

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

EMILLY DA SILVA ANDRADE

**APLICAÇÃO DE Ni E Co EM SOLDAGEM DO AÇO SUPERDUPLEX UNS S32750
COM LASER ND:YAG PULSADO**

Ilha Solteira
2024

EMILLY DA SILVA ANDRADE

**APLICAÇÃO DE Ni E Co EM SOLDAGEM DO AÇO SUPERDUPLEX
UNS S32750 COM LASER ND:YAG PULSADO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à
Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira –
UNESP como parte dos requisitos para obtenção
do grau de Engenheira Mecânica.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Ilha Solteira
2024

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

- A554a Andrade, Emilly da Silva.
Aplicação de Ni e Co em soldagem do Aço Superduplex UNS S32750 com laser Nd:Yag pulsado / Emilly da Silva Andrade. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2024
57 f. : il.
- Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia, Ilha Solteira, 2024
- Orientador: Vicente Afonso Ventrella
- Inclui bibliografia
1. Soldagem a laser. 2. Elementos gamagênicos. 3. Eletrólise. 4. Superduplex.

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

CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA
ATA DA DEFESA TRABALHO DE GRADUAÇÃO

**TÍTULO: APLICAÇÃO DE Ni E Co EM SOLDAGEM DO AÇO SUPERDUPLEX
UNS S32750 COM LASER ND:YAG PULSADO**

ALUNO: EMILLY DA SILVA ANDRADE

ORIENTADOR: Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Aprovado (X) - Reprovado () pela Comissão Examinadora

Nota: 9,0 (nove)

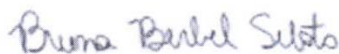
Comissão Examinadora:



Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Presidente (Orientador)



Prof. Dr. Antônio de Pádua Lima Filho



Bruna Berbel Seloto

Ilha Solteira, 30 de julho de 2024

DEDICO

À Emilly de 6 anos atrás por acreditar em seu potencial e trabalhar arduamente para transformar sonhos em realidade. Este trabalho é um testemunho da minha jornada acadêmica, dos sacrifícios feitos e das conquistas alcançadas.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me capacitado e nunca ter me desamparado nessa longa caminhada.

Gostaria de expressar minha profunda gratidão ao meu orientador, Vicente Afonso Ventrella, por me acolher no grupo de pesquisas e por sempre me auxiliar no que fosse necessário. Além disso, agradeço imensamente a todos os outros professores que cruzaram meu caminho e contribuíram significativamente para a minha formação durante a graduação.

À Bruna Seloto por gentilmente ter me guiado no decorrer deste projeto e por compartilhar tanto conhecimento.

Agradeço principalmente a minha mãe, meus avós e minha tia por me apoiarem nos meus objetivos ao longo dos anos. Agradeço de coração aos meus avós por todo companheirismo e sabedoria que me passaram.

Ao João Gabriel por ter me dado todo suporte necessário, pelo conhecimento transmitido, incentivo, cuidado e pela paciência.

Agradeço a Republica Álcool Íris por ter sido a minha casa durante 5 anos.

As minhas amigas, Paula, Laura, Sarah e Sabrina por serem minha família em Ilha Solteira.

Ao Cassinei por sempre me incentivar.

Aos meus amigos, Nelson, Elias, Vinicius, Matheus e João Paulo pela parceria.

Agradeço a todos de que alguma forma contribuiu para o fechamento dessa etapa.

.

.

Este trabalho contou com o apoio da(s) seguinte(s) entidade(s):
CNPq - Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico

“A educação é o poder das mulheres”.

Malala Yousafzai

RESUMO

A soldagem de aço inoxidável superduplex é muitas vezes considerada uma tarefa delicada que exige o máximo cuidado e experiência por parte do operador. Ao soldar aços superduplex, que são compostos por 50% de austenita e 50% de ferrita, é imprescindível obter juntas soldadas com proporções de fases equilibradas e a menor quantidade de precipitados. Devido à alta velocidade de resfriamento e ao elevado aporte térmico, a zona fundida se revela predominantemente ferrítica. Ao encontro disso, a soldagem a laser Nd:YAG é uma excelente alternativa a esses materiais, pois a energia é relativamente baixa e concentrada no cordão. consequentemente, Zona Termicamente Afetada diminuta, no entanto, ainda há um desequilíbrio de fase na zona de fusão. Vários elementos de liga, incluindo zinco (Zn), cobre (Cu), nitrogênio (N), manganês (Mn), níquel (Ni), cobalto (Co) e carbono (C), contribuem para estabilização da fase austenítica nos aços inoxidáveis. Assim, neste estudo, observamos a capacidade de balancear fases da zona de solda adicionando o elemento gamagênico cobalto e níquel à chapa de aço inoxidável superduplex UNS S32750 por eletrodeposição. Sendo que, o elemento cobalto foi estudado anteriormente e o presente objetivo é analisar estatisticamente a formação de austenita ao repetir o mesmo tempo de eletrodeposição. Com relação ao níquel, o foco é comprovar a capacidade do elemento de estabilizar a austenita. As análises basearam-se na macroscopia e microscopia. Para as amostras de cobalto notou-se que a cada vez era necessário banhos de maiores duração para que a austenita fosse estabilizada, sendo que a amostra que se aproximou do equilíbrio recebeu um banho de cobalto de 136 minutos. Com isso, percebeu-se que a concentração de cobalto reduzia a cada banho, pois na reação eletrolítica a solução oxida e a amostra reduz. Já o níquel, comprovou seu potencial de estabilizar a austenita, atingindo o equilíbrio de fase com um banho de 7 minutos.

PALAVRAS-CHAVE: Soldagem a laser. Elementos gamagênicos. Eletrólise. Superduplex.

ABSTRACT

The welding of super duplex stainless steel is often regarded as a delicate task that demands maximum care and expertise from the operator. When welding super duplex steels, which consist of 50% austenite and 50% ferrite, it is imperative to achieve welded joints with balanced phase proportions and minimal precipitates. Due to the high cooling rate and significant heat input, the fusion zone tends to be predominantly ferritic. In response to this, Nd: YAG laser welding presents an excellent alternative for these materials, as the energy is relatively low and concentrated in the weld bead, resulting in a small heat-affected zone. However, there remains a phase imbalance in the fusion zone. Various alloying elements, including zinc (Zn), copper (Cu), nitrogen (N), manganese (Mn), nickel (Ni), cobalt (Co), and carbon (C), contribute to the stabilization of the austenitic phase in stainless steels. Thus, this study investigates the ability to balance phases in the weld zone by adding the gamma-genic elements cobalt and nickel to the super duplex stainless steel UNS S32750 plate through electrodeposition. Previous studies have examined the element Co, and the current objective is to statistically analyze the formation of austenite by repeating the same electrodeposition time. Regarding Ni, the focus is on proving the element's capability to stabilize austenite. The analyses were based on both macroscopic and microscopic examinations. For the Co samples, it was noted that longer bath durations were required each time to stabilize the austenite, with the sample approaching equilibrium receiving a 136-minute Co bath. Consequently, it was observed that the Co concentration decreased with each bath, as the electrolyte solution oxidizes and the sample reduces during the electrolytic reaction. Conversely, nickel demonstrated its potential to stabilize austenite, achieving phase equilibrium with a 7-minute bath.

KEYWORDS: Laser welding. Gammagenic elements. Electrolysis. Superduplex.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquema de formação da camada passiva.....	21
Figura 2 – Gráfico esquemático mostrando a influência do carbono sobre a capacidade de endurecimento das ligas ferro-cromo.....	22
Figura 3 – Diagrama de Schaeffler: Regiões de composição química das diferentes famílias indicadas.....	23
Figura 4 – Microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304.....	24
Figura 5 – Sequências de solidificação típicas de aços inoxidáveis austeníticos.....	25
Figura 6 – Microestrutura do aço inoxidável ferrítico 430A laminado a quente.....	26
Figura 7 – Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado e revenido.....	27
Figura 8 – Microestrutura do aço inoxidável endurecido por precipitação 17-4 PH....	28
Figura 9 – Microestrutura de chapa de aço inoxidável dúplex UNS S31803 laminada.....	29
Figura 10 – Diagrama TTT esquemático de precipitação de fases secundárias no aço inoxidáveis.....	31
Figura 11 - Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex.....	33
Figura 12 – Microestrutura do Aço Superduplex UNS S32750.....	34
Figura 13 – Diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado de Nd:YAG.....	37
Figura 14 – Esboço do feixe laser, keyhole e solidificação.....	37
Figura 15 – Dimensão das amostras.....	38
Figura 16 – Aparato do processo e eletrodeposição.....	39
Figura 17 – Fonte de soldagem a laser do Laboratório de Soldagem da FEIS – UNESP.....	40
Figura 18 – Representação esquemática da soldagem.....	41
Figura 19 - Região transversal do cordão de solda.....	42
Figura 20 – Estéreo Microscópio Zeiss - Discovery V8.....	42

Figura 21 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).....	43
Figura 22 – Superfície em que o Co foi depositado (Amostra 1)	44
Figura 23 – Cordões de solda das amostras: a) com deposição de cobalto b) sem deposição.....	44
Figura 24 – MEV da Amostra 1: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição.....	45
Figura 25 – MEV da Amostra 2: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição.....	45
Figura 26 – Fração volumétrica de austenita-ferrita na Amostra 1.....	46
Figura 27 – Fração volumétrica de austenita-ferrita na Amostra 2.....	46
Figura 28 – Cordões de solda com adição de Ni.....	47
Figura 29 – MEV da Amostra Ni 1: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição.....	49
Figura 30 – MEV da Amostra Ni 2: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição.....	49
Figura 31 – MEV da Amostra Ni 3: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição.....	50
Figura 32 – MEV da Amostra Ni 4: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição.....	50
Figura 33 – MEV da Amostra Ni 5: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição.....	51
Figura 34 – Fração volumétrica de austenita-ferrita nas amostras de Ni: (a) Amostra Ni 1; (a) Amostra Ni 2; (c) Amostra Ni 3; (d) Amostra Ni 4 e (e) Amostra Ni 5.....	51
Figura 35 – Cordão de solda das amostras de Co: (a) Amostra Co 1; (b) Amostra Co 2; (c) Amostra Co 3.....	53
Figura 36 – Microscopia Eletrônica de Varredura das amostras de Co.....	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis duplex e superduplex à temperatura ambiente.....	35
Tabela 2 – Composição química do aço superduplex UNS S32750.....	38
Tabela 3 - Definição dos parâmetros de soldagem.....	41
Tabela 4 - Fração volumétrica de ferrita e austenita nos cordões de solda.....	47
Tabela 5 - Espessura de Ni depositado e tempo de deposição.....	48
Tabela 6 – Fração volumétrica austenita-ferrita nas amostras de Ni.....	52
Tabela 7 – Eletrodeposição de cobalto.....	53
Tabela 8 – Fração volumétrica das fases nas amostras de cobalto.....	55

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

AID	Aço Inoxidável Duplex
AILD	Aço Inoxidável <i>Lean</i> Duplex
AISD	Aço Inoxidável Superduplex
AISI	<i>America Iron and Steel Institute</i>
AL	Alongamento
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
Creq	Cromo equivalente
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
FEIS	Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
MB	Metal base
Nd:YAG	<i>Neodymium-doped yttrium aluminium garnet</i>
Nieq	Níquel equivalente
PH	<i>Precipitation Hardening</i>
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
UW	<i>United Winners</i>
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

%	porcentagem
°C	graus celsius
μ	micrometro
A	ampere
A	área do substrato a ser depositado
Al	Alumínio
C	Carbono
Co	Cobalto
$CoSO_4 \cdot 7H_2O$	sulfato de cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
dm	decímetro
F	constante de Faraday
Fe	Ferro
g	grama
H_2O	água
H_3BO_3	ácido bórico
HCl	ácido clorídrico
HRC	Dureza Rockwell C
HV	Dureza Vickers
Hz	hertz
i	corrente
$K_2S_2O_5$	metabissulfito de potássio
m	massa
M	massa molecular do elemento

ml	mililitro
mm	milímetro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MPa	Mega Pascal
N	Nitrogênio
n	carga iônica
$NaCl$	cloreto de sódio
NaOH	hidróxido de sódio
Nb	Nióbio
NH_4HF_2	bifluoreto de amônio
Ni	Níquel
$NiCl_2 \cdot 6H_2O$	cloreto de níquel
$NiSO_4 \cdot 6H_2O$	sulfato de níquel
s	segundos
Si	Silício
t	tempo
Ta	Tântalo
Ti	Titânio
V	Vanádio
W	Tungstênio
δ	Ferrita
ρ	densidade do metal de deposição
γ	Austenita

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	18
2. OBJETIVOS.....	19
3. REVISÃO TEÓRICA.....	20
3.1. DEFINIÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL	20
3.2. HISTÓRIA DO AÇO INOXIDÁVEL	21
3.3.1. Aço Inoxidável Austenítico	24
3.3.2. Aço Inoxidável Ferrítico.....	26
3.3.3. Aço Inoxidável Martensítico	27
3.3.4. Liga Endurecida por Precipitado	28
3.3.5. Aço Inoxidável Duplex	29
3.4. AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX	34
3.5. SOLDAGEM A LASER	36
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	38
4.1. PREPARAÇÃO DA AMOSTRA	38
4.2. DEPOSIÇÃO ELETROLÍTICA	39
4.3. SOLDAGEM A LASER ND:YAG.....	40
4.4. ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	42
4.5. FASES DE ESTUDO	43
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	44
5.1. FASE I.....	44
5.2. FASE II.....	47
5.3. FASE III.....	52
6. CONCLUSÃO.....	56
REFERÊNCIA.....	57

1. INTRODUÇÃO

A contínua evolução do cenário offshore mundial, aliada ao aumento exponencial da utilização de gás natural e petróleo, tem impulsionado a busca por materiais que possam suportar as condições adversas desse ambiente. Nesse contexto, é imprescindível a aplicação de materiais que combinem excelente resistência mecânica, considerando os esforços aos quais serão submetidos, com alta resistência à corrosão. Dessa forma, os Aços Inoxidáveis Superduplex (AISD) foram introduzidos, oferecendo elevados níveis de resistência mecânica e resistência à corrosão.

O AISD corresponde a uma liga de Fe-Cr-Ni e a outros elementos de liga, possuindo microestrutura bifásica composta por uma matriz ferrítica (CCC) e ilhas de austenita (CFC). Este material apresenta ótimas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão, visto que o PRE (resistência equivalente à corrosão por pite) é superior a 40.

No entanto, quando soldado, ocorre um desequilíbrio na porcentagem de ferrita devido a elevada taxa de resfriamento. Com o advento de novas tecnologias, desenvolveu-se o processo de soldagem a laser, amplamente utilizado por fornecer cordão de solda consideravelmente estreito e, conseqüentemente, uma Zona Termicamente Afetada (ZTA) muito restrita. Visto que ZTA é a região em que acontecem os principais defeitos de solda.

A soldagem dos Aços Inoxidáveis Superduplex (AISD), contudo, resulta em uma microestrutura desbalanceada na junção, caracterizada pela precipitação de compostos intermetálicos. Mesmo que limitada, essa precipitação causa uma significativa perda de resistência à corrosão e compromete a resistência mecânica do material. Portanto, é crucial resolver o problema do balanceamento de fases, o que pode ser alcançado mediante a deposição de elementos estabilizadores de fases.

2. OBJETIVOS

Este trabalho de conclusão de curso tem por objetivo avaliar a influência da adição de cobalto e níquel na soldagem através de uma fonte laser pulsada Nd:YAG do aço inoxidável superduplex UNS S32750.

Os objetivos específicos são:

- Realizar a preparação das amostras para uma caracterização macro e microestrutural completa;
- Interpretar os resultados obtidos pela caracterização de forma visual qualitativa, utilizando microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura;
- Comparar os resultados qualitativos obtidos com uma análise quantitativa assistida pelo software ImageJ.

3. REVISÃO TEÓRICA

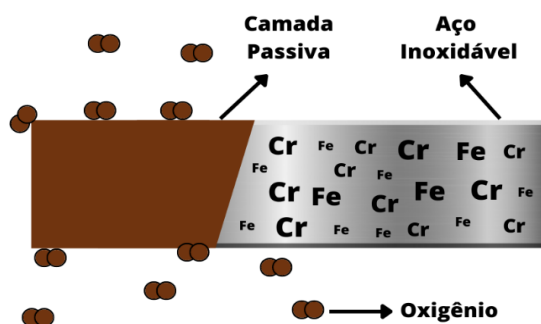
Para uma série de aplicações, principalmente envolvendo a presença da água do mar, os aços inoxidáveis tradicionais não apresentavam resistência mecânica e resistência à corrosão por pite satisfatórias. Em contrapartida, surgiram os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD), que são materiais que unem alta resistência mecânica com elevada resistência à corrosão por pites. Essas características são resultado de sua microestrutura bifásica, composta por quantidades semelhantes de austenita (γ) e ferrita (δ), juntamente com os elementos de liga Cr, Mo e N. Os AID se distinguem dos AISD pelo maior índice de resistência à corrosão por pites atribuído a alguns elementos de liga. Atualmente, tanto os AID quanto os AISD estão sendo amplamente utilizados no Brasil em diversos setores industriais, incluindo petroquímico, naval, químico, por exemplo.

3.1. DEFINIÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas caracterizadas pela elevada porcentagem de elementos de liga, especialmente o cromo, encontrado com composição de no mínimo 10 a 12%. Este elemento é crucial para a formação de uma camada de passivação na superfície do aço, a qual confere a propriedade de resistência à corrosão, característica distintiva dos aços inoxidáveis. (COLPAERT, 2008).

A capacidade de resistência à corrosão das ligas Fe + Cr está relacionada ao processo chamado passivação, que envolve a criação de uma camada de óxidos mistos (de ferro, cromo e outros elementos de liga) e sua subsequente manutenção no ambiente corrosivo, como é ilustrado na Figura 1. A formação, impermeabilidade e taxa de dissolução dessa camada no meio corrosivo determinam a resistência à corrosão do material no meio corrosivo em questão, medida em termos de perda de peso, de área, em um determinado período de tempo (DA COSTA, 2010).

Figura 1 – Esquema de formação da camada passiva



Fonte: Próprio autor

3.2. HISTÓRIA DO AÇO INOXIDÁVEL

Durante o século XIX, cientistas ao redor do mundo realizavam testes adicionando Cr, Ni e C no aço, a fim de mudar as propriedades do material. Observou-se que com o aumento de cromo, maior era a resistência à corrosão em alguns ambientes quando comparado a aços convencionais (SELOTO, 2021).

Em 1912, na cidade de Sheffield (Inglaterra), foi realizada a primeira produção em massa de aço inoxidável, durante a qual Harry Brearly desenvolveu ligas de ferro e cromo de alta durabilidade. Notou que a liga Fe-Cr (13%) apresentava resistência à maior parte dos reagentes utilizados na metalografia, nomeando a liga de “stainless steel”, em português “aço que não mancha” (TEBECHERANI, [201-]).

Segundo Tebecherani ([201-]), em 1913, na Alemanha, Edaurd Maurer e Baermann Strauss registraram a primeira patente para a produção de aço inoxidável cromo-níquel (8% de níquel) e observou que a mesma resistiu a vapores agressivos do laboratório a meses. Fato que marcou o início da produção dos aços inoxidáveis austeníticos, que hoje representam aproximadamente 60% da produção mundial de aços inoxidáveis. (TEBECHERANI, [201-]).

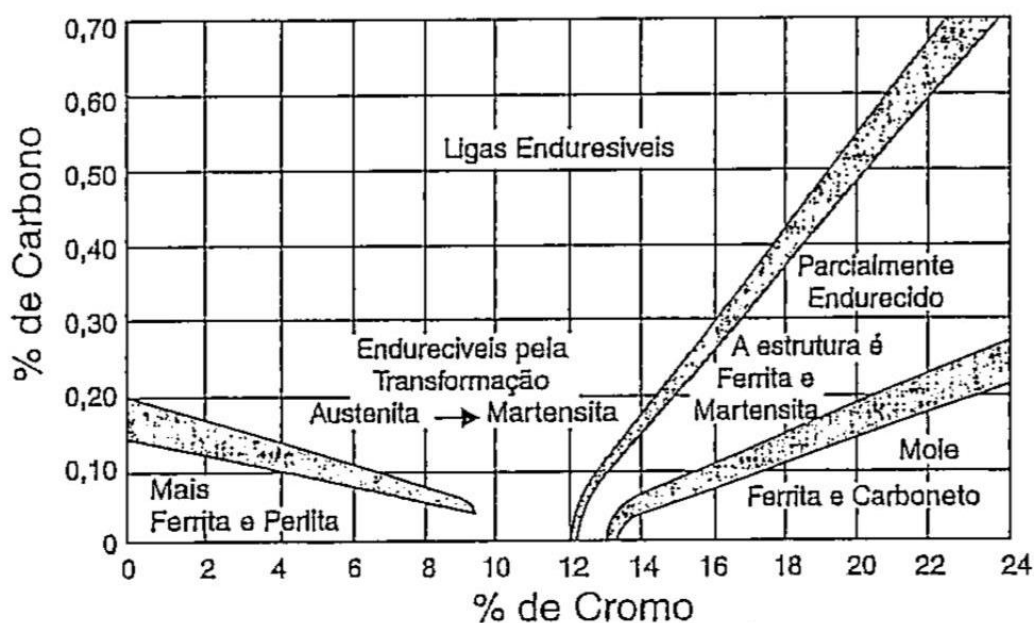
Na mesma época, em 1915, nos Estados Unidos, Frederick Beckt e Christian Dantsizen desenvolveram outro tipo de aço inoxidável, os ferríticos, que hoje correspondem a cerca de 30% da produção mundial de aço inoxidável. Nos anos que precederam 1920, em menos de uma década, as três famílias de aços inoxidáveis (austeníticos, ferríticos e martensíticos) já haviam sido criadas e continuam sendo amplamente utilizadas em diversas aplicações até hoje. Por volta de 1930, metalurgistas na Suécia desenvolveram uma família de aço inoxidável que combinava estruturas austenítica e ferrítica em uma única liga, criando os aços inoxidáveis duplex (CARDOSO, 2013).

3.3. TIPOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são categorizados em 5 grandes famílias, sendo: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex (ferrítico e austenítico) e liga endurecida por precipitação (EP). Cujas 4 primeiras famílias são definidas pela sua microestrutura e a última depende da composição das ligas, tratamento térmico e processamento.

De acordo com Chiaverini (2005), o carbono desempenha um papel significativo na determinação se um aço de alto teor de cromo estará na classe martensítica ou ferrítica, como ilustrado na Figura 2. Por exemplo, observa-se que um aço com 16% de cromo pode ser classificado tanto como martensítico quanto ferrítico, dependendo do teor de carbono.

Figura 2 – Gráfico esquemático mostrando a influência do carbono sobre a capacidade de endurecimento das ligas ferro-cromo



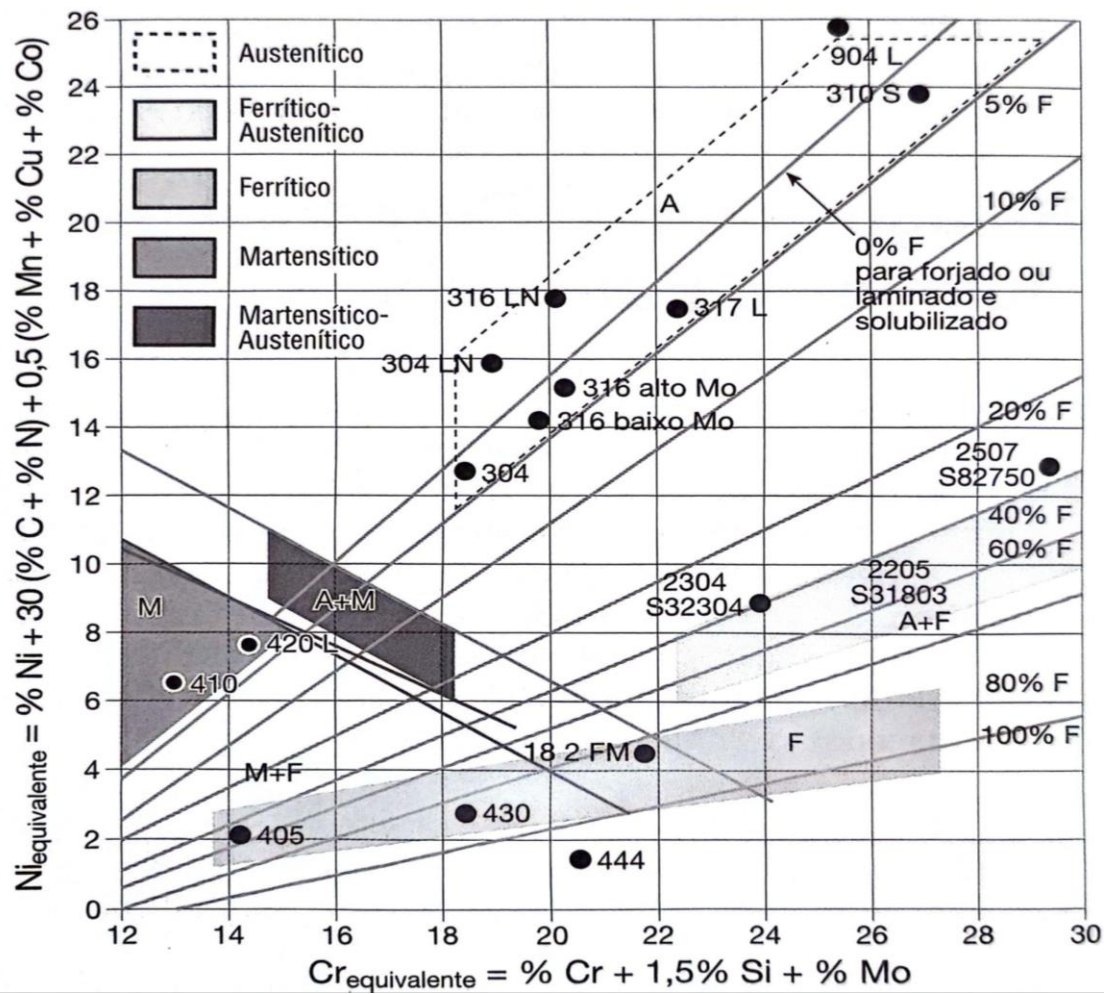
Fonte: Chiaverini (2005).

Conforme Colpaert (2008), a microestrutura tem efeito dominante sobre desempenho dos aços inoxidáveis e depende, diretamente, da composição química e do tratamento térmico realizado. Uma representação dos tipos de aços inoxidáveis é o diagrama de Schaeffer e Delong, apresentado na Figura 3. Todos os elementos estabilizadores da estrutura CCC são computados em um valor de “cromo equivalente (Cr equivalente)” e os estabilizadores de CFC em um valor de “níquel equivalente (Ni equivalente)”:

$$Cr_{equivalente} = \% Cr + 1,5 X \% Si + \% Mo \quad (3.2.1)$$

$$Ni_{equivalente} = \% Ni + 30 X (\% C + \% N) + 0,5 X (\% Mn + \% Cu + \% Co) \quad (3.2.2)$$

Figura 3 – Diagrama de Schaeffler: Regiões de composição química das diferentes famílias indicadas



Fonte: Colpaert (2008).

3.3.1. Aço Inoxidável Austenítico

O aço inoxidável austenítico é o tipo mais usado, sendo a liga AISI 304 a mais popular, conforme apresentada na Figura 4. Este aço pode ser dividido em dois grupos: aços ao cromo-níquel e aços ao cromo-mangânês-níquel. Sendo o primeiro grupo amplamente usado, no qual sua liga mais conhecida é composta por 18% de cromo e 8% de níquel (PAREDES, 2020).

Conforme Tebechrani ([201-]), os austeníticos não são ferromagnéticos e não podem ser endurecidos por meio de tratamento térmico. Estes são conhecidos pela sua alta resistência à corrosão em meios agressivos. Para melhorar a resistência à corrosão e evitar a corrosão intragranular, elementos formadores de carbonetos como molibdênio, nióbio e titânio podem ser adicionados.

Os elementos mais comuns nas composições químicas destes aços são o ferro, o cromo, o níquel, nitrogênio, o mangânês, o silício, o carbono, nióbio e o molibdênio. O cromo, o silício, o molibdênio e o nióbio são elementos ferritizantes, ou alfacênicos, uma vez que estabilizam a ferrita ao reduzir o campo de formação da austenita; em contraste, o níquel, o carbono, o mangânês e o nitrogênio são elementos austenitizantes, ou gamagênicos (RIBEIRO, 2012).

Figura 4 – Microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304



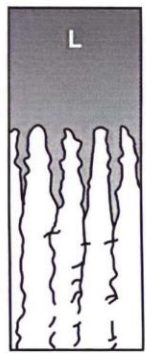
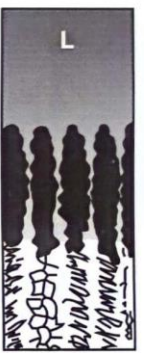
Fonte: Colpaert (2008).

Sobre a solidificação de aços austeníticos, Colpaert afirma:

A sequência de solidificação dos aços austeníticos (e dos aços duplex austeníticos-ferríticos) é essencialmente importante na fabricação e na soldagem destes aços. Delimitando-se, no diagrama de Schaeffler (Figura 3), as faixas de composição especificadas para os diversos aços austeníticos, observa-se que é possível ter-se composição dentro da região em que alguma ferrita estará presente. Isto implica em que alguns produtos de aços austeníticos podem ter, em sua microestrutura, alguma fração de ferrita “delta” sem que isso indique necessariamente um desvio na composição química. Além disso, como a solidificação dos aços raramente permite que ocorra redistribuição perfeita do soluto substitucionais, a segregação de solidificação pode causar o aparecimento de ferrita. Por fim, algumas composições podem solidificar formando ferrita em equilíbrio e, posteriormente, a temperatura de solubilização dissolve completamente a ferrita (COLPAERT, 2008, p. 530).

Com isso, Colpaert (2008) demonstra os possíveis modos de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos, conforme a Figura 5. Em que, o modo Ferrita-Austenita (FA) é o preferencial, pois envolve a formação de ferrita a partir do líquido e evita a ocorrência de trincas a quente.

Figura 5 – Sequências de solidificação típicas de aços inoxidáveis austeníticos

Modo de solidificação	A	AF	FA		F
Sequências de solidificação					
Fase primária	Austenita		Ferrita delta		
Microestrutura	Austenita	Dúplex: austenita + ferrita			
Características da microestrutura		A + F (Ac)	A + F (Ac ou R)	A + F (R ou VmD)	A + F (R ou VmID)


Liquido


Ferrita


Austenita

Fonte: Colpaert (2008).

Legenda: A = austenita; F = ferrita; Ac = Acicular; R = em rede; Vm = vermicular ou “esqueleto”, D = dendrítica; ID = interdendrítica.

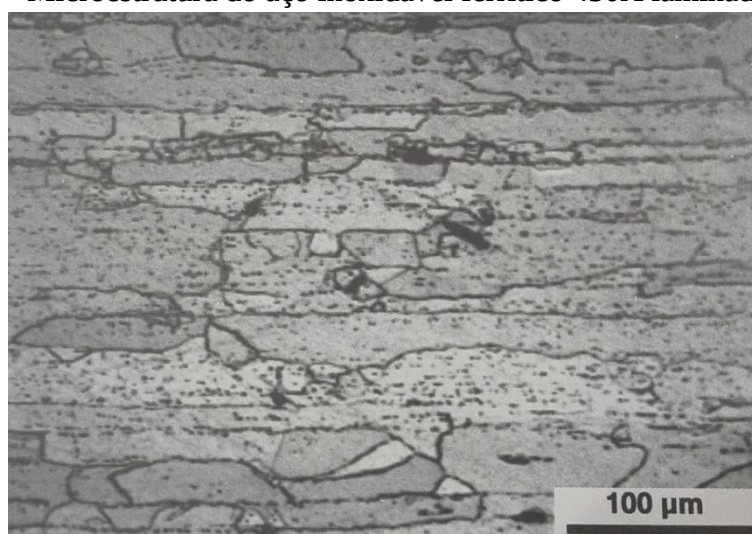
3.3.2. Aço Inoxidável Ferrítico

O aço inoxidável ferrítico (Figura 6) consiste em uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga em ferro, com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. É classificado como ferromagnético, além de possuir maior processamento e maior resistência à corrosão quando comparados aos aços martensíticos. Os ferríticos não podem ser endurecidos por meio de tratamento térmico, sendo geralmente usados na condição de recozido (PAREDES, 2020).

Segundo Tebecharani ([201-]), com relação ao cromo, o teor está na faixa de 16% a 30%, já o teor de carbono é variável e na maioria não há níquel em sua composição. O teor de carbono dos aços inoxidáveis ferríticos é baixo, com no máximo 0,20%, em que a faixa da austenita fica totalmente eliminada e, à vista disso, esses aços não são endurecidos por têmpera (CHIAVERINI, 2005).

Para Da Costa (2010), a soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos geralmente resulta no crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZTA) e na precipitação nos contornos de grão. Esses fenômenos são prejudiciais à tenacidade e à resistência à corrosão desses materiais. A minimização dos elementos intersticiais reduz a formação de precipitados, como carbonetos e nitretos, nos contornos de grão, que são os principais responsáveis pela diminuição da tenacidade e pela deterioração dos aços inoxidáveis ferríticos durante o processo de soldagem.

Figura 6 – Microestrutura do aço inoxidável ferrítico 430A laminado a quente



Fonte: Colpaert (2008).

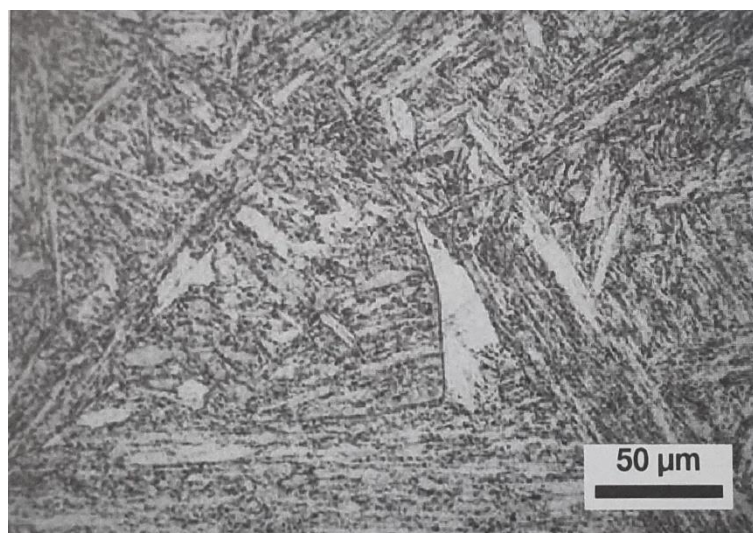
3.3.3. Aço Inoxidável Martensítico

O aço inoxidável martensítico consiste em uma liga de cromo e carbono que possuem uma estrutura distorcida cúbica de corpo centrado (CCC). É classificado como ferromagnético, além de apresentar elevada temperabilidade e resistência à corrosão, o aço inoxidável martensítico pode ser trabalhado tanto a quente quanto na condição a frio (PAREDES, 2020).

Segundo Paredes (2020), com relação ao cromo, o teor está na faixa de 10,55% a 18% e o teor de carbono pode exceder 1,2%, podendo ser classificado de alto, médio e baixo carbono. De forma que, as quantidades são balanceadas para garantir uma estrutura martensítica após endurecimento. Além do mais, elementos como vanádio, tungstênio, nióbio e silício podem ser adicionados para modificar o resultado da têmpera após endurecimento (BERGAMI, 2017).

Conforme Da Costa (2010), embora os aços inoxidáveis martensíticos sejam empregados, naturalmente, temperados e revenidos, as propriedades no estado recozido são de particular importância na fabricação, especialmente onde a ductilidade desempenha um papel crucial. A soldabilidade destes aços é restrita devido à sua alta temperabilidade.

Figura 7 – Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado e revenido



Fonte: Colpaert (2008).

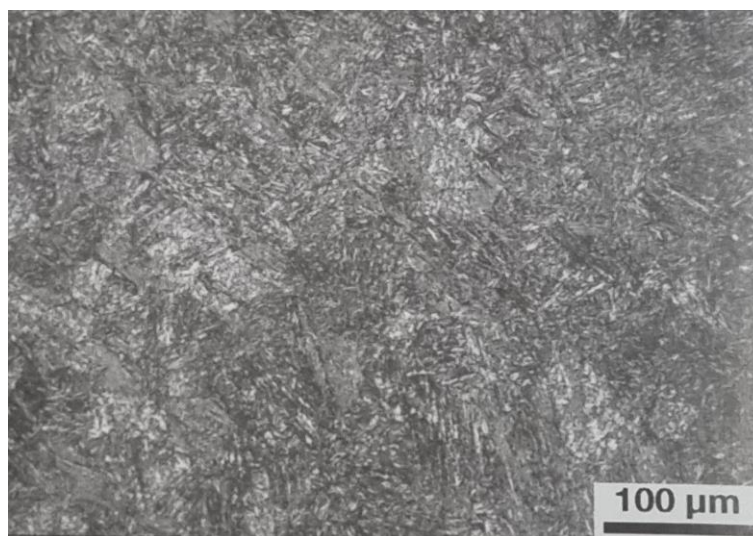
3.3.4. Aço Inoxidável Endurecido por Precipitação

Segundo Chiaverini (2005), os aços endurecidos por precipitação foram desenvolvidos logo após a Segunda Guerra Mundial, e são conhecidos por sua capacidade de melhorar as propriedades mecânicas através do tratamento de envelhecimento. Esse tipo de aço é classificado em três famílias: martensíticos, austeníticos e semi-austeníticos (COLPAERT, 2008).

O tratamento térmico típico para os aços endurecidos por precipitação é de solubilização e envelhecimento. Durante a solubilização, os compostos intermediários contendo cobre, nióbio e/ou alumínio são dissolvidos na matriz austenítica. Posteriormente, o aço é resfriado rapidamente para evitar a reprecipitação desses compostos intermetálicos (COLPAERT, 2008).

Conforme Colpaert (2008), uma porção significativa do endurecimento dos aços endurecidos por precipitação ocorre durante o tratamento de envelhecimento, quando há precipitação na matriz martensítica (Figura 8). Os ciclos de envelhecimento empregados têm diferentes efeitos sobre as propriedades finais. Tanto o tempo quanto a temperatura do tratamento desempenham papéis essenciais nesse processo. Devido ao tamanho muito reduzido dos precipitados responsáveis pelo endurecimento, a avaliação da eficácia do envelhecimento nem sempre pode ser plenamente realizada por meio da metalurgia convencional.

Figura 8 – Microestrutura do aço inoxidável endurecido por precipitação 17-4 PH



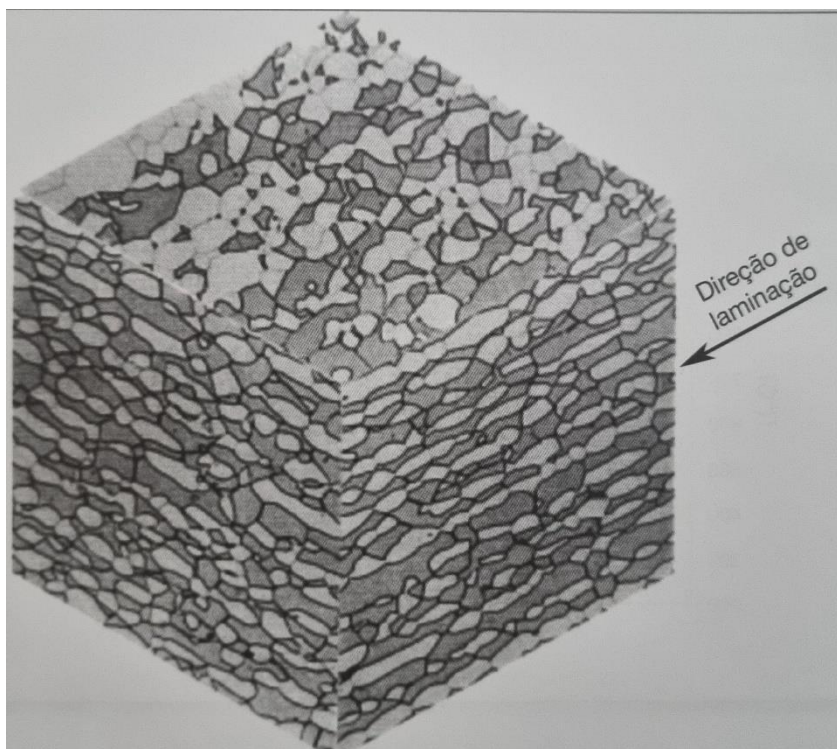
Fonte: Colpaert (2008).

3.3.5. Aço Inoxidável Duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) correspondem a uma liga de Fe-Cr-Ni, em que sua microestrutura é composta por ferrita (CCC) e austenita (CFC), em uma proporção de 30 a 70%. Este material possui boa resistência à corrosão, assim como ótimas propriedades mecânicas (DURAND, 2020). Segundo Paredes (2020), a resistência à tração dos aços duplex é igual à dos aços austeníticos, a tensão de escoamento é cerca de duas a três vezes maior e a resistência à corrosão sob tensão do duplex é maior que a dos aços austeníticos.

Conforme Araújo (2020), o tratamento termomecânico é comumente realizado em temperaturas variando entre 1000°C e 1250°C, devido ao comportamento próximo ao equilíbrio estável e metaestável. Esse processo resulta na formação de uma estrutura lamelar com grãos alongados na direção de laminação, composta aproximadamente por 35% a 55% de ferrita e 45% a 65% de austenita, conforme representado na Figura 9.

Figura 9 – Microestrutura de chapa de aço inoxidável duplex UNS S31803



Fonte: Colpaert (2008).

3.3.5.1. Composição Química dos Aços Inoxidáveis Duplex

As ligas de AID são caracterizadas pela presença de cromo, variando de 20% a 30%, e níquel, na faixa de 5% a 10%, além de teores de carbono geralmente inferiores a 0,03%. Podem incluir adições de outros elementos como nitrogênio, molibdênio, tungstênio e cobre (ARAUJO, 2020). Conforme Chiaverini (2005), os elementos de liga atuam da seguinte maneira:

- Cromo e níquel são elementos fundamentais no sentido de conferir resistência à corrosão;
- Carbono, entre 0,01 e 0,05 % proporciona resistência mecânica e ao desgaste;
- Molibdênio, entre 0,2 e 5,0 % colabora com a resistência à corrosão por pites, generalizada e em frestas;
- Nitrogênio, entre 0,10 e 0,35 % favorecem a resistência mecânica e à corrosão por pites;
- Silício, entre 0,5 e 5 % propiciam resistência à corrosão, ao calor e ao desgaste;
- Manganês entre 0,5 e 5 % é importante para a resistência à corrosão e ao desgaste abrasivo;
- Cobalto em teores de até 12,0 % propicia soldabilidade e resistência ao desgaste;
- Nióbio em teores de até 1,5 % favorece a resistência à corrosão e ao desgaste;
- Cobre em teores de até 4,0 % contribui para resistência à corrosão e endurecimento por precipitação;
- Tungstênio em até 1,2 % favorecem a resistência à corrosão;
- Titânio em até 0,5 % proporcionam endurecimento por precipitação, assim como teores de alumínio até 0,1 %.

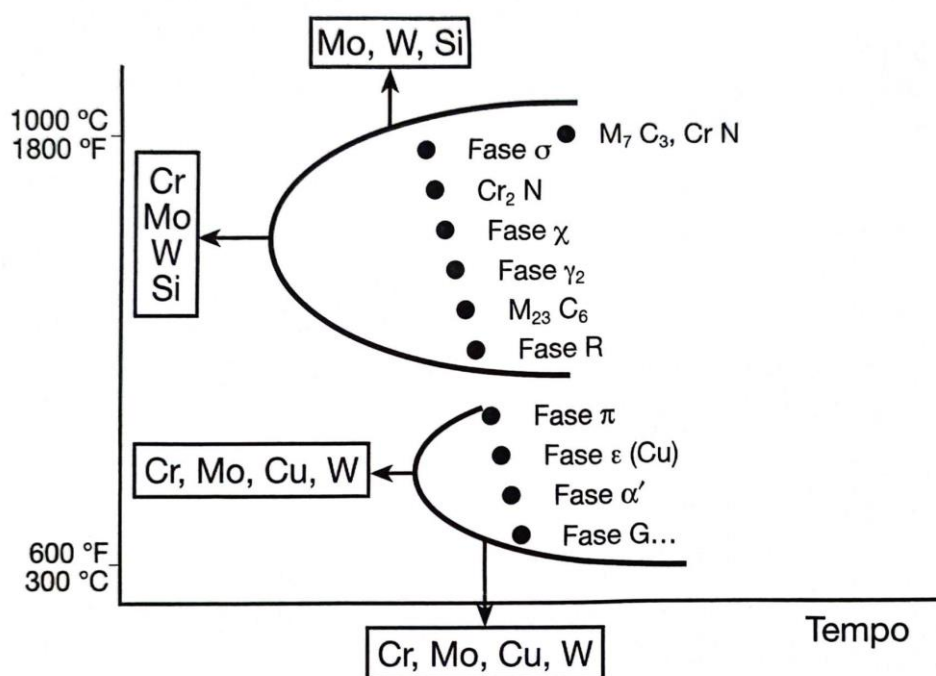
A presença de elementos de liga é capaz de alterar as estruturas cristalográficas que compõem o aço inoxidável. Elementos como Cromo (Cr), Alumínio (Al), Molibdênio (Mo), Silício (Si), Titânio (Ti), Vanádio (V), Tungstênio (W), Tântalo (Ta) e Nióbio (Nb) são estabilizadores de ferrita. Já o Níquel (Ni), Cobre (Cu,) Carbono (C), Cobalto (Co), Manganês (Mn) e Nitrogênio (N) são elementos estabilizadores da austenita (BERGAMI, 2017).

3.3.5.2. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex

A soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex é geralmente boa e comparável à dos aços inoxidáveis austeníticos. No entanto, é crucial tomar precauções especiais devido à possibilidade de ocorrência de fragilização, especialmente relacionada à precipitação de fases secundárias (PAREDES, 2015).

Além das fases desejáveis de ferrita e austenita na microestrutura, outras fases podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex, tipicamente na faixa de temperatura entre 300°C e 1000°C, durante ciclos térmicos de soldagem ou tratamentos térmicos. Conforme descrito por Pauli (2017), essas fases possuem características de fragilização, potencialmente induzidas pelo aumento da dureza devido à formação de zonas empobrecidas em cromo na microestrutura ou pela alteração na composição química original. A Figura 10 ilustra uma curva TTT (tempo-temperatura-transformação) para as fases intermetálicas mais comuns que podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex.

Figura 10 – Diagrama TTT esquemático de precipitação de fases secundárias no aço inoxidáveis duplex



Fonte: Colpaert (2008).

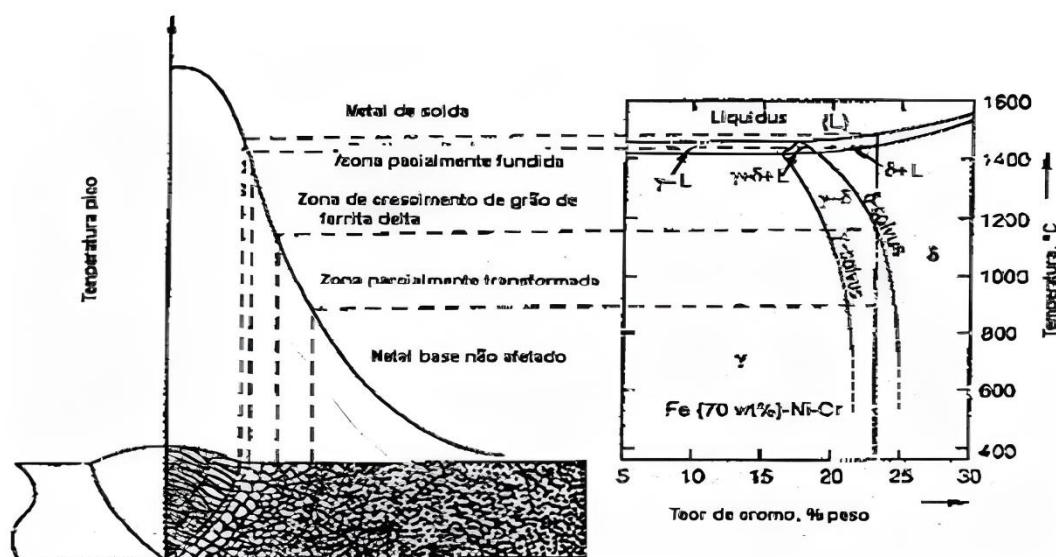
Entre estas fases, são relevantes os nitretos (comuns em soldagens de aços inoxidáveis), a fase sigma (que impacta negativamente na tenacidade e na resistência à corrosão dos materiais) e a austenita secundária intragranular (formada durante o reaquecimento de regiões da zona fundida ou zona termicamente afetada com altos teores de ferrita) (PAULI, 2017).

A austenita presente no cordão de solda dos AID é formada a partir da ferrita em três formas: como alotrimórficas nos contornos de grão da ferrita primária, como Widmanstätten de placas laterais com crescimento dentro dos grãos dos alotrimórficos e como precipitados intragranulares. A morfologia da austenita depende do tamanho de grão ferrítico e taxa de resfriamento (LILJAS, 1994 apud NUNES, 2011).

Segundo Lima (2006), a microestrutura final desses aços é diretamente influenciada pela velocidade de resfriamento a partir de cada temperatura máxima presente na repartição térmica. Fatores como composição química, procedimento de soldagem, processo utilizado e a proporção entre austenita e ferrita na microestrutura, têm impacto significativo nas propriedades da junta soldada. Ajustes no balanço entre austenita e ferrita podem ser realizados através de medidas como modificação na composição química do material e controle preciso da temperatura durante o processo de soldagem.

A Figura 11 apresenta um diagrama esquemático que correlaciona a distribuição térmica com o diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni, com 70% de ferro, destacando diferentes zonas: zona fundida, zona de ligação e uma zona termicamente afetada que inclui a zona de crescimento de grão da ferrita, zona parcialmente transformada e o metal de base não afetado. A microestrutura final é determinada pela velocidade de resfriamento a partir de cada temperatura máxima durante o ciclo térmico (LIMA, 2006).

Figura 11 – Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex



Fonte: Glickstein (1987) apud Lima (2006).

3.3.5.3. Tipos dos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são comumente classificados em três grupos distintos com base em sua composição química: *lean* duplex, duplex padrão e superduplex.

O aço inoxidável duplex *lean* (AILD) é caracterizado por uma composição química típica que inclui 20-24% de cromo, 1-5% de níquel, 0,1-0,3% de molibdênio e 0,10-0,22% de nitrogênio. Este tipo de aço apresenta propriedades mecânicas aproximadamente duas vezes superiores às dos aços inoxidáveis austeníticos, permitindo uma redução na espessura dos produtos fabricados. Em termos econômicos, são mais viáveis devido à parcial substituição de níquel e molibdênio por outros elementos como manganês e nitrogênio, que promovem a formação de austenita. No entanto, devido à sua composição química específica, esses aços não oferecem boa soldabilidade (SOUZA,2013).

O aço inoxidável duplex padrão (AID) é amplamente utilizado. Sua composição inclui aproximadamente 22% de cromo, 5% de níquel, 3% de molibdênio e 0,17% de nitrogênio, conferindo-lhe excelente resistência à corrosão em uma variedade de ambientes. Comparado aos aços austeníticos como AISI 304, 316 e 317, o aço duplex apresenta desempenho superior.

É comumente designado pelo código UNS S31803 e é aplicado extensivamente em setores industriais diversos, incluindo papel e celulose, indústrias química e petroquímica, assim como na indústria de petróleo e gás (CHARLES, 1997 apud ARAUJO, 2020).

O aço inoxidável superduplex (AISD) foi desenvolvido para resistir a ambientes extremamente corrosivos, posicionando-se como concorrente dos aços superausteníticos e superligas de níquel. Estes materiais apresentam uma quantidade elevada de elementos de liga, proporcionando alta resistência à corrosão e resistência mecânica superior. Suas composições químicas variam tipicamente de 24% a 29% de cromo, 4,5% a 8% de níquel, 2,7% a 4,5% de molibdênio, 0,1% a 0,35% de nitrogênio, e em alguns casos podem incluir cobre (Cu) e tungstênio (W). O principal aço desta categoria é o superduplex UNS S32750 (FREITAS NETO, 2016).

O que diferencia os aços dúplex dos aços superduplex é a concentração de Ni, Cr, Mo e N, que interferem diretamente na resistência ao ataque em ambientes contendo íons halogênios (corrosão por pitting). Com isso, é possível quantificar a resistência equivalente por pitting por meio do cálculo do PREN (SELOTO, 2021):

$$PRE = (\% Cr) + 3,3 (\% Mo) + 16 (\% N) \quad (3.3.5.3.1)$$

onde, *PRE* é a resistência equivalente à corrosão por pites e % é a porcentagem em peso do elemento.

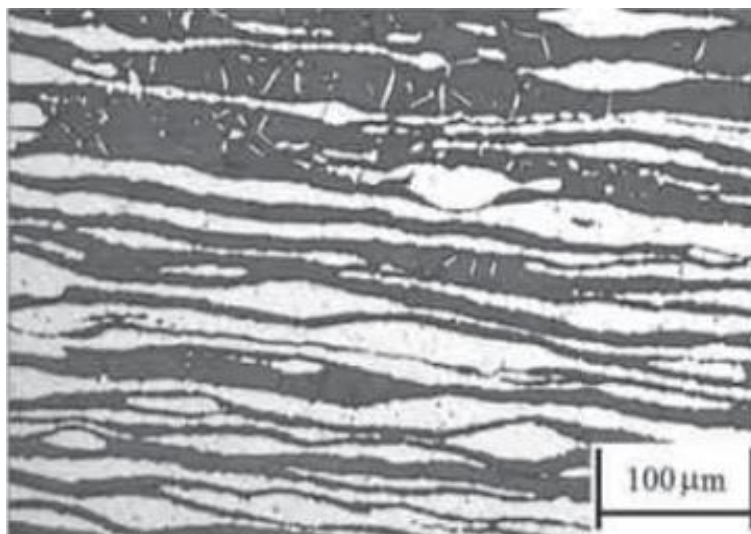
Aço inoxidável com PRE menor que 40 é classificado como duplex, já o aço que apresenta PRE superior a 40 recebe a classificação de superduplex (PAREDES, 2020).

3.4. AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX

Os aços inoxidáveis superduplex são frequentemente empregados em ambientes que contêm íons halogenados, especialmente íons cloreto (Cl⁻). Esses materiais são comumente utilizados em aplicações onde a água do mar é prevalente, apresentando concentrações de NaCl que variam de 3,0% a 21,0% (LIMA, 2006).

O aço inoxidável UNS S32750 (Figura 12) é classificado como aço inoxidável superduplex, por conta das altas quantidades de cromo, molibdênio e nitrogênio presentes na composição (24 a 26% Cr; 6 a 8% Ni; 3 a 5% Mo; 0,24 a 0,32% N; 0,03% C; 1,2% Mn; 0,8% Si; 0,020% S; 0,035% P). Conforme a Tabela 1, esse material apresenta PRE igual a 42,5, limite de resistência à tração mínimo de 800 MPa, limite de escoamento mínimo de 550 MPa e alongamento superior a 25% (LIMA, 2006).

Figura 12 – Microestrutura do Aço Superduplex UNS S32750



Fonte: Próprio autor

Tabela 1 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis duplex e superduplex à temperatura ambiente

AÇO	UNS	ESTRUTURA	LR (MPa)	LE (MPa)	AL (%)	DUREZA (máx.)
SAF 2304	S32304	Duplex	600 - 820	400	25	HV 230
SAF 2507	S32750	Super Duplex	800 - 1000	550	25	HV 290
SAF 2205	S31803	Duplex	680	450	25	HRc 32
Ferralium 255	S32550	Duplex	760	550	15	HRc 32
7 - Mo Plus	S32950	Duplex	690	480	15	HRc 31

Fonte: Adaptado de Paredes (2020).

Legenda: LR = limite de resistência; LE = limite de escoamento; AL = alongamento

3.5. SOLDAGEM A LASER

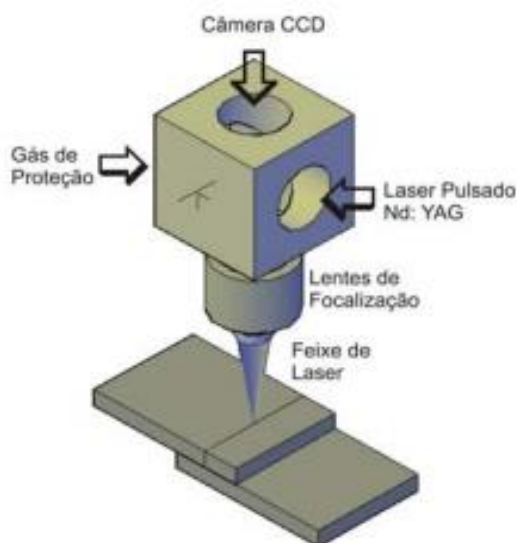
A palavra Laser provém de *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, que em português significa Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação. O primeiro laser foi desenvolvido por Theodore Maiman em 1960, embora tenha sido Einstein, em 1916, quem propiciou o desenvolvimento teórico do laser, com a publicação de seu tratado *Zur Quantum Theorie der Strahlung*. Foram Schawlow e Townes os enunciadores dos princípios segundo os quais todos os lasers operam (PINHEIRO, 2017).

O laser de Nd:YAG, em que YAG (Yttrium Aluminium Garnet ou $Y_3Al_5O_{12}$) é um material do grupo das granadas, está classificado como laser de estado sólido. Normalmente usados como base em vários lasers de estado sólido, esse cristal sintético pode ser dopado com elementos do grupo dos lantanídeos tais como: neodímio e érbio (SOUZA, 2016).

O YAG dopado com neodímio (Nd:YAG ou $Nd^{3+}:Y_3Al_5O_{12}$) foi desenvolvido na década de 60, e hoje é o laser de estado sólido mais utilizado. O contaminante neodímio triplamente ionizado substitui uma pequena fração de íons ítrio na estrutura cristalina hospedeira, já que seus tamanhos são semelhantes. São os íons de neodímio que fornecem a atividade de laser no cristal (SOUZA, 2016).

Segundo Ventrella (2011), o processo de soldagem por laser pulsado de Nd:YAG (Figura 13) é caracterizado pela aplicação periódica de energia do feixe de laser, resultando em um aquecimento intermitente da poça de solda. Esse aquecimento leva à fusão e subsequente solidificação da poça. A velocidade de soldagem é determinada pelo fator de sobreposição, pela taxa de repetição dos pulsos e pelo diâmetro focal do feixe. Contudo, devido à alta potência do pico de energia envolvido, o tempo de solidificação é consideravelmente reduzido em comparação com processos de soldagem a laser contínuo e métodos de soldagem convencionais. A combinação dos parâmetros de processo tais como energia do pulso [E_p], duração do pulso [t_p], taxa de repetição [R_r], diâmetro da poça de fusão [Φ_b] e velocidade de soldagem [v] determina o modo de soldagem, que pode ser condução ou penetração.

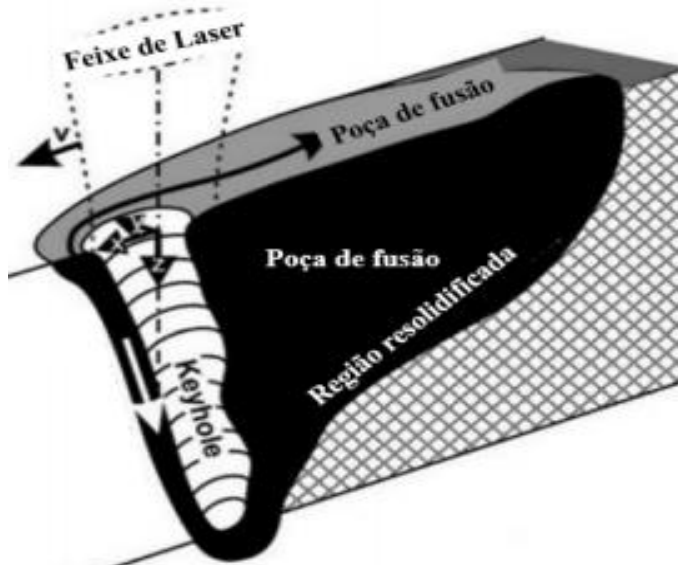
Figura 13 – Diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado de Nd:YAG



Fonte: Ventrella (2011).

Existem duas técnicas distintas de soldagem a laser: condução e penetração (keyhole). Na técnica de condução, o cordão de solda resultante exibe baixa penetração, caracterizada por uma relação entre largura e profundidade que não excede um para um. Já no método de penetração, a soldagem é caracterizada por alta penetração devido à elevada densidade de energia do laser, que resulta na evaporação parcial do material, conforme apresentado na Figura 14 (SELOTO, 2021).

Figura 14 – Esboço do feixe laser, keyhole e solidificação



Fonte: Seloto (2021).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi conduzida nos laboratórios da área de Materiais e Processos de Fabricação da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. O material de base utilizado consistiu em chapas laminadas de 1,5 mm de espessura feitas de aço inoxidável superduplex UNS S32750, cuja composição está detalhada na Tabela 2 abaixo:

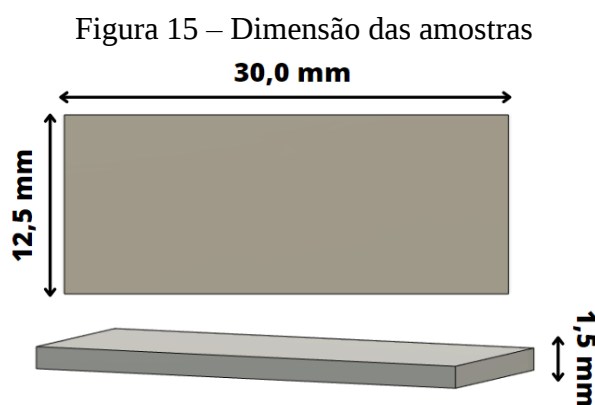
Tabela 2 – Composição química do aço superduplex UNS S32750

Metal Base	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	S (%)	P (%)	B (%)
UNS S 32750	0,018	0,29	0,63	25,61	6,97	3,84	0,003	0,022	0,269

Fonte: SELOTO, 2021

4.1. PREPARAÇÃO DA AMOSTRA

Chapas do material estudado foram cortadas por eletroerosão a fio de forma que as dimensões finais fossem de 30,0 mm de comprimento por 12,5 mm de largura e 1,5 mm de espessura (Figura 15). Em seguida, as amostras foram preparadas em lixa com granulometria de 1500 e colocadas em banho de NaOH 200 g/L (soda cáustica) em agitação ultrassônica por 10 minutos, com intuito da superfície estar apta a receber a deposição de cobalto (Co) e a deposição de níquel (Ni).

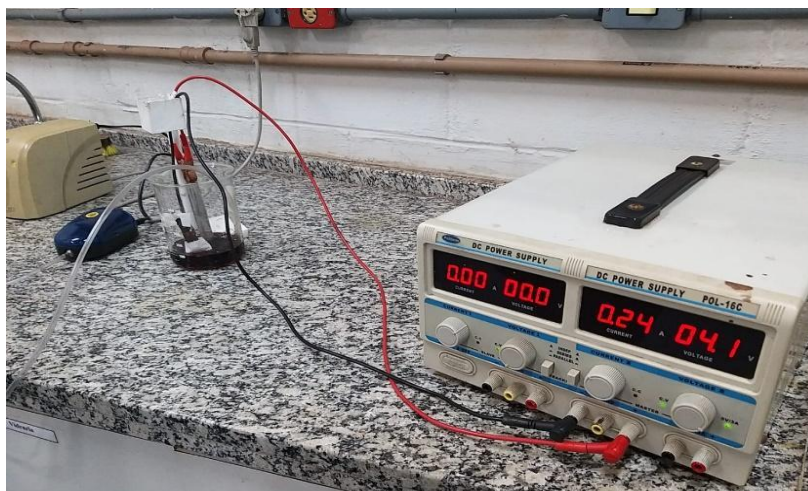


Fonte: Próprio autor.

4.2. DEPOSIÇÃO ELETROLÍTICA

A eletrodeposição de Co foi realizada em quatro chapas (amostras) e ocorreu com auxílio de uma fonte de corrente contínua, um eletrodo inerte e um agitador, como pode ser observado na Figura 16. Em que o polo negativo (cátodo) foi conectado na chapa de aço e o polo negativo (ânodo) no eletrodo inerte.

Figura 16 – Aparato do processo e eletrodeposição



Fonte: Próprio autor

A solução de Co foi baseada na literatura, sendo 31,2g de $\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, 2g de NaCl , 7,6g de H_3BO_3 em 100ml de H_2O , a temperatura ambiente, pH 2 e densidade de corrente de 3,7A/dm² (PANDA, 2008 apud SELOTO, 2021).

Com relação a eletrodeposição de níquel, o aparato experimental é parecido com a deposição do Co. Esse processo se repetiu em 6 amostras, com banhos de 5 a 10 minutos, com objetivo de identificar a espessura de Ni ideal para que ocorra a estabilização da austenita. A solução é composta por 9g de $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, 52,6g de $\text{NiSO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, 7,6g H_3BO_3 dissolvidos em 200ml de H_2O também a 50°C e pH 4.

O cálculo da massa depositada durante a eletrodeposição pode ser determinado utilizando a Lei de Faraday (PEREIRA, 2000), conforme expresso na Equação 4.2.1:

$$m = \frac{Mit}{nF} \quad (4.2.1)$$

em que: m = massa depositada(g); M = massa molecular do elemento (g/mol); i = corrente(A); t = tempo(s); n = carga iônica; F = constante de Faraday.

A espessura da camada depositada pode ser determinada utilizando a Equação 4.2.2:

$$L = \frac{m}{A\rho} \quad (4.2.1)$$

onde: ρ = densidade do metal de deposição (g/cm^3); A = área do substrato a ser depositado (cm^2).

4.3. SOLDAGEM A LASER ND:YAG

O processo de soldagem a laser Nd:YAG pulsado contou com a fonte a laser (UW 150 A), fabricada pela United Winners, uma central de resfriamento, um cabeçote de soldagem, sistema de alimentação a gás e uma mesa para fixação de chapa. Para esse processo, utilizou-se o argônio como gás de proteção. A Figura 17 demonstra os dispositivos para realizar a soldagem.

Figura 17 – Fonte de soldagem a laser do Laboratório de Soldagem da FEIS – UNESP



Fonte: Próprio autor.

Todas as amostras foram submetidas à soldagem utilizando o mesmo conjunto de parâmetros, os quais foram determinados com base em estudos anteriores realizados pelo grupo de pesquisa em soldagem a laser, que identificou o padrão ótimo conforme apresentado na Tabela 3.

Tabela 3 - Definição dos parâmetros de soldagem

Parâmetro de soldagem	Valor estabelecido
Potência de pico	2,00 kW
Gás de proteção	20 L/min
Velocidade	1 mm/s
Tempo de pico	5,00 ms
Energia de pulso	10,00 J
Frequência	9,00 Hz

Fonte: Próprio autor

Para cada amostra, soldou-se uma chapa com eletrodeposição e uma chapa sem, sendo o tipo de junta topo a topo e em apenas uma das faces das chapas, como ilustrado na Figura 18.

Figura 18 – Representação esquemática da soldagem

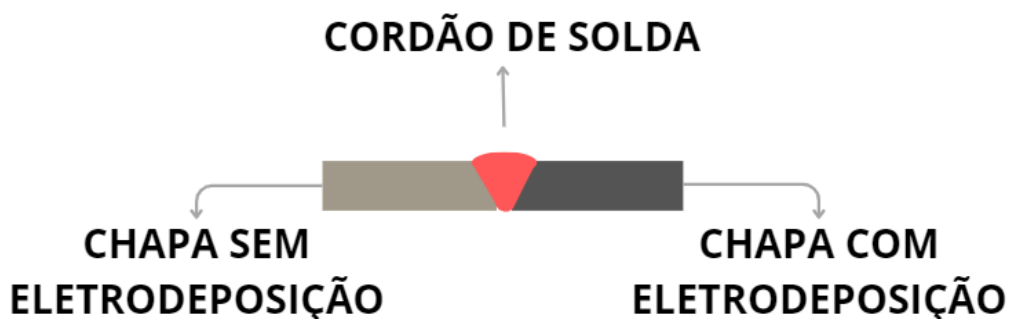


Fonte: Próprio autor.

4.4. ANÁLISE METALOGRÁFICA

Após o processo de soldagem, cada amostra foi cortada na guilhotina no sentido transversal do cordão de solda (Figura 19) e embutida na baquelite. Posteriormente, preparadas em lixas com granulometria de 60, 80, 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1200, 1500, 2000 e 3000, nessa ordem. Para finalizar, as amostras foram polidas em alumina $1\mu\text{m}$ e banhadas em ultrassom por aproximadamente 10 minutos. Para o ataque químico, foi utilizado o Behara Modificado (20ml de HCl , 80ml de água destilada e deionizada, 1g de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$, 2g de NH_4HF_2).

Figura 19 - Região transversal do cordão de solda



Fonte: Próprio autor

O cordão de solda foi analisado macroscopicamente utilizando Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8 do Laboratório de Microscopia da UNESP – Ilha Solteira, conforme ilustrado na Figura 20. Essa análise possibilita a avaliação da qualidade do cordão quanto à presença de respingos, trincas ou alterações de coloração.

Figura 20 – Estéreo Microscópio Zeiss - Discovery V8



Fonte: SELOTO, 2021.

Com intuito de realizar uma análise micrográfica mais precisa da microestrutura da Zona Fundida (ZF) e da Zona Termicamente Afetada (ZTA), utilizou-se o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca Zeiss, modelo EVO LS15 (Figura 21), localizado no Departamento de Física e Química da FEIS UNESP. Cada micrografia foi binarizada no software ImageJ que, ao utilizar o comando threshold, calculou a porcentagem de pixels escuros (ferrita) e pixels claros (austenita).

Figura 21 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)



Fonte: Próprio autor

4.5. FASES DE ESTUDO

O presente trabalho é dividido em três fases de estudo. A primeira fase consiste em reproduzir o experimento de deposição de cobalto no aço inoxidável duplex já realizado pelo grupo de soldagem, a fim de confirmar o efeito gamagênico do elemento químico. Para isso, comparou-se duas amostras, sendo uma com cobalto depositado em sua superfície e outra sem a deposição. O estudo realizado pelo grupo concluiu que é necessário um banho de 31 minutos na solução de cobalto, para que o mesmo seja capaz de manter o percentual de austenita encontrado no material base.

A segunda fase tem por objetivo verificar a função do níquel como elemento estabilizador da austenita. Já na terceira fase a finalidade é repetir o tempo de deposição do estudo anterior, 31 minutos, para fazer uma análise quantitativa da formação de austenita após o processo de soldagem. No entanto, foram necessários banhos de deposição mais longos a fim de atingir o equilíbrio de fase. Para as três fases repetiu-se os processos de preparação da amostra, deposição eletrolítica, soldagem a laser Nd:YAG e análise metalográfica.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. FASE I

A Amostra 1 recebeu a deposição da camada de cobalto, a qual demonstrou-se satisfatoriamente aderente, uniforme e fosca, conforme a Figura 22. Com auxílio de um micrômetro, mediu-se a camada depositada, o que resultou o valor de 29,90 μm por face (Amostra 1).

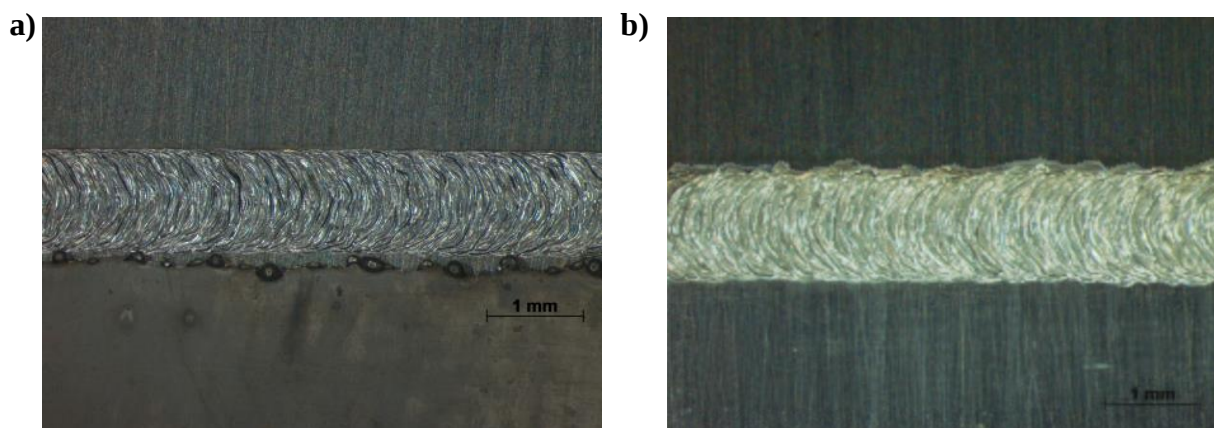
Figura 22 – Superfície em que o Co foi depositado (Amostra 1)



Fonte: Próprio autor

Com relação à análise macrográfica, o cordão de solda da amostra com deposição de cobalto (1) e amostra sem deposição (2) apresentam bom espaçamento entre pulsos, brilhantes e prateadas, como é observado nas Figuras 23a e 23b.

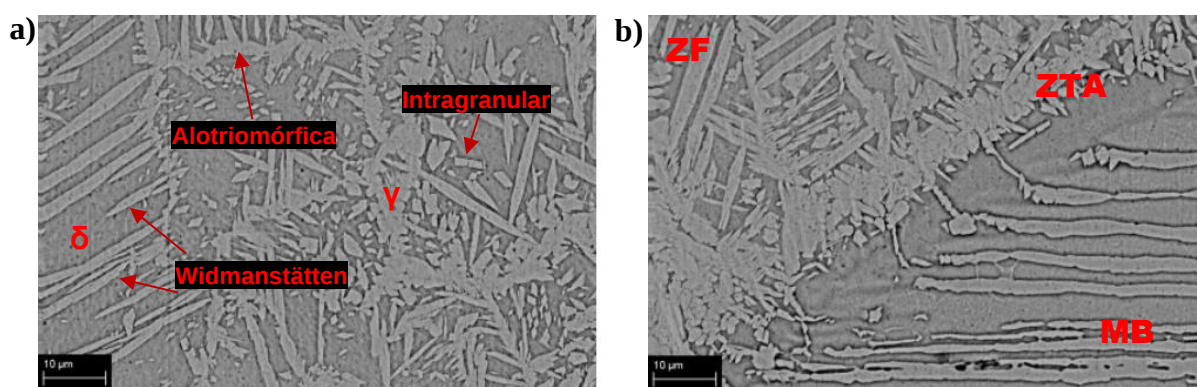
Figura 23 – Cordões de solda das amostras: a) com deposição de cobalto b) sem deposição



Fonte: Próprio autor

Com o auxílio do MEV, é observado que a Amostra 1 apresentou um equilíbrio de fases entre austenita e ferrita (Figura 24a e 24b). Na ZF (zona fundida) é evidente a formação de austenita (fase clara) na forma alotriomórfica de contornos de grão, placas de Widmanstätten, projetando-se dos contornos, e intragranular. Ao comparar com o metal base (MB), é possível ver uma equivalência na percentagem de ferrita e austenita. Os grãos presentes no material de base apresentam uma morfologia alongada, resultante do processo de laminação ao qual a chapa é submetida durante a manufatura

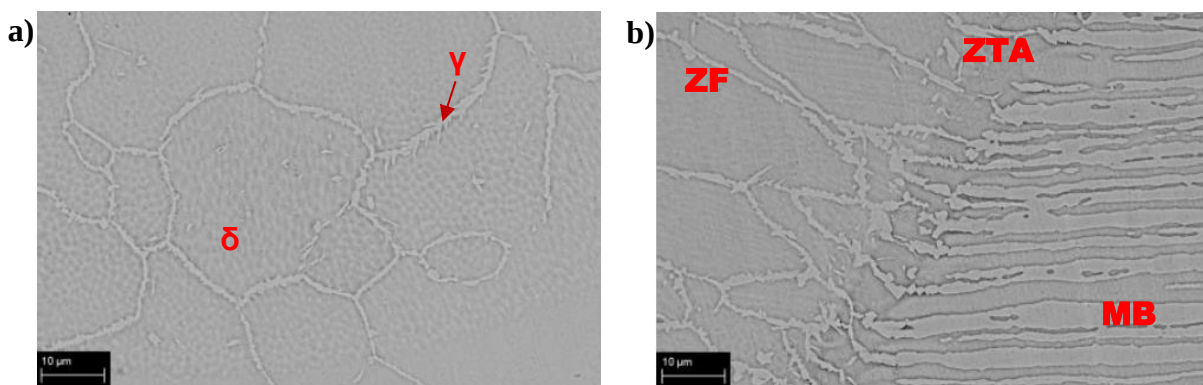
Figura 24 – MEV da Amostra 1: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição



Fonte: Próprio autor

Na Amostra 2 é possível notar que ocorreu um desequilíbrio no percentual de ferrita e austenita, conforme as Figuras 25a e 25b. Na Figura 25a nota-se que a austenita está presente apenas no contorno de grão.

Figura 25 – MEV da Amostra 2: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição



Fonte: Próprio autor

Após o processo de soldagem, busca-se que a microestrutura da zona fundida seja semelhante ao metal base, pois a mesma desempenha um papel crucial nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão do material.

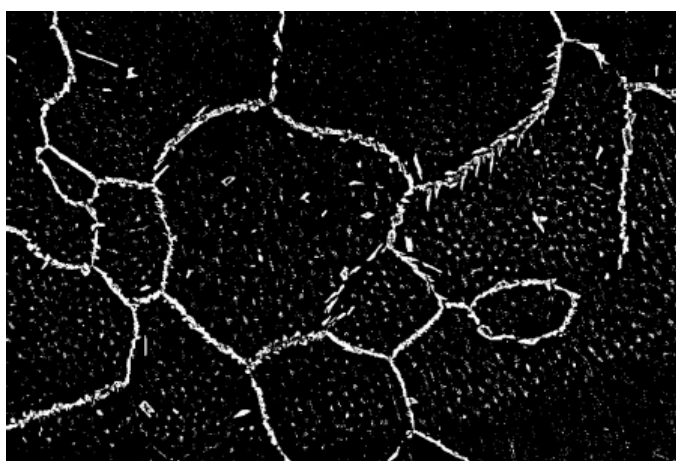
Para determinar o percentual das fases presentes na microestrutura das amostras, utilizou-se o software ImageJ (Figura 26 e 27), e comprovou-se na Tabela 4, o aparecimento substancial de austenita na amostra que recebeu a deposição de cobalto.

Figura 26 – Fração volumétrica de austenita-ferrita na Amostra 1



Fonte: Próprio autor

Figura 27 – Fração volumétrica de austenita-ferrita na Amostra 2



Fonte: Próprio autor

Tabela 4 - Fração volumétrica de ferrita e austenita nos cordões de solda

Amostra	Ferrita (%)	Austenita (%)
Metal base (nominal)	50	50
Amostra 1	51,9	48,1
Amostra 2	92,5	7,5

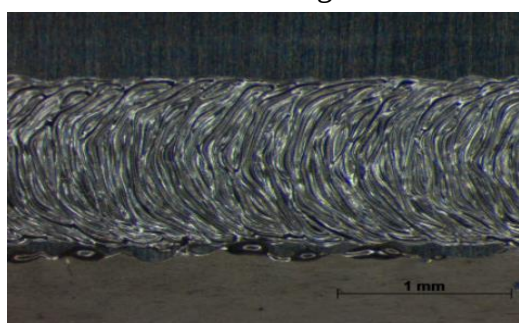
Fonte: Próprio autor.

A Amostra 2 apresenta 92,5% de ferrita e 7,5% de austenita, e a Amostra 1 apresentou 52% de ferrita e 48% de austenita, evidenciando a função do cobalto como elemento estabilizador da austenita.

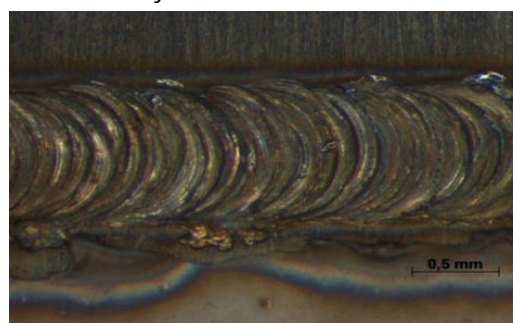
5.2. FASE II

Cinco amostras receberam a eletrodeposição de níquel, cujas camadas apresentaram-se aderentes, uniformes e foscas. Com o microscópio estéreo foi feita uma análise macrográfica dos cordões de solda, como mostra a Figura 28, em que apenas a Amostra Ni 2 apresenta coloração fosca no cordão.

Figura 28 – Cordões de solda com adição de Ni



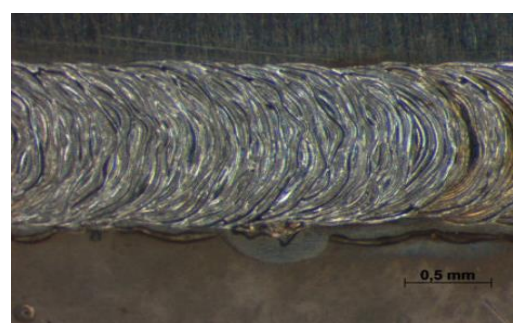
a) Amostra Ni 1



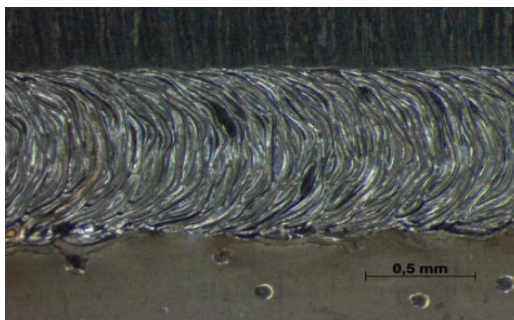
b) Amostra Ni 2



c) Amostra Ni 3



d) Amostra Ni 4



e) Amostra Ni 5

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 5 contém as espessuras do revestimento de Ni das amostras e os respectivos intervalos de tempo da eletrodeposição.

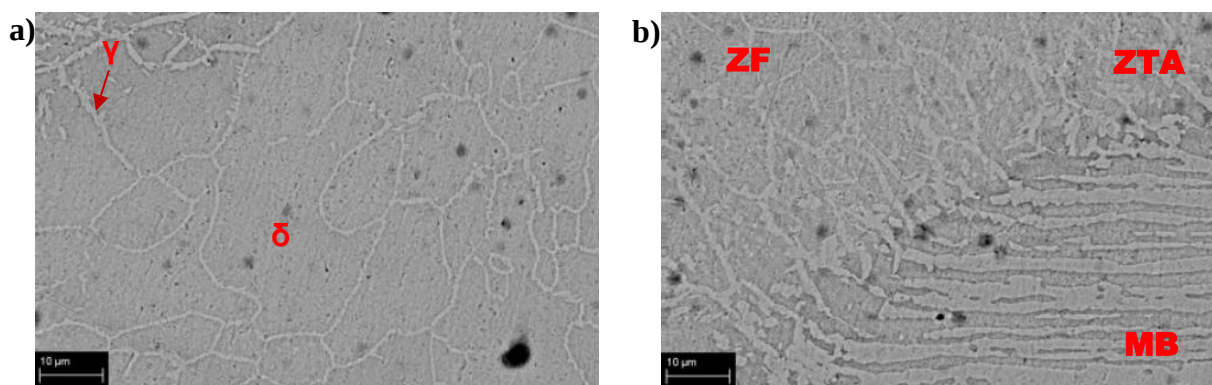
Tabela 5 - Espessura de Ni depositado e tempo de deposição

Amostra	Tempo (min)	Espessura (μm)
Amostra Ni 1	5	5,40
Amostra Ni 2	6	8,35
Amostra Ni 3	7	9,35
Amostra Ni 4	8	10,85
Amostra Ni 5	10	13,35

Fonte: Próprio autor

Com o auxílio do MEV foi possível visualizar as fases de ferrita (escura) e austenita (clara) na zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e material base (MB) após o processo de eletrodeposição e soldagem a laser, como mostram as Figuras 29, 30, 31, 32 e 33.

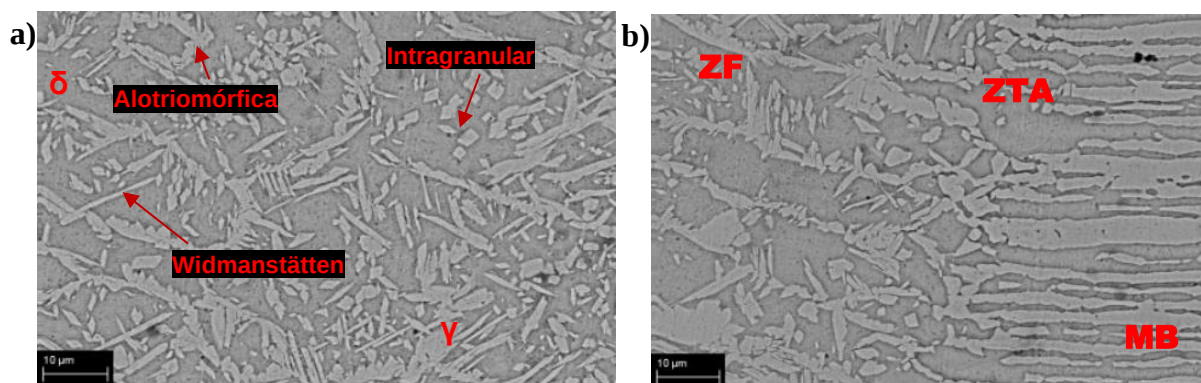
Figura 29 – MEV da Amostra Ni 1: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição



Fonte: Próprio autor.

Observa-se, na Figura 29a, que o cordão de solda é desbalanceado, com quase totalidade de ferrita. Na Figura 29b, observa-se uma transição suave entre a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e o Metal de Base (MB), com uma maior proporção de austenita na ZTA em comparação com o interior do cordão de solda

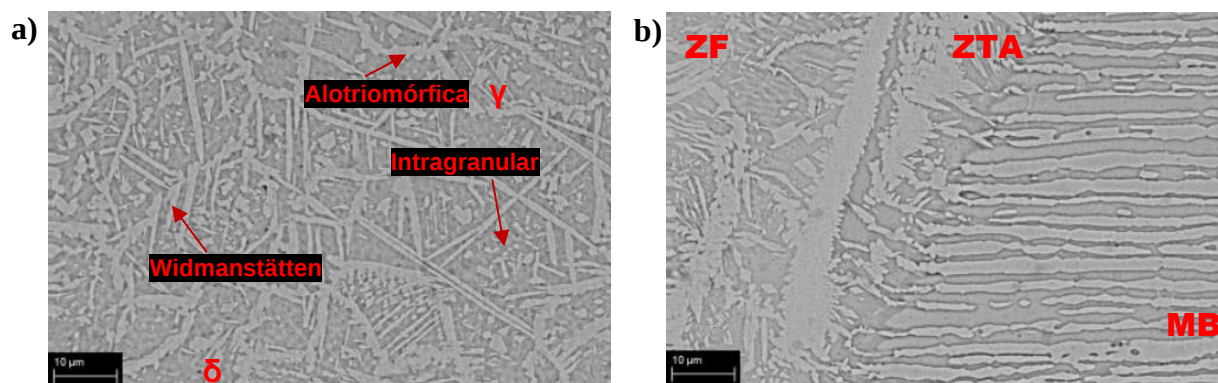
Figura 30 – MEV da Amostra Ni 2: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 30b, observa-se uma transição suave, com a proporção de austenita na Zona Termicamente Afetada (ZTA) sendo bastante similar àquela encontrada no interior do cordão de solda, conforme ilustrado na Figura 30a. É evidente a formação de austenita na forma alotriomórfica de contornos de grão, placas de Widmanstätten, projetando-se dos contornos, e intragranular.

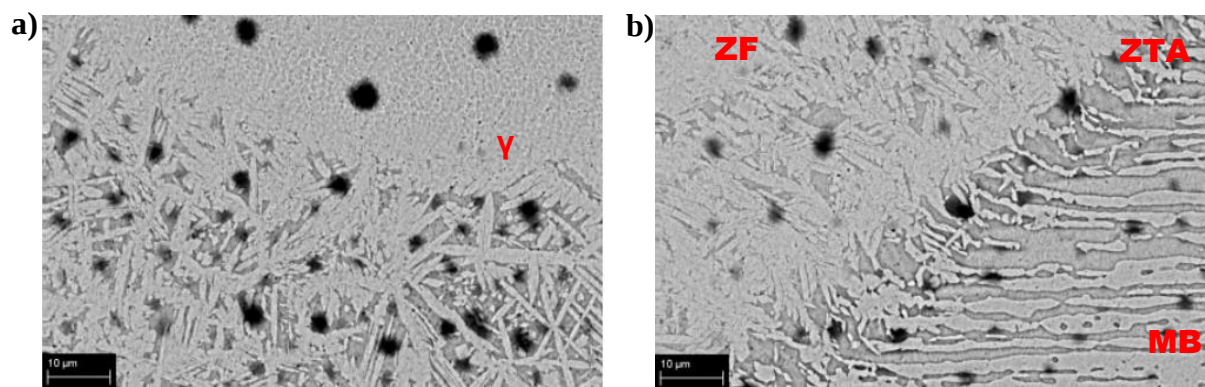
Figura 31 – MEV da Amostra Ni 3: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição



Fonte: Próprio autor.

Observa-se na Figura 31a, que a quantidade de austenita formada no cordão se iguala à de ferrita, atingindo o balanço de fases procurado. Na Figura 31b, nota-se uma transição homogênea entre a ZTA e o MB. Além disso, a proporção de austenita presente na ZF e ZTA parecia com o metal base.

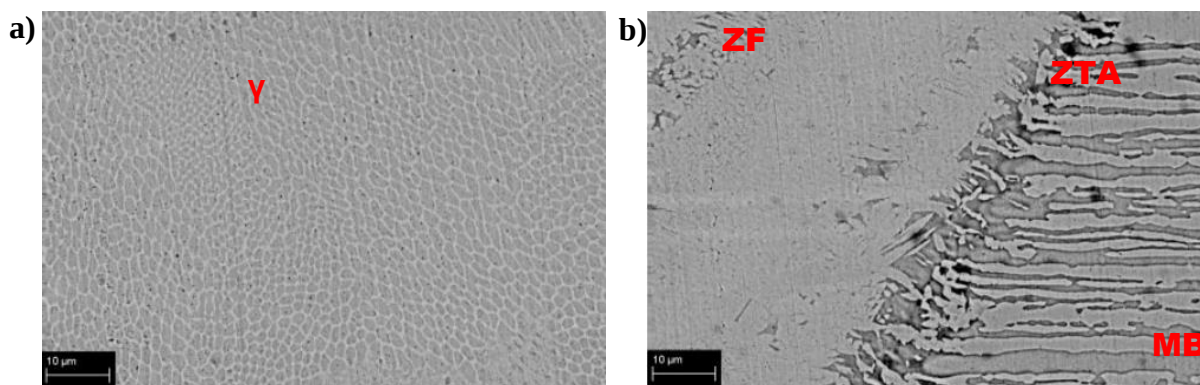
Figura 32 – MEV da Amostra Ni 4: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 32a, observa-se a dominância de austenita formada na zona fundida. Já na Figura 32b, nota-se uma transição homogênea, mas pobre em austenita, com dominância de ferrita na ZTA.

Figura 33 – MEV da Amostra Ni 5: (a) Zona Fundida. (b) Região de Transição

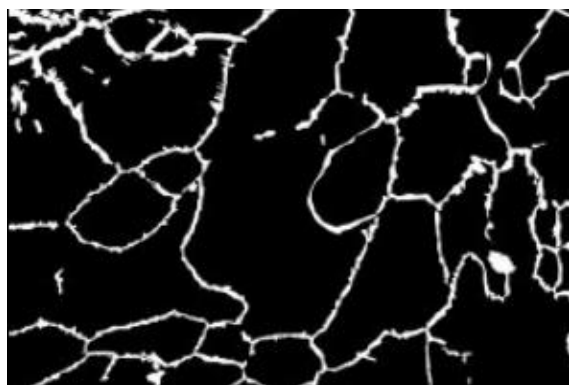


Fonte: Próprio autor.

Nota-se, na Figura 33a, a dominância de austenita no cordão de solda, indicando possível saturação de níquel. Na Figura 33b, percebe-se o contraste das fases formadas na zona fundida e metal base, distanciando-se da proporcionalidade pretendida.

Para determinar o percentual das fases presentes na microestrutura das amostras, utilizou-se o software ImageJ (Figura 34). Com base na Tabela 6, nota-se que a quantidade de austenita formada na Amostra Ni 1 é parecida com a da Amostra 2 (Fase I), visto que o percentual de ferrita é 95,3%. Na Amostra Ni 3, pode-se considerar que existe o balanço de fases, uma vez que a proporção de austenita é 47,8%, sendo praticamente a mesma do metal base. Por fim, na Amostra Ni 5, existe apenas a fase austenítica, desaparecendo a estrutura duplex.

Figura 34 – Fração volumétrica de austenita-ferrita nas amostras de Ni.



(a) Amostra Ni 1;



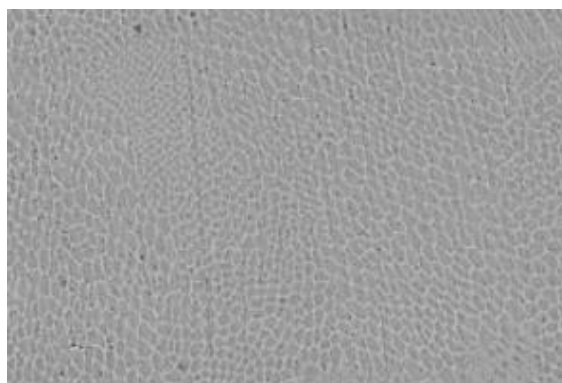
(b) Amostra Ni 2;



(c) Amostra Ni 3;



(d) Amostra Ni 4



(e) Amostra Ni 5.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 6 – Fração volumétrica austenita-ferrita nas amostras de Ni

Amostra	Austenita (%)	Ferrita (%)
Amostra Ni 1	4,70	95,3
Amostra Ni 2	27,4	72,6
Amostra Ni 3	47,9	52,1
Amostra Ni 4	67,5	32,5
Amostra Ni 5	100	-

Fonte: Próprio autor.

5.3. FASE III

Com base em estudos anteriores, nos quais a eletrodeposição de cobalto foi realizada por 31 minutos atingindo o equilíbrio de fase, repetiu-se esse mesmo intervalo de tempo. Contudo, a espessura de cobalto depositada foi inferior ao pretendido, 29 μm por face. Dessa forma, foram realizados dois banhos adicionais com duração superior a 31 minutos, a espessura

da camada depositada. A duração da eletrodeposição de cobalto e a espessura depositada nas amostras estão apresentadas na Tabela 7.

Tabela 7 – Eletrodeposição de cobalto		
Amostra	Tempo (min)	Espessura (μm)
Amostra Co 1	31	21,25
Amostra Co 2	50	36,50
Amostra Co 3	136	60,90

Fonte: Próprio autor

Com o microscópio estéreo foi feita uma análise macrográfica das amostras, como mostra a Figura 35, a fim de identificar defeitos pelo corte transversal do cordão de solda. Observa-se que as amostras apresentam falta de penetração da solda e as Amostras Co 2 e Co3 apresentam desalinhamento entre as chapas.

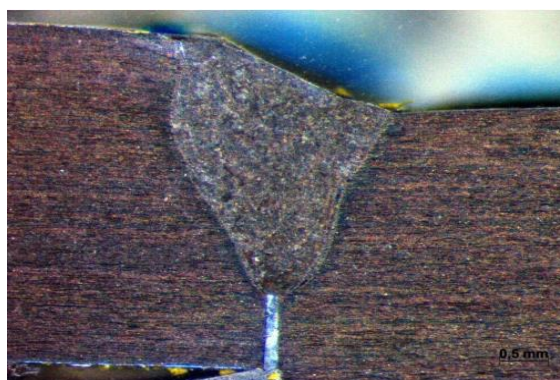
Figura 35 – Cordão de solda das amostras de Co



a) Amostra Co 1



b) Amostra Co 2

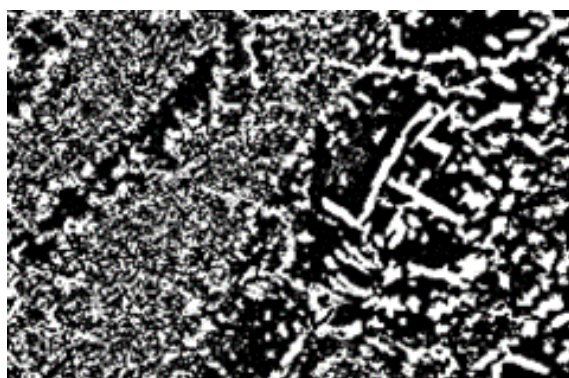


c) Amostra Co03

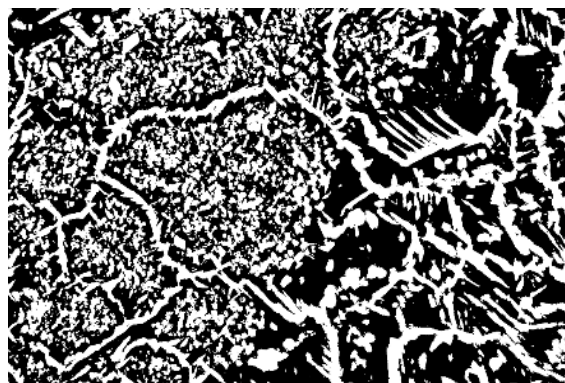
Fonte: Próprio autor

Com o auxílio do MEV foi possível visualizar as fases formas no cordão de solda das amostras. Para determinar o percentual das fases presentes na microestrutura das amostras, utilizou-se o software ImageJ, em que as regiões claras tratam-se de austenita (γ) e as escuras são ferritas (α), conforme a Figura 36.

Figura 36 – Microscopia Eletrônica de Varredura das amostras de Co



a) Amostra Co 1



b) Amostra Co 2



c) Amostra Co 3

Fonte: Próprio autor

Com base na Tabela 8, nota-se que quanto mais espessa a camada de cobalto, maior será o percentual de austenita formada após o processo de soldagem. Na Amostra Co 1, em que o tempo é igual ao experimento da Fase I, observou-se que a espessura da camada de cobalto formada era inferior, impactando na proporção de austenita. A Amostra Co 3 aproximou-se do equilíbrio de fases esperado em aços inoxidáveis superduplex, com 59,62 % de austenita.

Tabela 8 – Fração volumétrica das fases nas amostras de cobalto

Amostra	Tempo (min)	Espessura (μm)	Austenita (%)	Ferrita (%)
Amostra Co 1	31	21,25	23,80	76,20
Amostra Co 2	50	36,50	36,89	63,11
Amostra Co 3	136	60,90	59,62	40,38

Fonte: Próprio autor.

6. CONCLUSÃO

A eletrodeposição de elementos gamagênicos mostra-se eficiente para o controle de percentual de austenita no aço inoxidável duplex UNS S32750. Visto que a propriedades mecânicas, e principalmente corrosivas desse aço especial, depende do equilíbrio entre a austenita e a ferrita.

Nas Fase I e III, observa-se a eficiência do cobalto em atuar como elemento estabilizador de austenita. Era esperado, na Fase III, que ao repetir o banho de deposição de cobalto por 31 minutos fosse atingido o equilíbrio de fases. No entanto, percebeu-se que a cada banho a solução de cobalto ficava menos concentrada, pois o Co presente na mesma sofre o processo de oxidação para a amostra. Sendo assim, o tempo de duração da deposição de cobalto não é um parâmetro que garanta a estabilização da fase austenítica.

Com os resultados da Fase II, conclui-se que o níquel também apresenta capacidade austenizante, sendo que a Amostra Ni 3, aproximou-se do equilíbrio de fase, com 47,9% de austenita. No entanto, o níquel possui preço superior quando comparado com o cobalto.

Por fim, para trabalhos futuros sugere-se a utilização de outros elementos gamagênicos, a fim de comparar a eficiência e o custo benefício dos mesmos. Além da incorporação estatística para aumentar a confiabilidade do estudo. É crucial considerar a viabilidade da eletrodeposição em escala industrial.

REFERÊNCIA

ARAUJO, Anelise. **Influência da geometria do chanfro na tensão residual do Aço Inox Suplex 2304 gerada no processo de soldagem MIG**. Universidade Federal Fluminense. Volta Redonda. 2020.

BERGAMI, Leandro; CRETON, Suelen. **Caracterização Mecânica e Microestrutural do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 Submetido a Diferentes Tratamentos Térmicos**. Departamento de Engenharia Mecânica. UFES. Vitória. 2017. Disponível em: <https://engenhariamecanica.ufes.br/sites/engenhariamecanica.ufes.br/files/field/anexo/2014-_1_-_suelen_e_leandro.pdf>. Acesso em: dezembro de 2022.

CARDOSO, Robson. **Avaliação do comportamento estrutural de subestações de energia elétrica com o uso do aço inoxidável**. Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2013. Disponível em: <<https://www.bdt.d.uerj.br:8443/bitstream/1/11550/1/Robson%20Porto%20Cardoso.pdf>>. Acesso em: 17 de fevereiro de 2024.

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

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

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

DURAND, Lucas. **Caracterização microestrutural do aço duplex UNS S32750 Nitretado a baixa temperatura com baixa Potência De Plasma**. UTFPR. Curitiba. 2020. Disponível em: <<http://repositorio.utfpr.edu.br/jspui/handle/1/4943>>. Acesso em: janeiro de 2023.

FREITAS NETO, Ramiro. **Estudo da recristalização do aço inoxidável Lean Duplex LDX2101® submetido a diferentes graus de redução por laminação a frio**. Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Natal. 2016. Disponível em: <<https://repositorio.ufrn.br/handle/123456789/21472>>. Acesso em: dezembro de 2022.

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

NUNES, Everton. et al. **Estudo dos efeitos da restrição na microestrutura, microdureza e tenacidade em juntas soldadas em aço inoxidável duplex**. Soldagem & Inspeção, v. 16, n. 2, p. 156–164, abr. 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1590/S0104-92242011000200008>>. Acesso em: dezembro de 2022.

PAREDES, Ramón. - **Soldagem Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex** - LABATS DEMEC, UFPR, 2015

PAREDES, Ramón. **Aços Inoxidáveis Metalurgia e Soldabilidade**. Departamento de Engenharia Mecânica. UFPR. Curitiba. 2020. Disponível em: <<http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM315/Conte%FAdos%20CURSO%20DE%20A%C7OS%20INOXID%C1VEL%20Atualizado.doc.pdf>>. Acesso em: janeiro de 2023.

PAULI, Evandro. **Estudo da Soldabilidade do aço inoxidável Lean Duplex UNS S82441 utilizando o processo MIG/MAG com diferentes energias de soldagem**. USP. São Paulo. 2017. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-12032018-133542/>>. Acesso em: 10 jul. 2024.

PEREIRA, L. A. **Deposição eletrolítica de filmes metálicos sem banho de imersão**. Educação & Tecnologia, v. 5, n. 1, 2000. Disponível em: <<https://periodicos.cefetmg.br/index.php/revista-et/article/view/344>>. Acesso em: março de 2023.

PINHEIRO, Antônio. L. B.; ALMEIDA, Paulo. F. de; SOARES, Luis Guilherme. P.; **"Princípios fundamentais dos lasers e suas aplicações"**, p. 815 -894. In: Biotecnologia Aplicada à Agro&Indústria - Vol. 4. São Paulo: Blucher, 2017. Disponível em: <<https://openaccess.blucher.com.br/article-details/principios-fundamentais-dos-lasers-e-suas-aplicacoes-20274>>. Acesso em: fevereiro de 2023.

RIBEIRO. André. **Fabrico de Aço Inoxidável Austenítico Cf8m**. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Porto. Portugal. 2012. Disponível em: <<https://docplayer.com.br/9838667-Fabrico-de-aco-inoxidavel-austenitico-cf8m.html>>. Acesso em: 10 de março de 2024.

SELOTO, Bruna. **Adição de Elementos Gamagênicos na Soldagem de Chapas de Aço Superduplex UNS S32750 por Laser Pulsado Nd:YAG**. Departamento de Engenharia Mecânica. UNESP. Ilha Solteira. 2021.

SOUZA, Carla et al. **Avaliação da soldagem multipasse de chapas espessas de aços inoxidáveis lean duplex UNS S32304 soldadas pelos processos SMAW, GMAW e FCAW -resistência à corrosão**. Soldagem & Inspeção, v. 18, n. 3, p. 257–267, jul. 2013. Disponível em: <<https://doi.org/10.1590/S0104-92242013000300008>>. Acesso em: março de 2023.

SOUZA, Jean; NASCIMENTO, Paulo. **Aplicação de laser Nd:YAG pulsado na soldagem do aço inoxidável super duplex UNS S32750 utilizado na indústria de petróleo e gás natural**. Universidade de Rio Verde. Rio Verde. 2016. Disponível em: <<https://www.unirv.edu.br/conteudos/fckfiles/files/Artigo%20-%20Jeann%20Dourado%20Souza.pdf>>. Acesso em: dezembro de 2022.

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

TEBECHERANI, Ciro. **Aços Inoxidáveis**. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sul-rio-grandense. Pelotas. [201-]. Disponível em: <http://www2.pelotas.ifsul.edu.br/~adccg/lib/exe/fetch.php?media=artigo_para_pipesystem_sobre_inox1.pdf>. Acesso em: novembro de 2022.