teses.usp.br/teses/disponiveis/85/85134/tde-24072015-160216/publico/2015RezendeSoldagem.pdf>. Acesso em: 25 nov. 2023.

ROCHA, Rafael Pandolfo da; RIFFEL, Matheus Henrique; ROSIAK, André; SCHAEFFER, Lirio. Characterization of AISI 304 and AISI 430 stainless steels for application in deep drawing processes. **Brazilian Journal of Development**. Curitiba, p. 51077-51101. jul. 2022. Disponível em: <file:///C:/Users/allex/Downloads/admin,+160+BJD.pdf>. Acesso em: 19 out. 2024.

RODRIGUES, Juliana Aparecida. **Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico alto manganês de efeito TRIP e o aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG**. 2013. 84 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciências e Engenharia de Materiais, Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2013. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/18/18158/tde-16102014-152401/publico/JulianaAparecidaRodriguesCorrigidapdf.pdf>. Acesso em: 30 dez. 2024.

SANTOS, F. A. M. Estudo da ocorrência de ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos, com ênfase em chapas do aço AISI 304, em diferentes etapas do processamento industrial. 2022. Tese de Doutorado. Universidade de São

Paulo. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-20042022-081609/publico/FlaviaAndressaMoreiradosSantosCorr22.pdf> . Acesso em: 31 out. 24.

SANTOS, Sérgio Vitor Britto. **CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA, MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS ASTM F138 E ABNT NBR ISO 5832-9 USADOS NA FABRICAÇÃO DE PRÓTESES DE QUADRIL**. 2019. 80 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2019. Disponível em: <https://monografias.poli.ufrj.br/monografias/monopoli10028060.pdf>. Acesso em: 02 nov. 2023.

SELMI, Hamdi; BROUSSEAU, Jean; CARON-GUILLEMETTE, Gabriel; GOULET, Stéphane; DESJARDINS, Jacques; BELZILE, Claude. Weldability of 316L Parts Produced by Metal Additive Manufacturing. **Journal Of Manufacturing And Materials Processing**, [S.L.], v. 7, n. 2, p. 71, 20 mar. 2023. MDPI AG. <http://dx.doi.org/10.3390/jmmp7020071>. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/369391875_Weldability_of_316L_Parts_Produced_by_Metal_Additive_Manufacturing. Acesso em: 27 out. 2024.

SHRIVAS, Sharda Pratap; VAIDYA, Sanjay Kumar; KHANDELWAL, Ashish Kumar; VISHVAKARMA, Amit Kumar. Investigation of TIG welding parameters to improve strength. **Materials Today: Proceedings**, [S.L.], v. 26, p. 1897-1902, 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.416>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214785320311718>. Acesso em: 15 dez. 2024.

SILVA, Eduardo Miguel da; TEIXEIRA, Ricardo Luiz Perez; COSTA, Sebastião Carlos da; CORRÊA, Edmilson Otoni; RIBEIRO, Rosinei Batista. Stress-Corrosion Cracking Behavior of AISI-409 Welded with a filler metal flux cored AWS E316LT1-4. **Materials Research**, [S.L.], v. 27, p. 1-10, jul. 2024. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2023-0418>.

Silva GM, Ferreira EA, Castro JA. Resistência à corrosão de juntas dissimilares dos aços AISI 316L e da liga Inconel 718. **Soldagem & Inspeção**. 2019;24:e2422. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI24.22>.

SILVA, Erica Marcelino Freitas de Souza; FONSECA, Glaucio Soares da; SANTOS, Lucas Rosate Leite dos. ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA SOLDADA SIMILAR DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 316L COM O AUMENTO DO APORTE TÉRMICO. In: CONGRESSO ANUAL ABM INTERNATIONAL WEEK, 74., 2010, São Paulo. **Artigo**. São Paulo: Abm International Congress, 2010. p. 1-8.

SILVA, Nathalia Salgado. **ELETRODEPOSIÇÃO DE NÍQUEL APLICADA À PRODUÇÃO DE FERRAMENTAS SUPERABRASIVAS**. 2021. 55 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Química Com Atribuições Tecnológicas, Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia Departamento de Química, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2021. Disponível em: https://repositorio.ufscar.br/bitstream/handle/ufscar/14295/Nathalia_Salgado_Trabalho_de_Conclus%C3%A3o_de_Curso.pdf?sequence=1&isAllowed=y. Acesso em: 05 nov. 2023.

SILVA, Rafaela dos Santos. **AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL COM ÊNFASE NA FORMAÇÃO DA FASE LAVES E ENSAIOS DE MICRODUREZA EM JUNTAS DISSIMILARES DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L E INCONEL 718 SOLDADAS PELO PROCESSO TIG AUTÓGENO**. 2020. 153 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2020. Disponível em: 02. Acesso em: 02 nov. 24.

SINGH, Ramesh. Welding, corrosion-resistant alloys—Stainless steel. **Applied Welding Engineering**, [S.L.], v. 3, n. 3, p. 251-271, 2020. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-821348-3.00019-7>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780128213483000197>. Acesso em: 30 jul. 2024.

Smith, J.M., Van Ness, H.C.; **Introdução à Termodinâmica da Engenharia Química**, 3a edição, Guanabara Dois, 1980.

SOFTWARE, Thermo-Calc (org.). TCS Steel and Fe-alloys Database (TCFE): validation and calculation examples collection. **Collection: Thermo-Calc Software**. [S.L.], p. 1-66. 09 jan. 2025.

SONAR, Tushar; IVANOV, Mikhail; TROFIMOV, Evgeny; TINGAEV, Aleksandr; SULEYMANOVA, Ilsiya. A comprehensive review on fusion welding of high entropy alloys – Processing, microstructural evolution and mechanical properties of joints. **International Journal Of Lightweight Materials And Manufacture**, [S.L.], v. 7,

n. 1, p. 122-183, jan. 2024. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijlmm.2023.06.003>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2588840423000306>. Acesso em: 11 nov. 2024.

SOUZA, Sandro Soares de; NUNES, Wesley Matheus; PAGANINI, Paula. Processo de Soldagem: uma introdução aos princípios básicos do processo de soldagem tig aplicado na indústria mecânica. **Revista de Ciências Exatas e Tecnologia**, [S.L.], v. 14, n. 14, p. 27-29, 29 maio 2020. Editora e Distribuidora Educacional. <http://dx.doi.org/10.17921/1890-1793.2019v14n14p27-29>.

STEWART, Maurice. Fabrication, welding, and in-shop inspection. **Surface Production Operations**, [S.L.], p. 197-284, 2021. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-803722-5.00006-9>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780128037225000069?via%3Dihub>. Acesso em: 10 nov. 2024.

SUUTALA N.; TAKALO T.; MOISIO T. **The relationship hip between solidification and microstructure ins austenite and austenitic-ferrit stainless steel welds**. *Metalurgical transactions A*, vol. 10, p. 512-514, April 1979.

TAVARES, Caio Fazzioli. **INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DA ESPESSURA DA PEÇA FUNDIDA NA QUANTIDADE E DISTRIBUIÇÃO DE FERRITA DELTA EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS**. 2008. 77 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-10102008-061334/publico/DissertacaoCaioFazzioliTavares.pdf>. Acesso em: 11 nov. 2023.

TAXELL, Piia; HUUSKONEN, Pasi. Toxicity assessment and health hazard classification of stainless steels. **Regulatory Toxicology And Pharmacology**, [S.L.], v. 133, p. 105227, ago. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.yrtph.2022.105227>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0273230022001143>. Acesso em: 02 nov. 2023.

TEIXEIRA, Gustavo Simões. **Análise da influência das interrupções de soldagem sobre a geometria do cordão de solda depositado pelo processo de soldagem TIG - MAG em tandem**. 2011. 122 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Programa de Pósgraduação em Engenharia Mecânica, Universidade Estadual do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/32025>. Acesso em: 10 nov. 2024.

TEIXEIRA, Ricardo Luiz Perez. **RECOBRIMENTO SELETIVO NANOESTRUTURADO PARA COLETORES SOLARES DE BASE NÍQUEL OBTIDO SOBRE SUBSTRATO DE COBRE POR TÉCNICAS ELETROQUÍMICAS**. 2011. 215 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Coppe, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2011.

TEIXEIRA, Ricardo Luiz Perez et al. **TRIP effect produced by cold rolling of austenitic stainless steel AISI 316L**. *Journal of Materials Science*, v. 58, n. 7, p. 3334-3345, 2023. <https://doi.org/10.1007/s10853-023-08235-7>

TELEGDI, J.; SHABAN, A.; VASTAG, G.. Biocorrosion—Steel. **Encyclopedia Of Interfacial Chemistry**, [S.L.], p. 28-42, 2018. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-409547-2.13591-7>.

THERMO-CALC SOFTWARE (Sweden). Empresa. **Thermo-Calc Software**. 2024. Disponível em: <https://thermocalc.com/about-us/>. Acesso em: 14 nov. 2024.

TIEDRA, Pilar de; MARTÍN, Óscar. Effect of welding on the stress corrosion cracking behaviour of prior cold worked AISI 316L stainless steel studied by using the slow strain rate test. **Materials & Design**, [S.L.], v. 49, p. 103-109, ago. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.02.009>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0261306913001052>. Acesso em: 02 nov. 2024.

UMOREN, Saviour A.; SOLOMON, Moses M.; SAJI, Viswanathan S.. Chapter 4: fundamentals of corrosion inhibition. In: UMOREN, Saviour A.; SOLOMON, Moses M.; SAJI, Viswanathan S.. **Polymeric Materials in Corrosion Inhibition: fundamentals and applications**. Saudi Arabia: Elsevier, 2022. p. 591-612. (978-0-12-823854-7). DOI <https://doi.org/10.1016/C2020-0-00555-4>.

URCEZINO, Amanda da Silva Cardoso. **ELETRODEPOSIÇÃO DE NÍQUEL E LIGAS NÍQUEL-FERRO EM SOLVENTES EUTÉTICOS BASEADOS EM CLORETO DE COLINA**. 2017. 117 f. Tese (Doutorado) - Curso de Química, Departamento de Química Analítica e Físico-Química, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2021. Disponível em: <https://repositorio.ufc.br/handle/riufc/24070>. Acesso em: 05 nov. 2023.

VIRTANEN, S.. ELECTROCHEMICAL THEORY | Corrosion. Encyclopedia Of Electrochemical Power Sources, [S.L.], p. 56-63, 2009. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-044452745-5.00026-5>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780444527455000265>. Acesso em: 10 out. 2024.

VURAL, M.. Welding Processes and Technologies. **Comprehensive Materials Processing**, [S.L.], p. 3-48, 2014. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-08-096532-1.00603-8>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780080965321006038>. Acesso em: 12 out. 2024.

WANG, Xiangyu; SUN, Yangting; HE, Pei; TAN, Xin; ZHOU, Qingyuan; WU, Wenbo; LV, Chenxi; LI, Jin; JIANG, Yiming. Understanding the pitting behavior of laser welds in different austenitic stainless steels: from the perspective of pitting initiation. **Corrosion Science**, [S.L.], v. 224, p. 111483, nov. 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111483>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X23005255>. Acesso em: 02 nov. 2023.

WELD VISION (Brasil). Empresa (org.). **Ficha Técnica**: galaxy 202 digital. Brasil: Weld Vision, 2024. 2 p.

WOLYNEC, Stephan. TÉCNICAS ELETROQUÍMICAS EM CORROSÃO. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 59., 2004, São Paulo. **Proceedings [...]**. São Paulo: Abm Proceedings, 2004. p. 1-28.

YANG, Shufeng; CHE, Zhichao; LIU, Wei; LIU, Zhiyong; LIU, Wei; CHENG, Xuequn; LIU, Chao; LI, Xiaogang. Influence mechanism of heat treatment on corrosion resistance of Te-containing 15-5PH stainless steel. **Corrosion Science**, [S.L.], p. 111610, out. 2023. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111610>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X23006522>. Acesso em: 02 nov. 2023.

YANG, Y.; BUSBY, J.T.. Thermodynamic modeling and kinetics simulation of precipitate phases in AISI 316 stainless steels. **Journal Of Nuclear Materials**, [S.L.], v. 448, n. 1-3, p. 282-293, maio 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.02.008>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0022311514000701>. Acesso em: 30 dez. 2024.

ZAI, Le; ZHANG, Chaoqun; WANG, Yiqiang; GUO, Wei; WELLMANN, Daniel; TONG, Xin; TIAN, Yingtao. Laser Powder Bed Fusion of Precipitation-Hardened Martensitic Stainless Steels:: a review. **Metals**, Switzerland, n. 10, p. 255-285, 2020. Anual. Doi:10.3390/met10020255.

ZHANG, Bo; WANG, Huaming; RAN, Xianzhe; NIE, Xiangyu; WANG, Jiawei; HE, Bei. Microstructure and mechanical properties of high-efficiency laser-directed energy deposited 15-5PH stainless steel. **Materials Characterization**, [S.L.], v. 190, p. 112080, ago. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112080>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S104458032200362X>. Acesso em: 05 nov. 2023.

ZHENG, Pengfei; CHEN, Ran; LIU, Haiting; CHEN, Jiming; ZHANG, Zhijie; LIU, Xing; SHEN, Yao. On the standards and practices for miniaturized tensile test – A review. **Fusion Engineering And Design**, [S.L.], v. 161, p. 112006, dez. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.fusengdes.2020.112006>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0920379620305548>. Acesso em: 20 nov. 2023.



DOI: 10.53660/CLM-4077-24S14

Applications and Properties of Ferritic Stainless Steels with Laser Welding

Aplicações e Propriedades de Aços Inoxidáveis Ferríticos com Soldagem a Laser

Received: 01-08-2024 | Accepted: 01-09-2024 | Published: 04-09-2024

Ricardo Luiz Perez Teixeira

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2641-4036>
Universidade Federal de Itajubá, Itabira –MG, Brasil
E-mail: ricardo.luiz@unifei.edu.br

Allexia Izabella Pinheiro Damasceno

ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-6781-7766>
Universidade Federal de Itajubá, Itabira –MG, Brasil
E-mail: allexia.damasceno@unifei.edu.br

José Carlos de Lacerda

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7753-1713>
Universidade Federal de Itajubá, Itabira –MG, Brasil
E-mail: jlaerda@unifei.edu.br

ABSTRACT

This study evaluates the effects of laser welding on UNS S41003 stainless steel plates, which were pre-treated with a nickel-watts bath enriched with niobium. The plates, with an area of 0.36 dm², were subjected to this treatment for 10 minutes at 60°C, with a direct current of 3.2 A and pH 4, resulting in a thin coating. Subsequently, the plates were laser welded in a butt joint configuration, using a power of 1800 W, a welding speed of 2 cm/s, a focal distance of 3.8 cm, and argon as the shielding gas. The samples were categorized into three regions of interest: the fusion zone (FZ), the heat-affected zone (HAZ), and the base metal (BM). Twenty specimens were prepared by wire electrical discharge machining and were allocated for tensile testing, ferritoscopy, and Vickers microhardness testing. The aim is to determine whether the nickel-watts treatment combined with laser welding enhances the mechanical properties of the FZ and HAZ compared to the BM. Vickers microhardness testing will be used to assess hardness variations among the regions, while ferritoscopy will identify the presence of magnetic phases. Scanning electron microscopy (SEM) will provide three-dimensional images to characterize the microstructure and surface morphology. It is anticipated that the FZ and HAZ will exhibit improved tensile and impact resistance compared to the BM, due to the grain refinement induced by the nickel and niobium treatment.

Keywords: Laser welding; Nickel-watts; Niobium; Stainless steel; UNS S41003

Fonte: TEIXEIRA, R. L. P.; DAMASCENO, A. I. P.; DE LACERDA, J. C. Applications and properties of ferritic stainless steels with laser welding: Aplicações e propriedades de aços inoxidáveis ferríticos com soldagem a laser. Concilium, v. 24, n. 18, p. 155–167, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.53660/CLM-4077-24S14>. Acesso em: 07 jan. 2025.



De 11 a 14 - NOVEMBRO DE 2024

**Inteligência Artificial
na Gestão de Operações:
Limitações e possibilidades**



BIOMATERIAIS METÁLICOS E TECNOLOGIAS DE MANUFATURA ADITIVA: AVANÇOS E DESAFIOS NA ENGENHARIA DE PRODUÇÃO DE IMPLANTES BIOMÉDICOS

RICARDO LUIZ PEREZ TEIXEIRA – ricardo.lui@unifei.edu.br
UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ - UNIFEI

ALLEXIA IZABELLA PINHEIRO DAMASCENO- allexia.damasceno@unifei.edu.br
UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ - UNIFEI

HAROLDO LHOU HASEGAWA - haroldohasegawa@professores.utfpr.edu.br
UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ - UTFPR

ÁREA: 1. ENGENHARIA DE OPERAÇÕES E PROCESSOS DA PRODUÇÃO
SUBÁREA: 1.2 - PLANEJAMENTO, PROGRAMAÇÃO E CONTROLE DA PRODUÇÃO

RESUMO: O ESTUDO EXPLORA A IMPORTÂNCIA DA BIOCOMPATIBILIDADE NO SUCESSO E LONGEVIDADE DE IMPLANTES ORTOPÉDICOS E ODONTOLÓGICOS. O MÉTODO DE PESQUISA EMPREGADO CONSISTE EM UMA REVISÃO ABRANGENTE DA LITERATURA CIENTÍFICA SOBRE BIOMATERIAIS METÁLICOS, COM FOCO EM BIOCOMPATIBILIDADE, MANUFATURA ADITIVA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTÊNCIA À CORROSÃO UTILIZANDO AVANÇOS EM TECNOLOGIAS DE MANUFATURA ADITIVA, INVESTIGA-SE A CRIAÇÃO DE IMPLANTES BIOMÉDICOS PERSONALIZADOS COM DESIGNS ESPECÍFICOS PARA PACIENTES E FUNCIONALIDADE APRIMORADA. TAMBÉM SÃO EXAMINADAS MELHORIAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE MATERIAIS COMO LIGAS DE TITÂNIO E AÇOS INOXIDÁVEIS, INCLUINDO TÉCNICAS DE MODIFICAÇÃO DE SUPERFÍCIE PARA MITIGAR A FORMAÇÃO DE BIOFILME. SÃO DISCUTIDOS DESAFIOS COMO CORROSÃO E QUESTÕES REGULATÓRIAS, DESTACANDO A NECESSIDADE DE PRÁTICAS DE MANUFATURA SUSTENTÁVEL E CLAREZA REGULATÓRIA NO DESENVOLVIMENTO DE BIOMATERIAIS METÁLICOS PARA APLICAÇÕES BIOMÉDICAS. A PESQUISA SUBLINHA A IMPORTÂNCIA DE ENTENDER E OTIMIZAR PROPRIEDADES MECÂNICAS, ESPECIALMENTE A RESISTÊNCIA À TRAÇÃO, NO DESIGN DE BIOMATERIAIS METÁLICOS DURÁVEIS E BIOCOMPATÍVEIS PARA DIVERSAS APLICAÇÕES BIOMÉDICAS.

PALAVRAS-CHAVES: BIOCOMPATIBILIDADE; BIOMATERIAIS METÁLICOS; MANUFATURA ADITIVA; PROPRIEDADES MECÂNICAS; RESISTÊNCIA À CORROSÃO.



O trabalho intitulado **BIOMATERIAIS METÁLICOS E TECNOLOGIAS DE MANUFATURA ADITIVA: AVANÇOS E DESAFIOS NA ENGENHARIA DE PRODUÇÃO DE IMPLANTES BIOMÉDICOS**, de autoria de **Ricardo Luiz Perez Teixeira**, **ALLEXIA IZABELLA PINHEIRO DAMASCENO** e **Haroldo Lhou Hasegawa** foi aprovado na modalidade ARTIGO, no evento XXXI SIMPEP a ser realizado de 11 de novembro de 2024 a 14 de novembro de 2024.

BAURU-SÃO PAULO-BRASIL

Comissão Científica do SIMPEP - simpep.feb@unesp.br

Data do Aceite:13/08/2024

Fonte: TEIXEIRA, R. L. P.; DAMASCENO, A. I. P.; HASEGAWA, H. L. Biomateriais metálicos e tecnologias de manufatura aditiva: Avanços e desafios na engenharia de produção de implantes biomédicos. In: XXXI Simpósio de Engenharia de Produção, XXXI SIMPEP, UNESP, 2024, Bauru, SP. Anais do XXXI Simpósio de Engenharia de Produção. Bauru, SP: Departamento de Engenharia de Produção da UNESP (Universidade Estadual Paulista), Campus de Bauru, 2024. v. 1. p. 1. Homepage: <https://www.simpep.feb.unesp.br/anais.php>; Série: 1; ISSN/ISBN: 1809-7189.

APÊNDICE B - ESTIMATIVA DA ESPESSURA DO REVESTIMENTO DE NÍQUEL

De acordo com Teixeira (2011), as leis de Faraday explicam os princípios da eletrodeposição. A primeira lei de Faraday define que a massa de uma substância liberada ou decomposta (m) em um eletrodo é proporcional à carga elétrica que atravessa a solução (Q_e), a intensidade da corrente (i), tempo (t), e F que corresponde à carga transportada por 1 mol de elétrons ou $6,02 \times 10^{23}$ elétrons.

A segunda Lei de Faraday define que para uma mesma quantidade de eletricidade que atravessa diversos eletrólitos, as massas das espécies químicas liberadas nos eletrodos (m), as massas das espécies químicas decompostas, são diretamente proporcionais aos seus equivalentes químicos (Eq , mol/ox ou $e^- n \text{ MM}/n_e^-$), permitindo calcular a massa eletrodepositada, conforme a Equação 9 (Teixeira (2011)). A Equação 10 permite obter a espessura (l) do depósito de massa, considerando como conhecidas a área do eletrodo (A_e) para deposição em metros quadrados (m^2), a massa específica (ρ_e) do material em (kg/m^3). O tempo de duração do processo $t(s)$ pode ser obtido pela Equação 9, tendo como conhecidas as grandezas da massa depositada em quilograma e a densidade de corrente (A/m^2).

$$m = k * Eq = k * \frac{MM}{N_{e^-}} = \frac{Eq * i * t}{F} \quad (9)$$

$$l = \frac{m * A_e}{\rho_e} \quad (10)$$

Segundo Teixeira (2011), outro fator importante é a eficiência de corrente (CE) que consiste na porcentagem de corrente total (i_t) que é utilizada na deposição catódica do metal em relação ao que seria necessário para eletrodepositar. A Equação 11, foi utilizada por Teixeira (2011), para obter a eficiência de corrente.

$$CE (\%) = \frac{i_t}{i} * 100 \quad (11)$$

Com base no exposto no trabalho de Teixeira (2011), foi possível estimar a espessura (lh^*) da camada de níquel-Watts eletrodepositada na superfície do aço AISI 316L, obtendo um valor de $2,8 \mu m$, conforme Quadro 5.

Tabela 11 - Estimativa da espessura do revestimento de níquel-Nióbio na chapa de aço AISI 316L

Item	Sigla	Valor	Unidade
Massa molecular do Níquel	Ni	58,695	MM (u.m.a)
Massa específica (ρ)	Ni	8800	ρ (kg/m ³)
Intensidade de Corrente (i)	i	0,1	A/dm ²
Número de Elétrons (ne^-)	ne^-	2	nox
Constante de Faraday	F	26,8	A8h
Tempo (t)	t	20	min
Massa	m	0,00366	g
Espessura do depósito	lh	4,14	μ m
Massa do revestimento depositado	m*	0,0026	g
Espessura do revestimento depositado	lh*	2,8	μ m
Eficiência de Corrente (CE)	CE	69	%

Fonte: Teixeira (2011) (Adaptado)

TEIXEIRA, Ricardo Luiz Perez. **RECOBRIMENTO SELETIVO NANOESTRUTURADO PARA COLETORES SOLARES DE BASE NÍQUEL OBTIDO SOBRE SUBSTRATO DE COBRE POR TÉCNICAS ELETROQUÍMICAS**. 2011. 215 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Coppe, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2011.