

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO  
SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ**

**Efeitos do Envelhecimento Térmico na  
Microestrutura e na Resistência à Corrosão do  
Metal de Solda em Aço Inoxidável Superduplex**

Gustavo Teixeira da Silva

Prof. Orientador: Humberto Nogueira Farneze

Prof. Co-orientador: Joanes Silva Dias

**Rio de Janeiro  
Novembro de 2018**

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO  
SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ**

**Efeitos do Envelhecimento Térmico na  
Microestrutura e na Resistência à Corrosão do  
Metal de Solda em Aço Inoxidável Superduplex**

Gustavo Teixeira da Silva

Projeto Final apresentado em cumprimento às  
normas do Departamento de Educação Superior do  
CEFET/RJ, como parte dos requisitos para obtenção  
do título de Bacharel em Engenharia Mecânica

Prof. Orientador: Humberto Nogueira Farneze

Prof. Co-orientador: Joanes Silva Dias

**Rio de Janeiro  
Novembro de 2018**

## CEFET/RJ – Sistema de Bibliotecas / Biblioteca Central

- S586 Silva, Gustavo Teixeira da  
Efeitos do envelhecimento térmico na microestrutura e na resistência à corrosão do metal de solda em aço inoxidável superduplex / Gustavo Teixeira da Silva.—2018.  
xiv, 59f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.
- Projeto Final (Graduação) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2018.  
Bibliografia : f. 57-59  
Orientador : Humberto Nogueira Farneze  
Coorientador : Joanes Silva Dias
1. Engenharia mecânica. 2. Aço inoxidável - Soldagem. 3. Corrosão. I. Farneze, Humberto Nogueira (Orient.). II. Dias, Joanes Silva. III. Título.

CDD 620.1

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho de conclusão de curso a meus pais e irmão, por terem sido minhas bases sólidas que me permitiram sonhar e buscar a realização desta graduação.

Dedico ainda, a minha amada esposa e sua família, por todo apoio, dedicação e companheirismo nestes anos todos.

Dedico em especial a minha filha, presente de Deus na minha vida, para mostrar que, com dedicação, disciplina e esforço é possível realizar coisas incríveis. Que este trabalho seja uma prova disso.

Por fim, dedico a todos os amigos e colegas de trabalho e faculdade que de alguma forma contribuíram para que possa ter chegado tão longe.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus por me ajudar a ser fiel a essa trajetória, pois sem sua mão guiando meus passos, muitas vezes difíceis de serem dados, não conseguiria chegar a lugar nenhum.

A meus pais Margaret Santos Teixeira da Silva, Ricardo Ramos da Silva e meu irmão Gabriel Teixeira da Silva e sua família Suelen Motta e minha amada sobrinha/afilhada Alice Motta da Silva, por mostrarem o significado de família, por todo amor e acolhimento, por toda união e preocupação, por serem amigos presentes.

De modo especial, a minha mãe por acreditar em mim, por suas correções, pelos seus puxões de orelha, por abrir muitas portas na minha vida e ainda me mostrar quais portas precisariam ser abertas por mim, por todo amor e carinho depreendidos a mim.

Ao meu pai por moldar meu caráter como homem, por ser um exemplo de disciplina, por me ensinar a ser um pai dedicado e atencioso, por me ensinar tantas lições de manuseio de ferramentas, mas também de manuseio das adversidades da vida e ainda por tanto carinho e amor.

A minha amada esposa Vanessa Azevedo de Jesus Teixeira, por ser uma parceira incrível de todas as horas, por estar ao meu lado nos momentos difíceis, por toda paciência, pelo incentivo, pela compreensão e por todo amor direcionado a mim e ainda por ter sonhado o mesmo sonho que eu e ainda por ter me dado o melhor presente da minha vida nossa filha Laura que ilumina nossos dias com tanta doçura e amor.

A meus sogros Maria Quintiliana Azevedo e Vilma Azevedo e minha cunhada Viviane Azevedo de Jesus, por todo apoio e acolhimento nestes anos, principalmente a minha cunhada, por ter permitido acompanhar sua inspiradora trajetória acadêmica, por sua amizade de todas horas.

Ao Professor Humberto Nogueira Farneze por ser um orientador dedicado e atencioso ao longo deste caminho. Por ser exemplo de profissional fiel a sua missão, e ainda pela paciência em corrigir e conduzir este trabalho.

Ao Professor Joanes Silva Dias, por ser um amigo que tanto contribuiu no início desta jornada, pela sua disponibilidade, apoio e profissionalismo nas trocas de conhecimento.

Ao engenheiro Pedro Ivo Guimarães de Vasconcellos, por todo tempo dispensado a este projeto, por todo seu auxílio e paciência na condução do processo de soldagem e por ser um profissional excepcional que contribui e apoia a pesquisa universitária.

Ao engenheiro Jeferson Costa e ao colega de curso Guilherme Mastrange pela viabilização do fornecimento do gás para soldagem junto à empresa White Martins.

## RESUMO

Os aços inoxidáveis Superduplex apresentam excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, quando comparados à outras famílias de aços inoxidáveis. Essas características são oriundas principalmente de sua composição química e de estrutura composta de austenita( $\gamma$ ) e ferrita ( $\delta$ ). Neste sentido, o mesmo está sendo especificado para o segmento *offshore*, para aplicações em serviços com temperaturas elevadas. Porém, o processo de fabricação de soldagem pode provocar mudanças nas principais características desses aços, principalmente na resistência à corrosão. Deste modo, o objetivo deste trabalho foi analisar os efeitos do envelhecimento térmico na microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à corrosão do metal de solda em aço UNS 32750, produzido pelo processo *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW). Para este estudo foram efetuados tratamentos de envelhecimento térmico a 550°C durante 24 horas e 850°C durante 1 hora. Nestas condições, foram realizadas caracterizações microestruturais por microscopia ótica (MO) e permeabilidade magnética. As propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de microdureza. A resistência a corrosão foi avaliada por ensaios potenciodinâmicos cíclicos em solução de 3,5% de NaCl. Os resultados obtidos indicaram que o aumento da temperatura de exposição promoveu no metal de solda a formação progressiva de fases intermetálicas, acarretando um aumento da dureza e a queda da resistência à corrosão por pites.

Palavras-chave: UNS 32750, GTAW, Envelhecimento térmico, Corrosão por pites

## ABSTRACT

Superduplex stainless steels are the families and corrosion resistance when compared to other stainless steel families. These characteristics come mainly in its chemical composition and structure composed of austenite ( $\gamma$ ) and ferrite ( $\delta$ ). In this sense, the same is being specified for the offshore, for applications in services with high temperatures. However, the welding manufacturing process can be used as one of the main attack engines, especially in corrosion resistance. Thus, the objective of this work was to analyze the effects of thermal aging on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of UNS 32750 steel welding metal produced by the Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process. For this set they were at 550 °C for 24 hours and 850 °C for 1 hour. Under these conditions microstructures were characterized by optical microscopy (MO) and magnetic permeability. The mechanical properties were evaluated by microhardness tests. Corrosion resistance was assessed by potentiodynamic clinical trials in a 3.5% NaCl solution. The results indicate that the increase in media temperature did not promote the lack of a new stage of intermetallic phase progression, leading to an increase in hardness and resistance to pitting

Keywords: UNS 32750, GTAW, Thermal aging, Pitting Corrosion

# SUMÁRIO

1	Introdução .....	1
1.1	Motivação.....	2
1.2	Objetivos .....	2
1.3	Metodologia .....	3
1.4	Organização do Trabalho .....	3
2	Revisão bibliográfica.....	6
2.1	Aços Inoxidáveis Duplex (AID) e Superduplex (AISD).....	6
2.1.1	Histórico .....	6
2.1.2	Processo de Fabricação e Obtenção de Aços Superduplex .....	8
2.1.3	Composição Química e Elementos de Liga .....	9
2.1.4	Microestrutura Característica .....	12
2.2	Métodos de Previsão da Microestrutura .....	13
2.2.1	Diagrama de Schaeffler .....	14
2.2.2	Diagrama de DeLong.....	15
2.2.3	Diagrama WRC .....	15
2.3	Fases Formadas Durante o Envelhecimento ou Serviço.....	16
2.3.1	Aspectos Gerais.....	16
2.3.2	Características das Fases .....	17
2.3.2.1	Fase Alfa Linha ( $\alpha'$ ) ou Fragilização a 475°C.....	17
2.3.2.2	Fase G .....	18
2.3.2.3	Austenita Secundária ( $\gamma_2$ ).....	18
2.3.2.4	Fase Sigma ( $\sigma$ ).....	18
2.3.2.5	Fase Chi ( $\chi$ ).....	19
2.3.2.6	Fase R .....	19
2.3.2.7	Fase $\pi$ .....	19
2.3.2.8	Fase $\tau$ .....	19
2.3.2.9	Nitretos Cr <sub>2</sub> N e CrN.....	19
2.3.2.10	Carbetos de Cromo M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> e M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> .....	20

2.3.2.11 Fase $\epsilon$ .....	20
2.4 Resistência Mecânica dos Aços Duplex e Superduplex .....	20
2.5 Resistência a Corrosão dos Aços Inoxidáveis Duplex, Superduplex .....	21
2.5.1 Corrosão por Pites ou Puntiforme .....	21
2.6 Processo de Soldagem GTAW .....	23
2.7 Soldagem em Aços Duplex .....	26
2.7.1 Técnica Geral de Soldagem.....	26
2.7.2 Aporte Térmico .....	27
3 Materiais e Métodos .....	29
3.1 Material Aplicado .....	29
3.2 Procedimento da Soldagem .....	29
3.2.1 Preparação da Junta .....	29
3.2.2 Metal de Adição .....	30
3.2.3 Gás de Proteção e Purga.....	30
3.2.4 Máquina de Solda.....	30
3.2.5 Parâmetros de Soldagem .....	31
3.2.6 Execução da Solda.....	33
3.2.7 Ensaios Não Destrutivos .....	34
3.3 Preparação das Amostras .....	34
3.4 Análise Química.....	36
3.5 Tratamento de Envelhecimento Térmico .....	36
3.6 Análise Microestrutural .....	37
3.6.1 Microscopia Ótica (MO) .....	37
3.7 Permeabilidade Magnética (Ferritoscópio).....	37
3.8 Ensaios Mecânicos .....	39
3.8.1 Microdureza (Vickers) .....	39
3.9 Ensaio de Corrosão.....	40
3.9.1 Ensaio Potenciodinâmicos Cíclico .....	40
4 Resultados e Discussão.....	43

4.1 Macrografia .....	43
4.2 Análise Química.....	43
4.3 Avaliação Microestrutural .....	46
4.3.1 Metal de Base .....	47
4.3.2 Metal de Solda como Soldado.....	47
4.3.3 Metal de Solda Envelhecido.....	48
4.4 Permeabilidade Magnética .....	50
4.5 Ensaio Mecânicos .....	51
4.5.1 Ensaio de Microdureza.....	51
4.6 Ensaio de Corrosão .....	52
4.6.1 Ensaio Potenciodinâmico Cíclico.....	52
5 Conclusões.....	55
6 Sugestões para trabalhos futuros .....	56
Referências Bibliográfica .....	568

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1: Fluxo executivo do projeto.....	4
FIGURA 2: Desenvolvimento de laminados a quente em termos de Nitrogênio contra quantidade de Cromo e Molibdênio [2].....	7
FIGURA 3: Número de PREN para os principais Aços Inoxidáveis [5]. ....	8
FIGURA 4: Curvas de Diagrama WRC para Duplex e Superduplex [7].....	9
FIGURA 5: Influência do cromo na resistência a corrosão [9].....	11
FIGURA 6: Curva de polarização anódica da influência dos elementos de liga [2].....	11
FIGURA 7: Influência do Ni nos Inox Duplex e Superduplex [5].....	12
FIGURA 8: Micrografica de Superduplex UNS 32750 (DL) direção de laminação [10,11]...	13
FIGURA 9: Projeção Liquidus e Solidus no sistema ternário Fe-Cr-Ni [10] .....	13
FIGURA 10: Diagrama de Schaeffler [12].....	14
FIGURA 11: Diagrama DeLong de 1973, com o conceito de FN (" <i>ferrite number</i> ") [11]. ...	15
FIGURA 12: Diagrama do WRC-1992 [13] .....	16
FIGURA 13: Curva de fases em Duplex e Supersuplex [3].....	17
FIGURA 14: Ilustração do ataque da corrosão por pites [10]. ....	22
FIGURA 15: Esquema de execução do processo de soldagem GTAW [15] .....	23
FIGURA 16: Esquema de Execução do Processo de Fabricação TIG [15] .....	24
FIGURA 17: Detalhe da tocha para processo GTAW [15].....	25
FIGURA 18: Aporte Térmico e Resistência à Corrosão [8]. ....	28
FIGURA 19: Preparação da Junta soldada.....	29
FIGURA 20: Detalhes da geometria da Junta de Solda. Medidas em mm. ....	30
FIGURA 21: Máquina de Solda Dymasty.....	31

FIGURA 22: Acompanhamento da Execução da Soldagem (a) Soldagem GTAW sendo realizada, (b) Acompanhamento da temperatura por Pirômetro e (c) Acompanhamento da Temperatura por Termopar.....	34
FIGURA 24: Execução do corte para separação das amostras. (a) Realização de corte transversal. (b) Realização de corte longitudinal. (c) Amostras retirados.....	35
FIGURA 25: Espectrômetro de Emissão Ótica.....	36
FIGURA 26: Microscópio Ótico Olympus BX60M .....	37
FIGURA 27: Princípio de funcionamento do Ferritoscópio [19].....	38
FIGURA 28: Micrôdurômetro da Wilson Instruments – Vicker/Knoop disponibilizado pelo CEFET/RJ.....	40
FIGURA 29: Detalhe da localização dos pontos de microdureza no metal de solda. Ataque: Ácido oxálico 10%. .....	40
FIGURA 30: Esquema de Célula Eletrolítica [21].....	41
FIGURA 31: Esquema de preparação das amostras para ensaio de corrosão [22]. .....	41
FIGURA 32: Identificação do Potencial de Circuito Aberto ( $E_{PCA}$ ), Potencial de Pite ( $E_{PITE}$ ) e Potencial Repassivação ( $E_{REP}$ ) .....	42
FIGURA 33: Aspecto Macrográfico de junta soldada por GTAW em aço Superduplex. Ataque: Ácido oxálico 10%.....	43
FIGURA 34: WRC – 1992 – Marcação em vermelho região Superduplex e em azul identificação da amostra como soldada. ....	45
FIGURA 35: Esquema de Solidificação Tipo F. [11] .....	46
FIGURA 36: Microestrutura de Material de Base (UNS 32750). Ataque: Behara.....	47
FIGURA 37: Microestrutura do metal de solda como soldado. Ataque: Behara. ....	48
FIGURA 38: Microestrutura do metal de solda envelhecido termicamente a 550°C por 24 horas. Ataque: Behara.....	48

FIGURA 39: Metal de solda envelhecido a 850°C por 1 hora. Ataque: Behara. ....	49
FIGURA 40: Curva TTT para superduplex UNS 32750 [24].....	50
FIGURA 41: Gráfico do comportamento do teor de ferrita ( $\delta$ ) nas condições como soldado, envelhecido a 550°C-24h e envelhecido a 850°C-1h.....	51
FIGURA 42: Curvas de dureza Vickers ao longo do cordão de solda Face – Raiz.....	52
FIGURA 43: Curvas de Potenciodinâmico Cíclica. (a) Amostra como soldado. (b) Amostra envelhecida à 550°C - 24h. (c) Amostra envelhecida à 850°C-1h. ....	54

## LISTA DE TABELAS

TABELA 1: Composição Química dos principais Aços Inoxidáveis Duplex. ....	10
---	----

TABELA 2: Resistência Mecânica dos Aços Inoxidáveis. ....	21
TABELA 3: Influência da composição química na resistência a corrosão .....	22
TABELA 4: Adaptação Vantagem e Desvantagem do Processo TIG .....	24
TABELA 5: Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG.....	26
TABELA 6: Ensaio Adicionais .....	27
TABELA 7: Aporte Térmico para Aços Duplex e Superduplex.....	28
TABELA 8: Composição Química da vareta GTAW (% em peso). (Fe) balanço.....	30
TABELA 9: Parâmetros de Soldagem.....	32
TABELA 10: Reagente utilizado para revelar características microestruturais.....	37
TABELA 11: Comparação da composição química do metal de Solda (como soldado).....	44
TABELA 12: Valores Calculados para Diagrama Schaeffler, DeLong e WRC-92.....	44
TABELA 13: Porcentagem de Ferrita.....	50
TABELA 14: Parâmetros obtidos das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica.....	54

# Capítulo 1

## Introdução

O Brasil se tornou um país de grande relevância na demanda energética mundial. A descoberta de grandes reservas de petróleo e gás de qualidade e alto valor de mercado, fez do Pré-Sal uma descoberta de maior relevância da indústria petrolífera dos últimos tempos.

O Pré-Sal revelou grandes desafios para perfuração e exploração de petróleo e seus derivados, devido sua complexidade de produção por dificuldade de acesso e estrutura montada, que dentre elas se destacam a distância da costa cerca de 300 km, lâmina d'água de 2200 m de profundidade, camada de sal de 2000 m e grandes reservas a 5000 m do leito do mar [1].

Frente ao rumo que a indústria de petróleo brasileira se encaminhava, para extração e produção obter sucesso em eficiência e segurança de operação, foi necessário aprimorar e desenvolver novas tecnologias. As inovações necessárias à aplicação de novos materiais correlacionados a equipamentos e tubulações capazes de resistir a fluidos altamente corrosivos e com altas pressões foram peças fundamentais neste processo de crescimento.

As condições meteocenográficas imposta pelo ambiente marítimo atrelado a novas exigências de resistência mecânica fez com que os aços inoxidáveis ganhassem grande aplicabilidade no segmento “*offshore*”.

Estes materiais foram desenvolvidos em torno do século XX, com primeiros registros na Alemanha, Estados Unidos e Inglaterra. Os aços inoxidáveis são ligas contendo Cromo, Níquel e alguns elementos de liga. São caracterizados por possuírem camada passiva protetora de elevada resistência à corrosão somando a boa resistência mecânica [2].

Nesta época foram desenvolvidas as três classes básicas de aços inoxidáveis: Martensíticos, Austeníticos e Ferríticos. Esses aços possuem variedades pela combinação da composição química presente e aspectos microestruturais. Existe ainda uma classe de aços inoxidáveis chamados austeno-ferríticos ou como são conhecidos no mercado, duplex e superduplex. Essa classe ligeiramente nova no mercado brasileiro, por volta dos anos 90, vem ganhando espaço e sendo aplicados em diversos segmentos na indústria naval, petroquímica, energética e plataformas de petróleo e gás, sendo utilizados em vasos de pressão, reatores,

trocadores de calor, digestores, tubulações, umbilicais, bombas e ainda em equipamentos em que a produção não pode ser interrompida.

Os aços duplex e superduplex são formados por fases metaestáveis quando solubilizados e resfriados a água. Devido a tendência dessas fases buscar um estado estável, existe a precipitação de outras fases, o que exige um processo de fabricação mais controlado, fazendo seu custo ser elevado quando comparado a outros aços inoxidáveis.

O processo de fabricação mais aplicado na indústria para união metálica é a soldagem. Sua larga aplicação se dá pela ligeira facilidade de execução e versatilidade. Porém este tipo de processo altera diretamente a propriedade microestruturais, mecânica e bem como a composição química. Assim, cada vez mais este tipo de processo é importante para evolução da tecnologia, atendendo as novas exigências do mercado industrial.

## **1.1 Motivação**

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex são materiais com diversas aplicações para o mercado industrial, porém sua utilização no Brasil ainda é baixa, quando comparada aos aços inoxidáveis austeníticos. Sendo assim, cada vez mais é necessário adquirir conhecimentos sobre esse grupo de materiais, sendo fundamental para desenvolvimento de novas práticas e novas aplicações.

O presente estudo tem como motivação a análise das propriedades mecânicas e principalmente a resistência a corrosão do metal de solda do aço inoxidável superduplex quando submetidos a altas temperatura.

## **1.2 Objetivos**

Este presente estudo tem como objetivo ampliar os conhecimentos e aplicação dos materiais inoxidáveis duplex e superduplex, pelo estudo dos efeitos provocados pelo envelhecimento térmico, com as temperaturas de 550°C e 850°C, na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão do metal de solda produzido pela soldagem do tubo de aço inoxidável superduplex UNS 32750, no processo *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW).

### **1.3 Metodologia**

Os experimentos tiveram como foco análise de amostras de metais retiradas de um tubo soldado pelo processo GTAW, quando submetidas ao tratamento de envelhecimento térmico, que tende a provocar mudanças microestruturais, causando efeitos nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão do material.

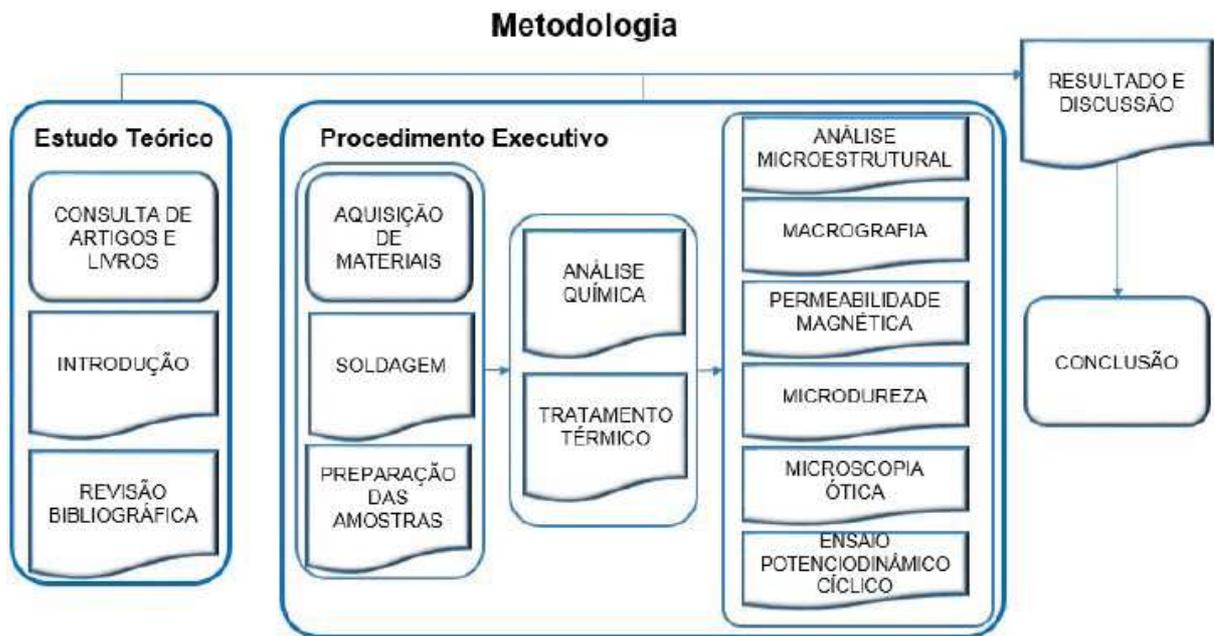
Para o estudo e análises deste trabalho serão utilizados os seguintes métodos experimentais:

- Análise Química
- Macrografia
- Tratamento de Envelhecimento Térmico
- Microscopia Ótica (MO)
- Permeabilidade Magnética (Ferritoscópio)
- Microdureza (Vickers)
- Ensaio Potenciodinâmico Cíclico

Após a realização dos ensaios, foram feitas as análises para a determinação dos resultados obtidos.

### **1.4 Organização do Trabalho**

Para um melhor planejamento e administração dos temas abordados, foi realizada uma estrutura organizacional em forma de fluxo para identificar, de modo claro, as etapas a serem seguidas conforme a Figura 1.



**Figura 1:** Fluxo executivo do projeto.

Para o presente trabalho se fez necessário a elaboração de uma estrutura básica organizacional, definida para dar melhor compreensão dos temas abordados, sendo assim este estudo teve por divisão principal capítulos específicos que tratará de forma objetiva e clara as informações pertinentes ao tema.

Segue abaixo a divisão dos capítulos:

**Capítulo Primeiro** – Tratará da parte introdutória, trazendo os principais aspectos que motivaram a execução deste estudo, bem como os seus objetivos e suas respectivas justificativas e ainda a metodologia aplicada para sequenciamento das atividades.

**Capítulo Segundo** – Reunirá e abordará na revisão bibliográfica informações pertinentes ao assunto no qual se propõe analisar o presente estudo, servindo assim de base teórica para pesquisa e procedimentos executivos.

**Capítulo Terceiro** – Mostrará os métodos e processos aplicados para execução da fase experimental pertinente a presente pesquisa, mostrando de forma detalhada os materiais e equipamentos necessários para sua realização e ainda os ensaios utilizados para alcançar os resultados obtidos.

**Capítulo Quarto** – Apresentará os resultados obtidos oriundos da fase experimental e discutirá de forma oportuna a interpretação deste confrontando com a literatura obtida na Revisão Bibliográfica.

**Capítulo Quinto** – Trará abordagem final, a fim de concluir o assunto abordado neste trabalho.

**Capítulo Sexto** – Abordará sugestões para inspirar a elaboração de novos trabalhos.

## Capítulo 2

### Revisão bibliográfica

#### 2.1 Aços Inoxidáveis Duplex (AID) e Superduplex (AISD)

##### 2.1.1 Histórico

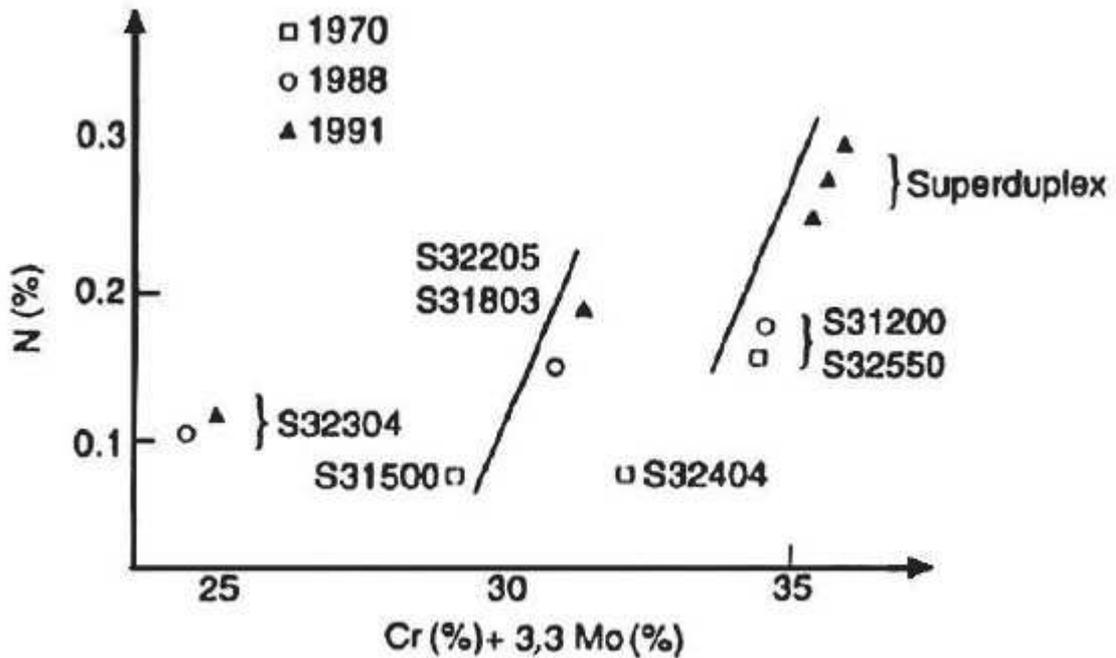
Em 1927, Bain e Griffith apresentavam resultados envolvendo ligas de Ferro, Cromo e Níquel e um sistema que apresentavam fases contendo austenita e ferrita, assim se deu início o desenvolvimento desta nova gama de materiais [2]. Os primeiros registros e patentes da descoberta dos aços inoxidáveis austeno-ferríticos se deu na França em 1937, quando a Companhia Jacob Holtzer na fusão de aço inox produziu uma estrutura ferrítica em uma matriz de austenita, porém existem registros de produção de aços inoxidáveis com estruturas parecidas na Suécia e Estados Unidos durante este mesmo período [3].

Devido à falta de conhecimento e tecnologia de controle de resfriamento rápido e ainda solubilização e posterior resfriamento em água, promoviam materiais com baixa ductilidade e tenacidade o que limitavam a produção de peças na época [3].

Durante os anos 60 e 70, existiam 2 fatores principais que alavancaram o desenvolvimento das ligas duplex. Primeiramente, a escassez de níquel que elevou as ligas austeníticas, combinadas com o aumento da atividade offshore. Em segundo lugar o aprimoramento das técnicas de produção dos materiais [2].

Durante a década de 1980, foram desenvolvidas classes de duplex mais altamente ligadas que suportavam ambientes agressivos como pode ser analisado sua evolução na Figura 2. Desta forma, esta nova classe de aços inoxidáveis duplex continham cercar de 25%Cr, 6-7%Ni, 3-4%Mo, 0,20-0,30%N, 0-2%Cu e 0-2% e foram chamados de superduplex [2].

Desde anos 80 até os dias atuais, o desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex avançou rapidamente. A demanda de melhorar suas propriedades de resistência à corrosão, soldabilidade e ainda sua obtenção e produção, fez com que estes materiais evoluíssem, adquirindo melhorias e maior aplicação na indústria atual. A Figura 2 mostra a evolução da ligas dos inoxidáveis ao longo dos anos.



**Figura 2:** Desenvolvimento de laminados a quente em termos de Nitrogênio contra quantidade de Cromo e Molibdênio [2].

Os aços inoxidáveis superduplex se diferenciam por possuírem resistência a pite (PREN – Pitting Corrosion Equivalent) superior aos aços duplex já conhecidos à época. Sendo assim, os AISD (aços inoxidáveis superduplex) possuem índice equivalente de PREN maiores que 40 [2,4].

Todos possuem microestrutura composta de austenita e ferrita. O aspecto que os diferencia é o valor de resistência à corrosão por pite (PREN – Pitting Resistance Equivalent Number).

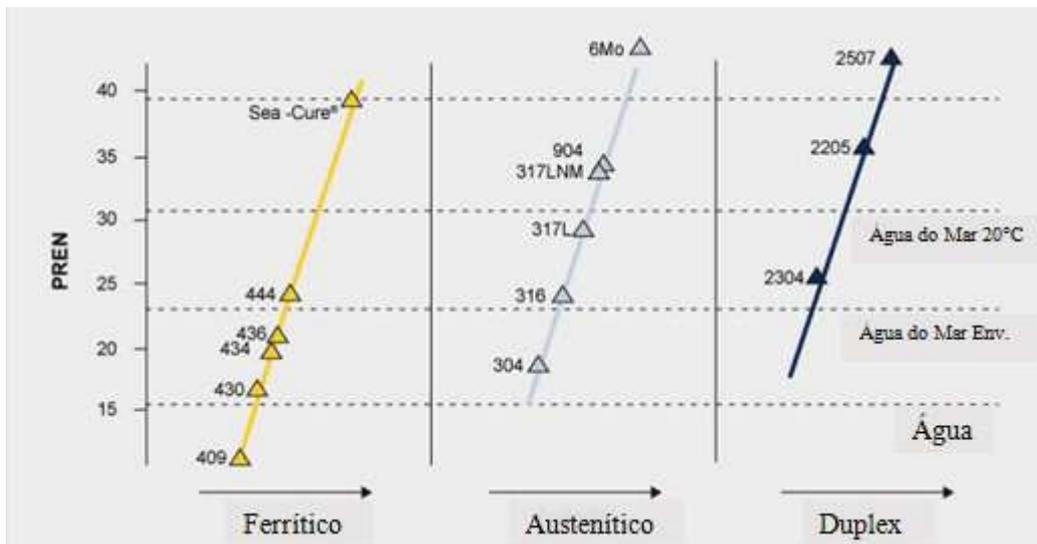
Para se obter o valor do Número Equivalente de Resistência por Pites (PREN), atualmente tem se aplicado a classificação dos graus através da composição química e principalmente pelos elementos Cr, Mo, W e N seguindo as equações 1 e 2 [5]:

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

$$PREN = \%Cr + 3,3 \times (\%Mo + 0,5 \%W) + 16 \times (\%N) \quad (2)$$

Corrosão por pites é o tipo de corrosão considerada localizada, formando cavidades de pequenos diâmetros na superfície do material, porém com profundidade relevante. Em aços inoxidáveis com camada passivadora é comum de ocorrer este tipo de corrosão. A corrosão por pite atua em pontos de falha na passividade, culminando em uma corrosão severa e

pontual. Na Figura 3 pode analisar os valores do PREN dos principais aços inoxidáveis Ferríticos, Austeníticos e Duplex.



**Figura 3:** Número de PREN para os principais Aços Inoxidáveis [5].

Hoje em dia, os setores industriais que mais aplicam os aços inoxidáveis duplex e superduplex são os segmentos petroquímicos, processamento químico, papel e celulose, exploração de óleo e gás e fertilizantes. Sua utilização é diversa, presentes normalmente em vasos de pressão, bombas, tubulações e tanques, principalmente por sua resistência a corrosão por pites [4].

### 2.1.2 Processo de Fabricação e Obtenção de Aços Superduplex

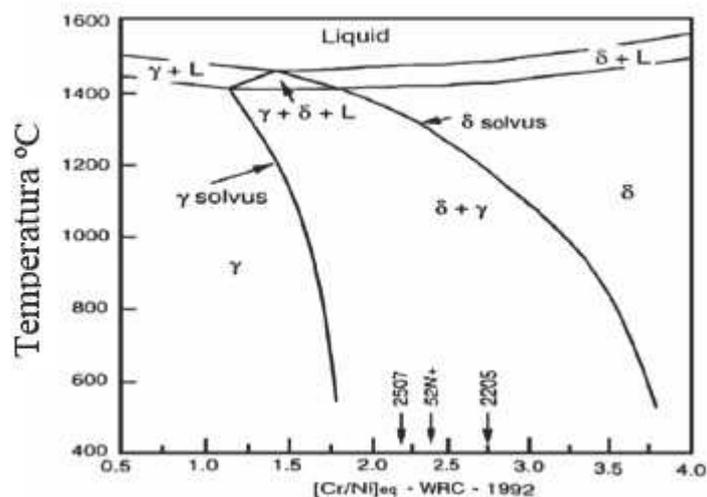
A fundição para uma liga de duplex pode ser produzida com alta qualidade em forno de indução convencional ou em um forno a arco elétrico com sucatas de alta liga. O principal objetivo é a redução de enxofre e fósforo para assim aumentar à resistência a corrosão. A próxima etapa é desoxidação e inoculação adicionando os agentes: SiCaMn, SiCaCe, AL, Ti, Mg, Nb, Zr. Essas adições levam à precipitação de óxidos microscópicos que atuam como múltiplos locais de nucleação de cristais de ferrita e promovem o refinamento de grãos [2].

No processo por fundição logo na aciaria, deve-se obter controle da concentração de elementos liga cromo, níquel, manganês, silício e outros elementos, e o balanceamento microestrutural de Ferrita e Austenita pós-resfriamento do aço. Na fundição em areia o resfriamento é lento e é inevitável o surgimento da fase sigma, sendo necessário tratamento

térmico de solubilização com posterior resfriamento em água. Desta forma permite-se a total dissolução da fase sigma e outros intermetálicos [6].

Os fabricantes deste tipo de material devem ter o controle da microestrutura final de fundição, devido a diferentes gradientes térmicos dos elementos presentes no aço, o que pode ocasionar trincas superficiais ou microfissuras nucleadas no material sendo assim, pode causar falha prematura do material [6]. O custo do material ainda é um fator que dificulta sua aplicação na indústria atualmente.

A Figura 4 apresenta curvas do diagrama Welding Research Council (WRC), onde pode ser observada a importância do controle de temperatura em relação ao cromo e níquel equivalentes, para composição de equilíbrio entre as fases austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\delta$ ), que poderá influenciar nas propriedades do material.



**Figura 4:** Curvas de Diagrama WRC para Duplex e Superduplex [7]

### 2.1.3 Composição Química e Elementos de Liga

Um das principais características dos aços inoxidáveis duplex e superduplex é a formação de sua microestrutura no qual se encontra austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\delta$ ) em porcentagem igual. Desta forma, os principais elementos de liga encontrados nesta família de inox e a quantidade aplicada de cada um destes influenciarão nas principais características mecânicas e físicas destes materiais. Os elementos que influenciam na promoção desta microestrutura dos inoxidáveis duplex e superduplex podem ser classificados em dois grupos:

- Formadores de Austenita ( $\gamma$ ): Ni, C, N, Mn, Co, Cu.
- Formadores de Ferrita ( $\delta$ ): Cr, Mo, Si, Nb, Ti, Al, W, V, Ta.

Na Tabela 1 se pode observar a influência da composição química na resistência a corrosão.

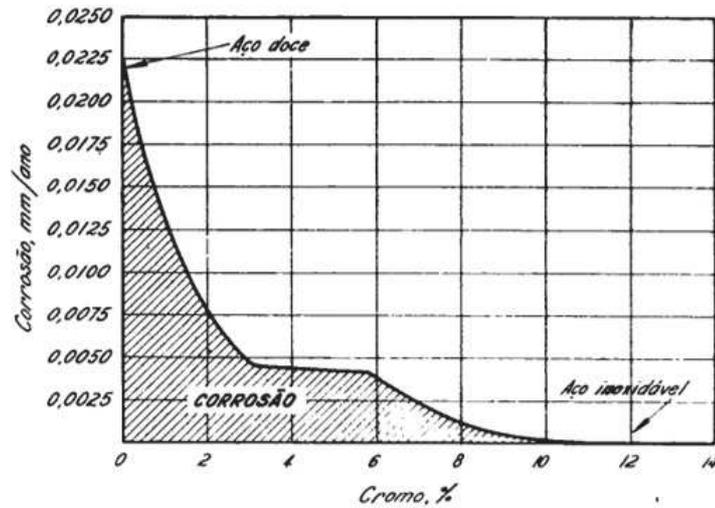
**Tabela 1:** Composição Química dos principais Aços Inoxidáveis Duplex [8].

GRADE	UNS Nº	EM Nº	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PREN
<b>DUPLEX - 22 Cr STANDARD</b>											
LDX2101	S32101	1,4162	0,04	21,0 - 22,0	1,35 - 1,7	0,1 - 0,8	0,2 - 0,25	4,0 - 6,0	0,1 - 0,8	-	28,0
2205	S31803	1,4462	0,03	21,0 - 23,0	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	0,08 - 0,20	2,0	-	-	30,5
2205	S32205	1,4462	0,03	22,0 - 23,0	4,5 - 6,5	3,0 - 3,5	0,14 - 0,20	2,0	-	-	34,1
2304	S32304	-	0,03	21,5 - 24,5	0,05 - 0,60	0,05 - 0,60	0,05 - 0,20	2,5	0,05 - 0,20	-	23
<b>SUPERDUPLEX - 25Cr</b>											
2520	S32520	1,4507	0,03	24,0 - 26,0	5,5 - 8,0	3,0 - 4,0	0,20 - 0,35	1,5	0,5 - 2,0	-	37,1
F255	S32550	1,4507	0,04	24,0 - 27,0	4,5 - 6,5	2,9 - 3,9	0,10 - 0,25	1,5	1,5 - 2,5	-	35,2
2507	S32750	1,441	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	3,0 - 5,0	0,24 - 0,32	1,2	0,5	-	37,7
ZERON100	S32760	1,4501	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	3,0 - 4,0	0,20 - 0,30	1,0	0,5 - 1,0	0,5 - 1,0	40
DP3W	S39274	-	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	2,5 - 3,5	0,24 - 0,32	1,0	0,2 - 0,8	1,50 - 2,50	38,6
<b>HIPERDUPLEX</b>											
2707	S32707	-	0,03	26,0 - 29,0	5,50 - 9,50	4,0 - 5,0	0,30 - 0,50	1,5	1,0	-	$\geq 48$
3207	S33207	-	0,03	29,0 - 33,0	6,00 - 9,00	3,0 - 5,0	0,40 - 0,60	1,5	1,0	-	$\geq 48$

Segue abaixo os principais elementos de liga e sua importância:

**Cromo (Cr)** – É o principal elemento químico responsável pela formação da camada passivadora que promove a proteção anticorrosiva, que deverá ter um mínimo de 10,5%. Nos aços, o Cromo promove aumento da resistência a corrosão e ajuda na formação de ferrita, porém quanto maior for o teor de cromo assim também deverá ser os teores de níquel que promovem a austenita, desta forma deverá ser um balanço entre estes elementos para formação da microestrutura bifásica resultante nesses aços [3,7].

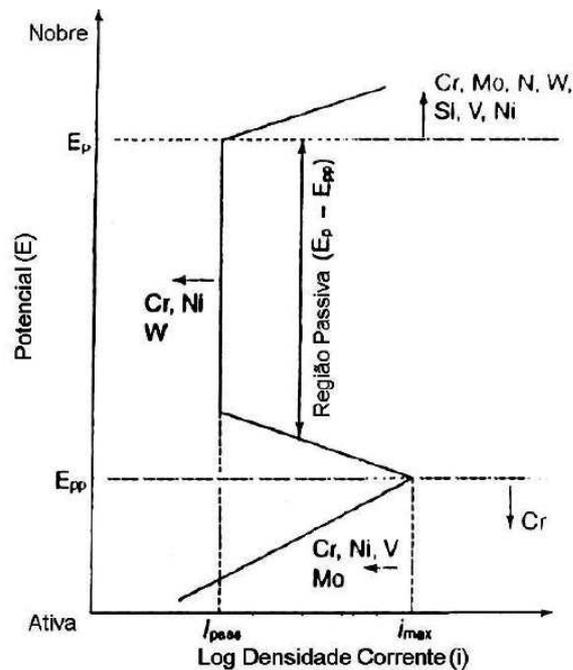
Na Figura 5 apresenta como o teor de cromo pode influenciar na resistência a corrosão nos aços.



**Figura 5:** Influência do cromo na resistência a corrosão [9]

**Molibdênio (Mo)** – Elemento químico que associado ao cromo promove a elevação dos níveis de resistência a corrosão por pites e corrosão por frestas. Os teores de molibdênio deveriam ser limitados a 4%, para evitar a formação de fases intermetálicas indesejadas durante as operações de processamento desses aços em temperaturas elevadas. [6].

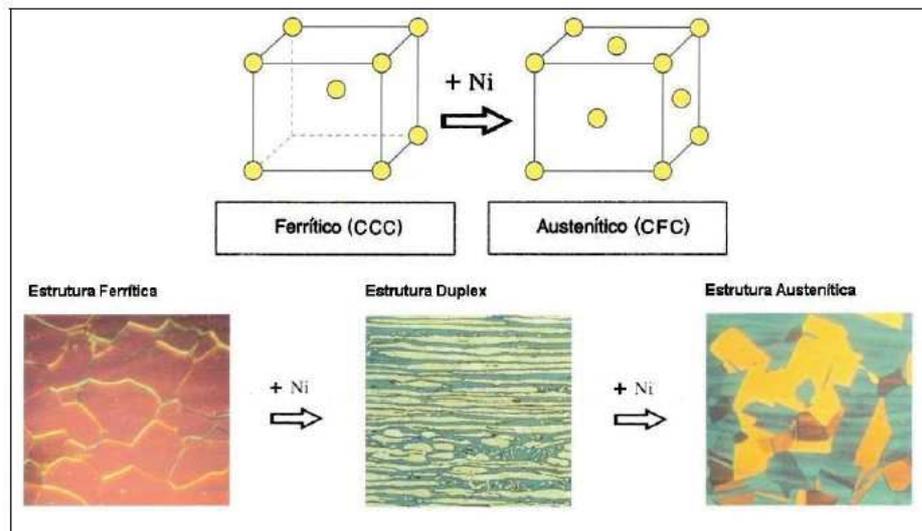
Eletroquimicamente a influência do molibdênio é similar ao cromo, conforme apresentado na Figura 6. Pode se notar que a região passiva (região caracterizada pela diferença do potencial de resistência à corrosão por pite ( $E_p$ ) do potencial de circuito aberto ( $E_{pp}$ ) mostra que é influenciado tanto pelo Cr quanto pelo Mo.



**Figura 6:** Curva de polarização anódica da influência dos elementos de liga [2]

**Nitrogênio (N)** – Elemento químico que age nos aços inoxidáveis, assim como o Níquel, na formação de austenita e proporciona melhorias no aço aumentando a resistência à corrosão por pites e frestas e ainda no aumento da resistência por solução sólida [5].

**Níquel (Ni)** – É considerado um elemento químico estabilizador da austenita, é adicionado proporcionalmente ao Cr, buscando a formação de quantidades equivalentes destas microestruturas, promovendo o equilíbrio entre a estrutura cristalina de corpo centrado (ferrita) com corpo de face centrada (austenita), conforme a Figura 7. O Níquel proporciona ainda o aumento da tenacidade nos aços inoxidáveis [5].

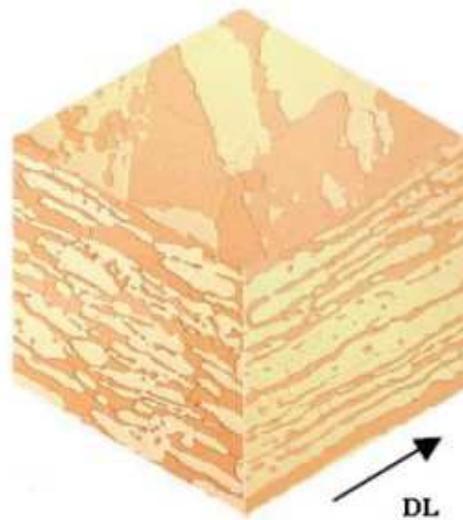


**Figura 7:** Influência do Ni nos Inox Duplex e Superduplex [5].

#### 2.1.4 Microestrutura Característica

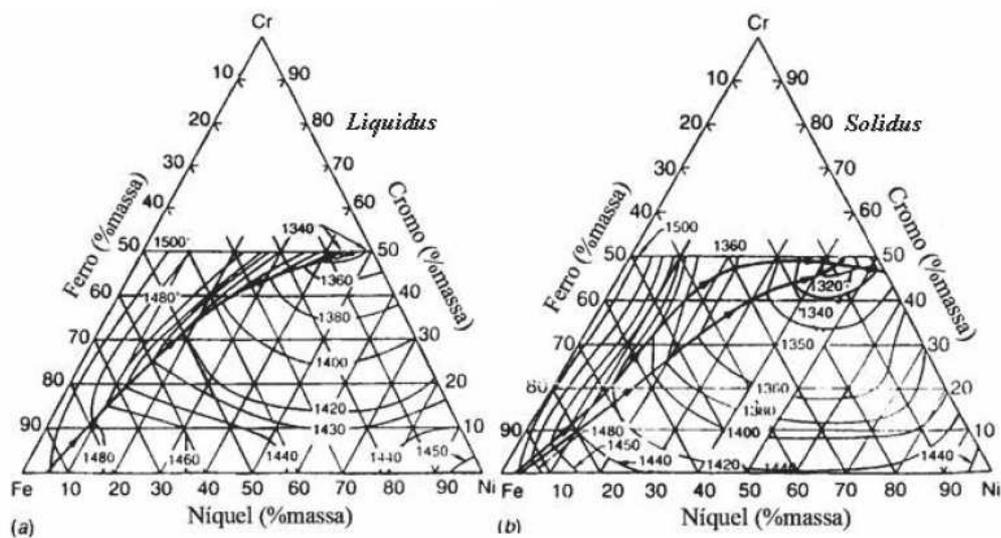
Os aços inoxidáveis duplex e superduplex possuem uma microestrutura característica formada de austenita ( $\gamma$ ) de estrutura cúbica de face centrada (CFC), combinada em iguais proporções de matriz de ferrita ( $\delta$ ) de estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) [2,4].

Como pode ser observada na Figura 8, a microestrutura característica possuem os grãos deformados oriundo de processo de fabricação de laminação a quente seguido de tratamento térmico de solubilização em altas temperaturas. A ferrita ( $\delta$ ) pode ser identificada como as regiões mais escuras, já a austenita ( $\gamma$ ) as regiões claras.



**Figura 8:** Micrografia de Superduplex UNS 32750 (DL) direção de laminação [10,11]

Um das ferramentas fundamentais para o entendimento do comportamento metalográfico dos aços inoxidáveis duplex e superduplex, é o diagrama ternário Fe-Cr-Ni, que está apresentado na Figura 9. Nele pode se identificar a influência da composição química no comportamento metalúrgico do material, podendo se controlar seus teores.



**Figura 9:** Projeção Liquidus e Solidus no sistema ternário Fe-Cr-Ni [10]

## 2.2 Métodos de Previsão da Microestrutura

Através da microestrutura é possível se obter informações importantes sobre o material, de forma que seu desempenho e aplicação estão diretamente relacionados com estas

propriedades. No processo de união por solda é fundamental analisar a microestrutura do material, pois desta forma se pode escolher um melhor processo de soldagem que atenda as propriedades desses materiais evitando falhas.

Prever a microestrutura final do metal de solda no processo de soldagem traz grandes vantagens. Desta forma, ao longo do tempo diversos pesquisadores desenvolveram métodos, cálculos e diagramas com intuito de previsão da microestrutura. Os mais aplicados são os diagramas de Schaeffler, DeLong e WRC [2].

### 2.2.1 Diagrama de Schaeffler

Anton Schaeffler identificou que o diagrama de Strauss-Maurer fornecia um mapa para prever as microestruturas das ligas de cromo-níquel, enquanto as equações de Newell-Fleischman e Field poderiam ser aplicadas quase diretamente à soldagem. Desta forma, o diagrama de Schaeffler é a combinação das informações que permitisse a previsão de microestrutura do metal de solda com base na composição química conforme Figura 10. Seu diagrama possui fórmulas de cromo equivalente, que contém elementos que promovem o surgimento de ferrita ( $\delta$ ) e níquel equivalente, que por sua vez possui em sua fórmula, elementos que promovem austenita ( $\gamma$ ). Este foi um grande avanço para a previsão da microestrutura da solda e levou ao desenvolvimento de outros diagramas [11].

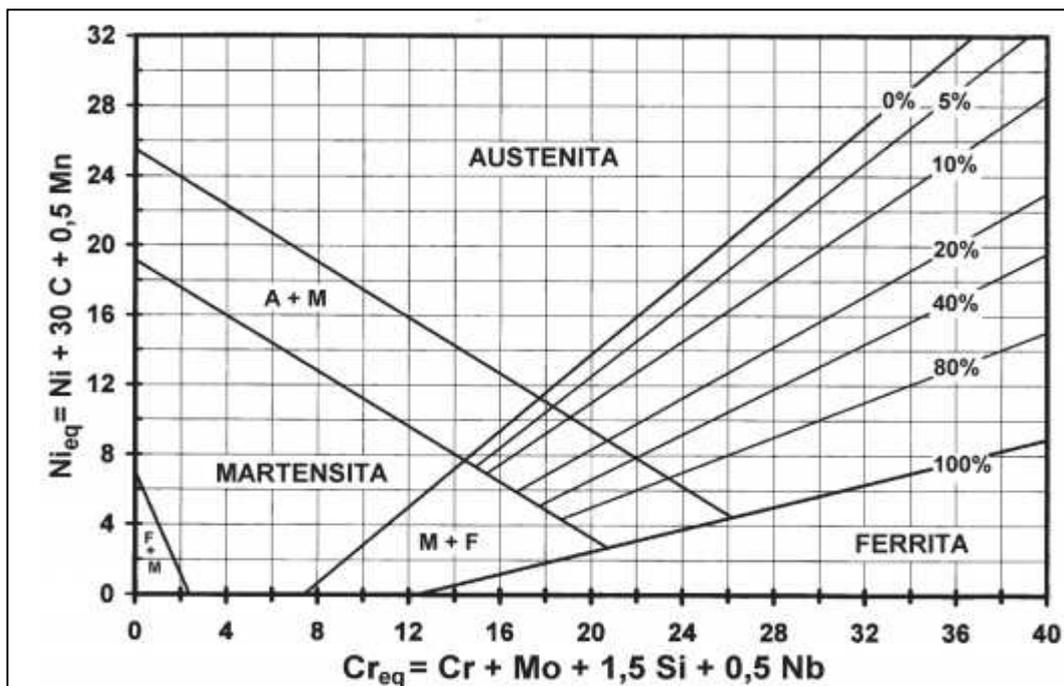


Figura 10: Diagrama de Schaeffler [12]

## 2.2.2 Diagrama de DeLong

Em 1956 DeLong, introduziu o que se tornaria a próxima grande tendência no desenvolvimento de diagramas de constituição. Ao invés de realizar a previsão da constituição do metal de solda para toda faixa de composição dos aços inoxidáveis, o diagrama dá ênfase em uma região particular de interesse. Por possuir escala ampliada e as posições de linha mais precisas permitiram uma previsão mais detalhada do teor de ferrita no metal de solda. No mesmo diagrama se nota a importância do nitrogênio na microestrutura do metal de solda, mostrando que ele tem uma poderosa influência no teor de ferrita. Em 1973 ocorreram mudanças no diagrama acrescentando uma escala “*ferrite number*” (FN), sendo estes baseados em medições magnéticas, devido a ferrita delta ser ferromagnéticas e a austenita não [11]. A Figura 11 apresenta o diagrama de DeLong de 1973, como o conceito de FN aplicado.

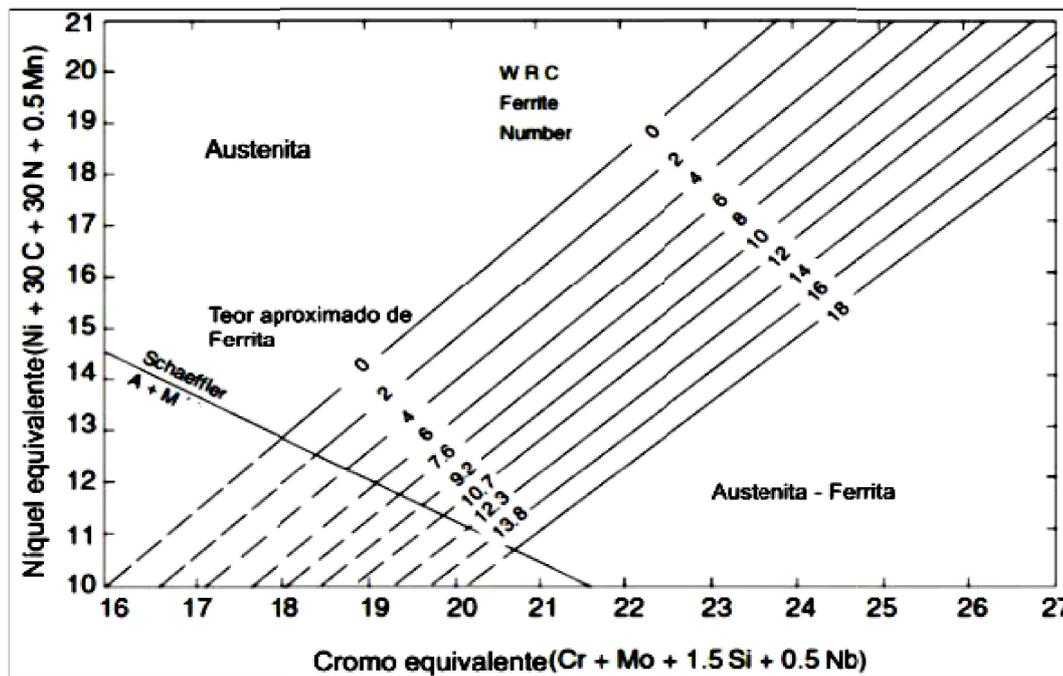
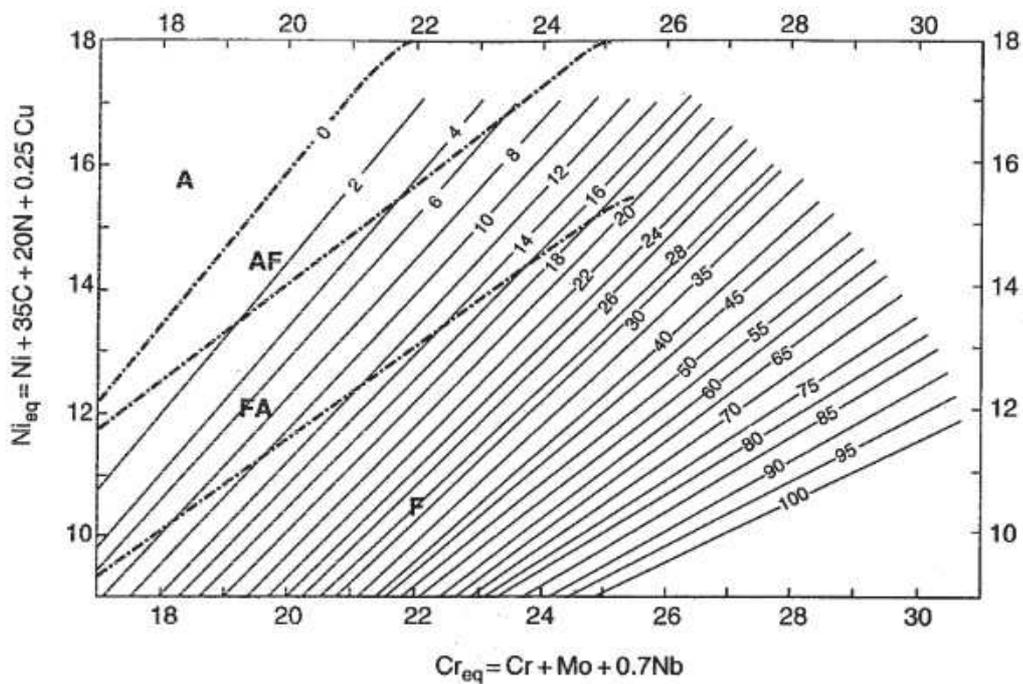


Figura 11: Diagrama DeLong de 1973, com o conceito de FN (“*ferrite number*”) [11].

## 2.2.3 Diagrama WRC

Em meados da década de 1980, o Subcomitê de Soldagem de Aço Inoxidáveis do Conselho de Pesquisas em Soldagem (WRC) iniciou a atividade de revisar e expandir o diagrama de Schaeffler, em um esforço de melhorar a precisão de previsão de ferrita para o

metal de solda de aços inoxidáveis. Em 1988, um estudo propôs um novo diagrama, que cobria uma faixa ampliada de composição de 0 a 100 FN, em comparação com a faixa de 0 a 18 FN do diagrama DeLong. Este diagrama incluiu limites que definiram o modo de solidificação e ficaram conhecidos como diagrama WRC-1988. Mais tarde em 1992, Kotecki e Siewert propuseram um novo diagrama que era bem parecido com o WRC – 1988 [11], exceto pela inclusão do coeficiente de 0.25 de cobre na fórmula de níquel equivalente, conforme apresentado na Figura 12.



**Figura 12:** Diagrama do WRC-1992 [13]

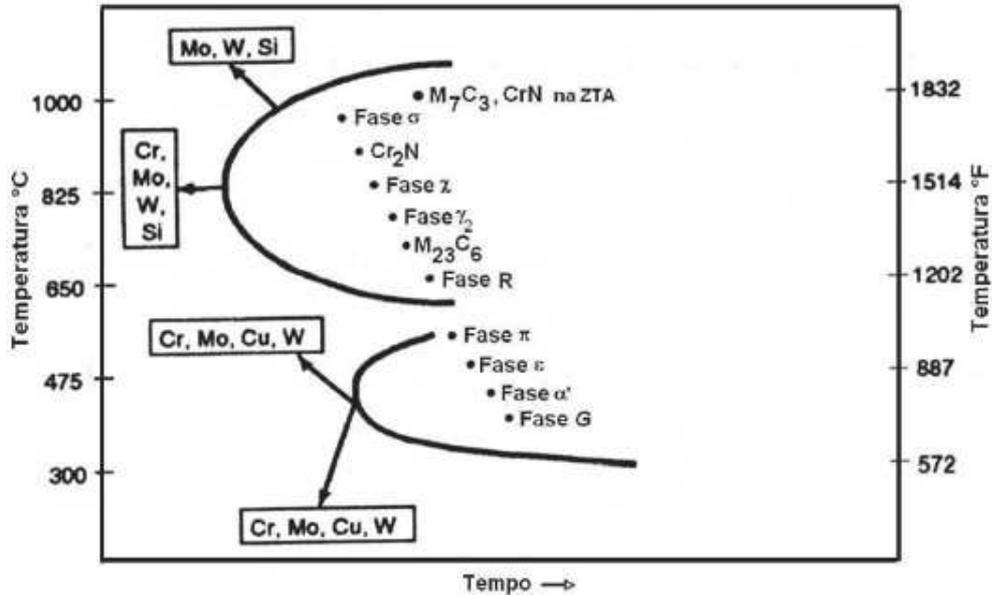
## 2.3 Fases Formadas Durante o Envelhecimento ou Serviço

### 2.3.1 Aspectos Gerais

As curvas no diagrama TTT na Figura 13 mostra a formação de precipitados na relação tempo e temperatura. Os precipitados encontrados nos aços duplex e superduplex são formados pelos diferentes teores dos principais elementos de liga [4].

Devido à taxa de difusão da ferrita ( $\delta$ ) ser muito mais rápida do que na austenita ( $\gamma$ ), a precipitação de fases intermetálicas ocorre com maior velocidade na ferrita. Essa relação está

diretamente relacionada com a estrutura cristalina da ferrita (CCC) e por ser rica em Cr e Mo aumentando assim, a susceptibilidade de precipitação de fases intermetálicas [4].



**Figura 13:** Curva de fases em Duplex e Supersuplex [3].

Alguns elementos encontrados nos aços inoxidáveis como Cr, Mo e W aumentam a chances de surgimentos de precipitação de fases intermetálicas, também conhecidas como secundárias ou terciárias.

## 2.3.2 Características das Fases

### 2.3.2.1 Fase Alfa Linha ( $\alpha'$ ) ou Fragilização a 475°C

A fase alfa linha pode surgir em todas as ligas de Fe-Cr com 13 a 90% de Cr quando são expostas a temperaturas de 350°C e 550°C. A principal causa do endurecimento é devido a precipitação de uma fase CCC rica em cromo. Este fenômeno de fragilização a 475°C é reversível aplicando o tratamento térmico adequado para que os precipitados formados sejam redissolvidos [4].

### 2.3.2.2 Fase G

Devido à substituição do Mo pelo Ti pode surgir a fase G ( $Ti_6Ni_{16}Si_7$ ), que é considerada uma fase de fragilização. A formação da fase G é facilitada pela decomposição espinoidal da matriz ferrítica, principalmente entre 300 e 400°C [4].

### 2.3.2.3 Austenita Secundária ( $\gamma_2$ )

O surgimento da austenita secundária ( $\gamma_2$ ) pode ser devido a diversas formas de decomposição. Abaixo são explicadas os três processos que envolvem a transformação da ferrita ( $\delta$ ) em austenita secundária ( $\gamma_2$ ) [4].

**Processo Martensítico (Tipo I):** Considerada austenita secundária Tipo I, surge em temperaturas inferiores a 650°C.

A austenita secundária tem composição química similar a da ferrita ao seu redor, dando indícios de uma transformação adifusional de características similares à transformação martensítica [4].

**Processo Widmanstätten (Tipo II):** Considerado austenita secundária Tipo II que surge acima de 650°C, podendo ocorrer precipitação de grande quantidade de austenita ( $\gamma_2$ ) devido à alta velocidade de difusão, tem ainda morfologia Widmanstätten [4].

**Processo Eutetóide (Tipo III):** Considerado austenita secundária de Tipo III, a reação eutetóide de austenita secundária + fase sigma podem surgir entre temperaturas de 700°C a 900°C devida a alta velocidade de difusão. Ocorre que, a austenita secundária é formada da ferrita ( $\delta$ ), expulsa o Cr e Mo e absorve Ni, formando precipitados similar a fase sigma ( $\sigma$ ), que são ricos em Mo e Cr [4].

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

Como já foi mencionado é um precipitado deletério, rico em Cr e Mo que pode vir a se formar em temperaturas entre 600°C a 1000°C, porém é influenciado pela composição

química. Esta fase ainda ocasiona uma diminuição da tenacidade e perda de resistência à corrosão [4].

#### **2.3.2.5 Fase Chi ( $\chi$ )**

Fase localizada de forma preferencial entre ferrita/austenita e nos contornos de ferrita/ferrita. Se forma na faixa de 750°C e 950°C, em tempos reduzidos. De forma similar a fase sigma ocorre relativa redução de propriedade de tenacidade e de resistência à corrosão [4].

#### **2.3.2.6 Fase R**

Fase de estrutura cristalina complexa que pode vir a surgir entre 550°C e 650°C em quantidades reduzidas. A fase R é rica em Mo o que reduz a resistência a corrosão, normalmente encontradas na matriz ferrítica [4].

#### **2.3.2.7 Fase $\pi$**

Fase com estrutura cristalina cúbica, rica em Cr e Mo, muitas vezes podendo ser confundido com a fase sigma ( $\sigma$ ) e de forma similar a fase R, proporciona a liga perda da tenacidade e resistência à corrosão. Precipita de forma intragranular pós tratamento isotérmico por longo tempo a 600°C [4].

#### **2.3.2.8 Fase $\tau$**

Fase que pode surgir entre 550°C e 650°C, durante várias horas de exposição, nos contornos de grão da ferrita na forma de agulhas [4].

#### **2.3.2.9 Nitretos Cr<sub>2</sub>N e CrN**

O Nitrogênio (N) é acrescentado aos aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex com o intuito de promover a estabilização da austenita e ainda promover melhorias na resistência

mecânica e resistência à corrosão. Quando expostos a temperaturas entre 700°C e 950°C, em tratamentos isotérmicos, podem formar  $\text{Cr}_2\text{N}$  nos contornos da ferrita [11]

A formação do  $\text{Cr}_2\text{N}$  surge com austenita secundária que se torna pobre em Cr, fenômeno este que faz com que a resistência à corrosão diminua, proporcionando a formação de corrosão por pites.

Processo influenciado por soldas favorecem a precipitação de  $\text{CrN}$ , localizados normalmente na ZTA (Zona Termicamente Afetada), porém não proporciona alteração relevantes as propriedades mecânicas do material [4].

### **2.3.2.10 Carbetos de Cromo $\text{M}_{23}\text{C}_6$ e $\text{M}_7\text{C}_3$**

Os carbetos surgem nos contornos de grãos de ferrita com austenita, em temperaturas entre 950°C e 1050°C. Sendo estes carbonetos ricos em Cr, proporciona a diminuição deste elemento nos contornos de ferrita ao seu redor, que por sua vez se transformará em austenita secundária. A precipitação de carbetos acarreta uma diminuição na resistência a corrosão do aço [4].

### **2.3.2.11 Fase $\epsilon$**

Fase formada devido a precipitação do cobre (Cu), que passa pelo processo de formação e crescimento, tendo estrutura cristalina CCC e posteriormente se transformam em estrutura cristalina CFC que contém Cu em grandes quantidades e também Fe e outros elementos chamados fase  $\epsilon$ . Por fim, após tempos de envelhecimento, essas partículas crescem e tornam cilíndricas. A fase  $\epsilon$  diminui a resistência à corrosão por pites [4].

## **2.4 Resistência Mecânica dos Aços Duplex e Superduplex**

Os aços duplex e superduplex apresentam em sua estrutura elevada resistência mecânica que supera o das famílias dos aços austeníticos e ferríticos. Esta característica é atribuída a formação de sua estrutura bifásica e o endurecimento por solução sólida.

A Tabela 2 apresenta a resistência mecânica de alguns aços duplex e superduplex, comparadas às dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos [2].

**Tabela 2:** Resistência Mecânica dos Aços Inoxidáveis [2].

Aço Inoxidável	Grau UNS	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_{LR}$ (MPa)	Alongamento (%)	Dureza	
					(HB)	(HR <sub>C</sub> )
Ferrítico	S40900	205	380	20	179	---
	S44700	415	550	20	223	20
Austenítico	S31603	170	485	40	217	---
	S31254	300	650	35	223	---
Duplex e Superduplex	S31200	450	690	25	293	31
	S31803	450	620	25	293	31
	S32304	400	600	25	290	32
	S32550	550	760	15	302	32
	S32750	550	795	15	310	32
	S32760	550	750	25	270	---
	S32900	485	620	15	269	28
S32950	485	690	15	293	32	

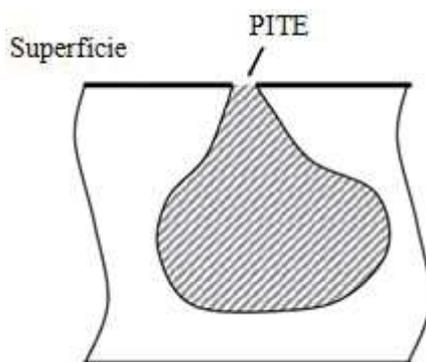
## 2.5 Resistência a Corrosão dos Aços Inoxidáveis Duplex, Superduplex

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex possuem alta resistência a corrosão por pites quando comparado a outras famílias de aços inoxidáveis. Tal característica está diretamente relacionada com os elementos Mo, Cr, N e W. Porém a presença de tantos elementos de liga gera uma tendência à precipitação deletérias, que acabam por deteriorar suas características [4].

### 2.5.1 Corrosão por Pites ou Puntiforme

Pite é um ataque extremamente localizado que se manifesta por buracos, ou poços, na superfície do metal. A corrosão é uma forma particularmente insidiosa de corrosão, pois é difícil de detectar até que a estrutura tenha sido gravemente atacada. As covas geralmente crescem na direção da gravidade, raramente se formando em superfícies verticais ou crescendo para cima a parte inferior das superfícies horizontais [10]. Conforme mostrado na

Figura 14, pode haver pouco dano observado na superfície da estrutura, enquanto que em seu interior o ataque de corrosão pode ser substancial.



**Figura 14:** Ilustração do ataque da corrosão por pites [10].

O pite é influenciado principalmente pela composição do metal e parece não preferir regiões de solda, a menos que tenha ocorrido a segregação de elementos de liga críticos. Na Tabela 3 é apresentada a influência dos elementos químicos para resistência a corrosão.

**Tabela 3:** Influência da composição química na resistência a corrosão [10]

<b>Elemento</b>	<b>Efeito na Resistência</b>
Cromo	Aumenta
Níquel	Aumenta
Nitrogênio	Aumenta
Molibdênio	Aumenta
Tungstênio	Aumenta
Silício	Diminui, exceto na presença de Mo
Titânio e Nióbio	Diminui
Enxofre	Diminui
Carbono	Diminui, especialmente quando sensibilizado

A corrosão por pite também é conhecida por uma corrosão característica de materiais metálicos formadores de camada de proteção (camada passiva), ocorrendo normalmente quando há o rompimento dessa proteção [4]. A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis em geral, está relacionada à formação do filme protetor na superfície do aço, tendo reação com o oxigênio da atmosfera ou outros ambientes contendo oxigênio.

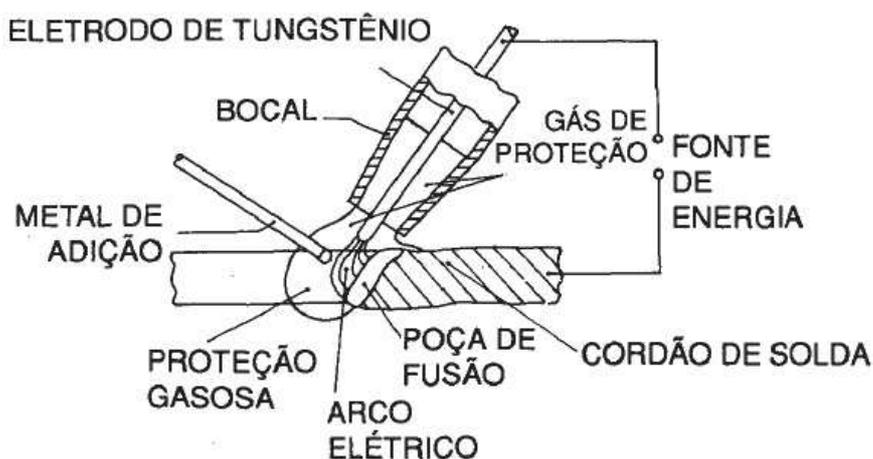
A passivação dos aços inoxidáveis por vezes, é prejudicada localmente, resultando na corrosão. Alguns fatores podem influenciar na promoção deste tipo de corrosão, tais como a presença de soluções de cloreto e sais oxidantes, soluções neutras, areadas de cloreto e

aumento da temperatura. Por sua vez, existem métodos para se impedir a corrosão por pite, como evitar concentração de íons halogênicos, manter as soluções agitadas, eliminar o oxigênio evitando pilhas ativo-passivo, aumentar a passividade, aumentar inibidores da corrosão por pites e trabalhar à temperatura mais baixa possível [14].

## 2.6 Processo de Soldagem GTAW

### 2.6.1 Aspectos Gerais

O processo de fabricação que visa união de materiais utilizando como fonte de calor um arco elétrico entre o eletrodo de Tungstênio e o material a ser soldado é conhecido como GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) ou ainda TIG (Tungsten Inert Gas). A região da solda (eletrodo, arco e poça de fusão) é protegida através de uma atmosfera protetora de fluxo de gás inerte conforme esquema apresentado na Figura 15. Este tipo de soldagem poder ser realizada de duas formas com metal de adição ou sem metal de adição e seu processo de execução poder ser automático ou manual.



**Figura 15:** Esquema de execução do processo de soldagem GTAW [15]

A soldagem oriunda do processo GTAW tem como característica a produção de soldas limpas e de excelente qualidade. O processo não produz escória, diminuindo a probabilidade de inclusão desta.

A aplicação de eletrodo de Tungstênio para o processo de soldagem GTAW é devido este ter maior ponto de fusão dos metais, cerca de 3400°C. Devido sua facilidade de emissão

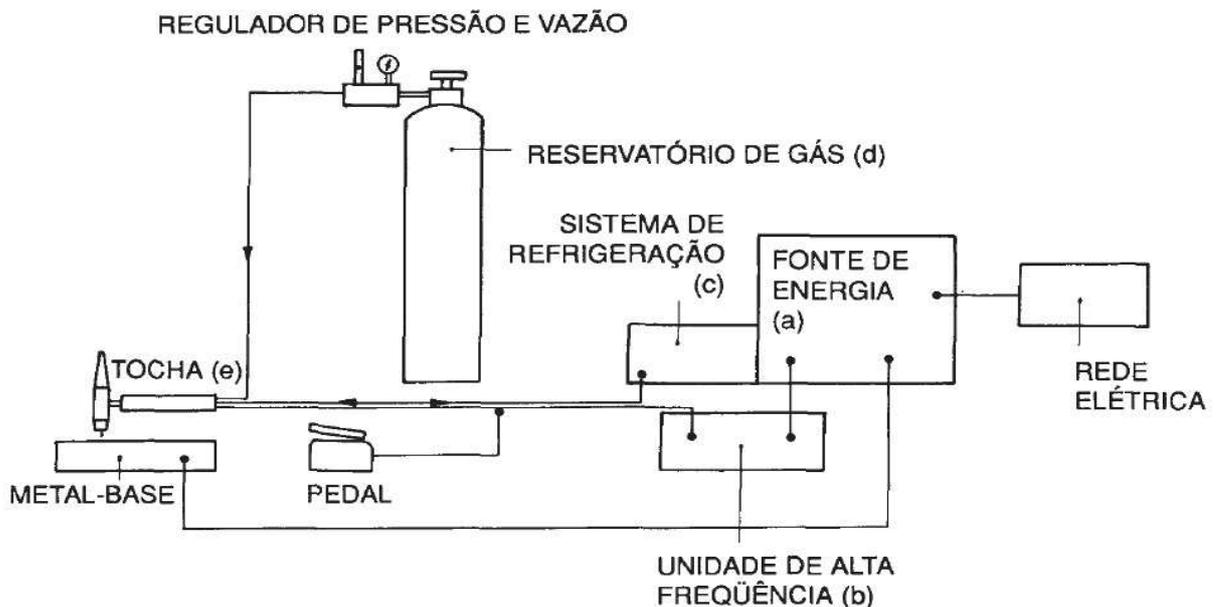
de elétrons, proporciona a estabilidade do arco elétrico durante a execução da solda [16]. Conforme Tabela 4 segue apresentando as principais vantagens e desvantagem do Processo GTAW.

**Tabela 4:** Adaptação Vantagem e Desvantagem do Processo TIG [15]

VANTAGEM	DESvantAGEM
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Produção de soldas de alta qualidade</li> <li>• Solda a maioria dos metais e ligas</li> <li>• Poça de fusão controlada</li> <li>• Fonte de calor concentrada, minimizando a Zona Termicamente Afetada e distorções</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Processo com baixa taxa de deposição</li> <li>• Impossibilidade de soldagem em locais com corrente de ar</li> <li>• Possibilidade de inclusão de tungstênio na solda</li> <li>• Emissão intensa de radiação ultravioleta</li> </ul>

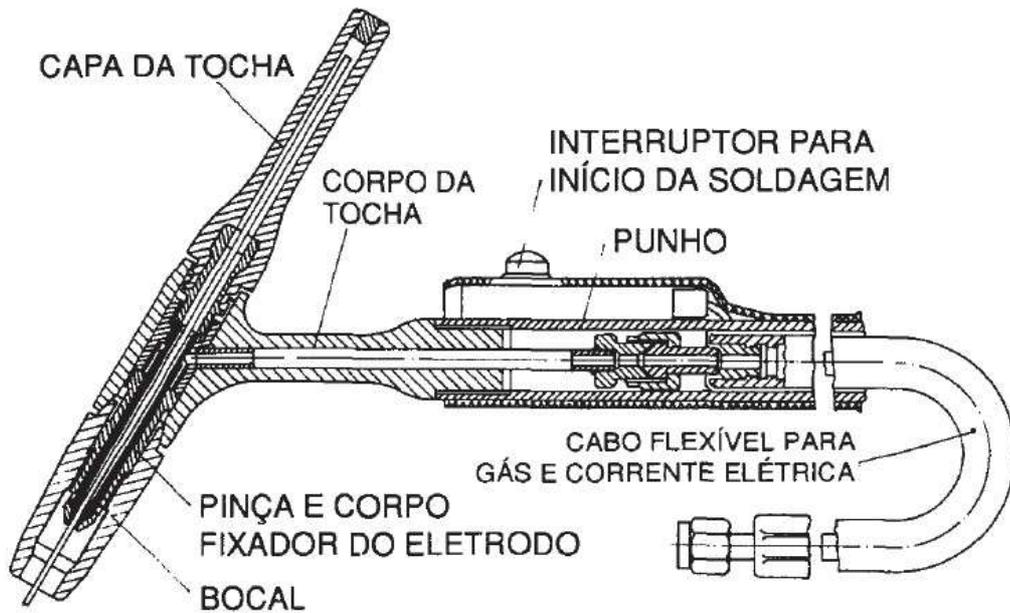
## 2.6.2 Equipamentos

Os principais equipamentos utilizados para execução da solda pelo processo GTAW é apresentado na Figura 16. Resumidamente consiste de fonte elétrica, tocha de suporte para eletrodo, mangueira para condução do gás de proteção da poça de fusão, mangueira do sistema de resfriamento, fonte de gás com regulador de pressão.



**Figura 16:** Esquema de Execução do Processo de Fabricação TIG [15]

A tocha é um dos principais equipamentos do processo de soldagem, tendo a função de condução do gás inerte e corrente para região da solda. A tocha possui sua extremidade composta de material isolante e no seu interior uma pinça de suporte do eletrodo de tungstênio. A Figura 17 é mostrado o detalhamento de tocha de resfriamento a ar.



**Figura 17:** Detalhe da tocha para processo GTAW [15]

O gás de proteção de fusão para execução da solda GTAW normalmente é argônio, hélio ou ainda misturas entre estes, variando sua concentração dependendo da liga a ser soldada. A Tabela 5 apresenta as características marcantes desses gases.

**Tabela 5:** Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG [15]

ARGÔNIO	HÉLIO
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Baixa tensão de arco</li> <li>• Menor penetração</li> <li>• Maior ação de limpeza</li> <li>• Arco mais estável</li> <li>• Fácil abertura do arco</li> <li>• Utilizado em CC e CA</li> <li>• Custo reduzido</li> <li>• Vazão para proteção pequena</li> <li>• Maior resistência à corrente de ar lateral.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Elevada tensão de arco</li> <li>• Maior penetração</li> <li>• Soldagem automática</li> <li>• Menor ação de limpeza</li> <li>• Arco menos estável</li> <li>• Dificuldade na abertura do arco</li> <li>• Custo elevado</li> <li>• Vazão para proteção de 2 a 3 vezes maior que a de argônio</li> <li>• Menor resistência à corrente de vento</li> </ul>

## 2.7 Soldagem em Aços Duplex

### 2.7.1 Técnica Geral de Soldagem

O processamento de materiais Duplex e Superduplex requer alguns pontos de atenção. A fim de orientar os passos da fase experimental deste estudo, serão apontados a seguir, as práticas recomendadas na Norma N-133 para preparação e execução de Soldagem em aços Duplex e Superduplex [8]:

- A preparação da união soldada em materiais duplex e superduplex poderá ser realizada pelo uso de corte a frio, a disco abrasivo, plasma, usinagem, hidrocorte. Após cortes térmicos, as extremidades devem ser removidas no mínimo em 1,0 mm. Não são permitidos cortes térmicos com grafite e oxicortes.
- As juntas de solda deverão ser limpas e preparadas contemplando 50 mm para os dois lados da junta. A limpeza será realizada por esmerilhamento e solvente para remoção de impurezas, partículas e outros contaminantes que possam prejudicar à soldagem.
- É recomendável a proteção da superfície das peças para se evitar a aderência de respingos oriundos de solda, principalmente quando o processo de solda for GMAW.
- Os consumíveis de solda devem ser armazenados em locais limpos e secos e ao serem aplicados deverão ser limpos com solvente.

- É recomendada a utilização de Nitrogênio como gás de proteção da poça de fusão e de purga em percentuais adequados, devido sua característica de formação de austenita e elevada ação no aumento da resistência à corrosão por pites.
- No intuito de expulsar todo Oxigênio presente na raiz, a purga deve ser efetiva ao ponto de garantir ausência deste elemento nesta região.

Na Tabela 6 são apresentados alguns ensaios adicionais que auxiliam na verificação da qualidade da execução da soldagem.

**Tabela 6:** Ensaios adicionais para análise da solda [8]

Ensaios	Nº de ensaios	Norma	Aceitação
Visual	100 % soldas	ASME BPVC Seção IX	ASME BPVC Seção IX
Radiografia	100 % soldas de topo	ASME BPVC Seção IX	ASME BPVC Seção IX
Líquido penetrante	100 % das soldas	ASME BPVC Seção VIII Div. 1 Ape. 8	ASME BPVC Seção VIII Div. 1 Ape. 8
Dobramento	Duas faces + duas raízes, ou quatro dobramentos laterais	ASME BPVC Seção IX	ASME BPVC Seção IX
Charpy V (-46 °C) (6 mm de espessura e maior) ou temperatura mínima de projeto	Três corpos-de-prova cada MS Linha de Fusão (LF)	NORSOK M-601	Acima de 27 Joules ou expansão lateral mínima de 0,38 mm. Fator de redução de energia: 10 mm x 10 mm: 1,0; 10 mm x 7,5 mm: 0,83; 10 mm x 5,0 mm: 0,67. Nenhum valor individual inferior a 70 % da média requerida
Exame microestrutural (+ fotos)	MS, ZTA, MB	NORSOK M-601	Sem precipitações com aumento de 400X
Contagem ferrita	MS, ZTA, MB	ASTM E562	35 % a 65 %
Corrosão "pitting"	Um corpo-de prova, MS, ZTA, MB	ASTM G48 A, 24 h, 20 °C para Duplex; 40 °C para Super e Hiper duplex (como soldado), conforme NORSOK M-601	Sem "pitting" com aumento de 20X. Perda de massa não exceder 4,0 g/m <sup>2</sup>

NOTA 1 Processo GTAW é obrigatório para o passe de raiz.

NOTA 2 Gases de Proteção: Argônio (Ar) + 2 % N<sub>2</sub> ou mistura Ar e Hélio (He).

NOTA 3 O consumível deve ter em sua composição de 2 % a 4 % de Ni acima do MB.

## 2.7.2 Aporte Térmico

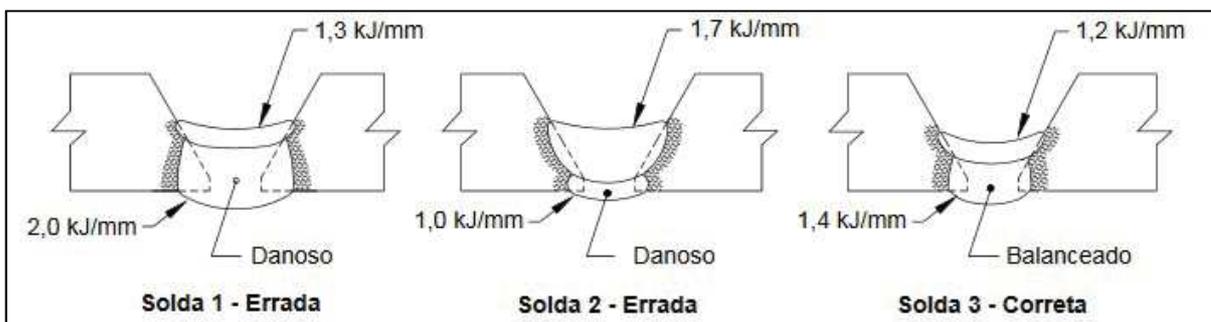
O aporte térmico para soldagem em aços inoxidáveis duplex e superduplex é um dos aspectos mais importantes do processo de soldagem. A Tabela 7 apresenta a faixa de aporte térmico recomendada para execução de soldagem nestes materiais.

**Tabela 7:** Aporte Térmico para Aços Duplex e Superduplex [8].

Material	Espessura da junta soldada, e [mm]		
	$e \leq 7$	$7 < e \leq 20$	$e > 20$
Duplex	0,5 a 1,2 kJ/mm	0,7 a 1,5 kJ/mm	1,0 a 2,0 kJ/mm
Superduplex e Hiperduplex	0,5 a 1,0 kJ/mm	0,7 a 1,2 kJ/mm	1,0 a 1,5 kJ/mm

- Aportes térmicos abaixo do especificado aumenta a velocidade de resfriamento, baixando a formação de austenita.
- Aporte térmico acima do especificado pode provocar a precipitação de fases deletérias, reduzindo as propriedades mecânicas e de resistências à corrosão.

O aporte térmico entre passes devem estar balanceados, para se evitar precipitação de fases deletérias ao material conforme esquema da Figura 18.

**Figura 18:** Aporte Térmico e Resistência à Corrosão [8].

## Capítulo 3

### Materiais e Métodos

Neste Capítulo será apresentado o material aplicado na execução deste estudo e ainda os métodos de análise e ensaios utilizados para obtenção dos resultados.

#### 3.1 Material Aplicado

O material utilizado como metal base foi um tubo sem costura de aço inoxidável superduplex UNS 32750, fabricado conforme a norma ASME B36.19 [17], possuindo diâmetro nominal de 4" com espessura de 6 mm.

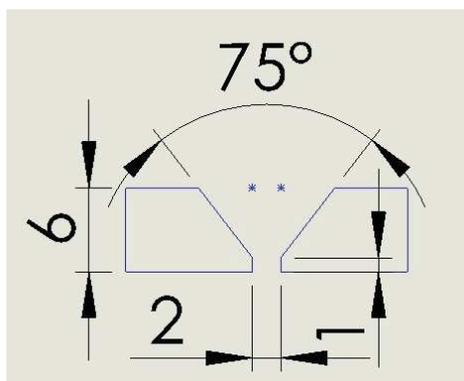
#### 3.2 Procedimento da Soldagem

##### 3.2.1 Preparação da Junta

A soldagem foi realizada pelo processo GTAW com soldador qualificado. As juntas foram preparadas a partir do tubo conforme Figura 19. A Figura 20 apresenta as dimensões e detalhes da geometria da junta utilizada, seguindo as recomendações da norma AWS C5.5-80 [18].



**Figura 19:** Preparação da Junta soldada



**Figura 20:** Detalhes da geometria da Junta de Solda. Medidas em mm.

### 3.2.2 Metal de Adição

Como material de adição na soldagem GTAW foi utilizada a vareta do tipo AWS ER 2594, com diâmetros ( $\phi$ ) 2,4 mm. A Tabela 8 apresenta a composição química da vareta, conforme análise química certificada pelo fabricante.

**Tabela 8:** Composição Química da vareta GTAW (% em peso). (Fe) balanço.

Consumível	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
AWS ER 2594	0,02	0,3	0,4	0,02	0,015	25	9,5	4,0	0,21

### 3.2.3 Gás de Proteção e Purga

Para o presente procedimento experimental foi utilizado a composição dos gases Argônio (98%) + Nitrogênio (2%) como gás para purga da raiz e da mesma forma como gás de proteção da poça de fusão.

### 3.2.4 Máquina de Solda

Na execução da soldagem foi utilizada a máquina de solda do fabricante Miller, modelo Dymasty 350 (Figura 21) cedido pela empresa Nuclebrás Equipamentos Pesados (NUCLEP).



**Figura 21:** Máquina de Solda Dymasty

### **3.2.5 Parâmetros de Soldagem**

Foi utilizado como base a Especificação de Procedimento de Soldagem aplicados na indústria “*offshore*”. A Tabela 9 apresenta os parâmetros aplicados tendo em vista as faixas de aplicação recomendadas pela EPS utilizada como referência.

Tabela 9: Parâmetros de Soldagem

		DESCRIÇÃO		EPS - Original			EPS - Aplicado		
		JUNTA		Tipo de Junta	TOPO			TOPO	
		Nº Passes	4 - 6 passes			5 passes			
		Diâmetro	2" à 6"			4"			
		Croqui da Junta							
PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM		METAL DE BASE	ASTM A 790 UNS 32750 / A 815 UNS 32750			ASTM A 790 UNS 32750			
		RAIZ	GTAW			GTAW			
		ENCHIMENTO	GTAW			GTAW			
		ACABAMENTO	GTAW			GTAW			
CONSUMÍVEL		RAIZ	ER 2594			ER 2594			
		ENCHIMENTO	ER 2594			ER 2594			
		ACABAMENTO	ER 2594			ER 2594			
		DIÂMETRO (mm)	1,6 / 2,4 / 3,2			2,4 - Raiz 1,6 - Enchimento			
PARÂMETROS DE SOLDAGEM		POLARIDADE	CC-			CC-			
		CORRENTE (A)	RAIZ	ENCHIMENTO	ACABAMENTO	RAIZ	ENCHIMENTO	ACABAMENTO	
		TENSÃO (V)	80 à 110	80 à 110	80 à 110	80	100	90	
			10 - 13	10 - 13	10 - 13	11	11	11	
		INTERPASSES C°	≤150°C			60°C			
		APORTE TÉRMICO (KJ/mm)	0,8 à 1			0,9 ± 0,09			
GÁS DE PROTEÇÃO		TIPO	ARGONIO + 2% N2			ARGONIO + 2% N2			
		VAZÃO (l/min)	10 à 15			15			
		PURGA	ARGONIO + 2% N2			ARGONIO + 2% N2			

### **3.2.6 Execução da Solda**

A execução da operação de soldagem foi realizada através da parceria entre o CEFET/RJ e a Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A. (NUCLEP). A empresa, de forma a viabilizar e fomentar a pesquisa de novos materiais para aplicação na indústria, forneceu toda estrutura necessária para realização do processo de solda, a saber, unidade de fabricação e mão de obra treinada e qualificada, cabendo ao CEFET/RJ o fornecimento do metal base e consumíveis.

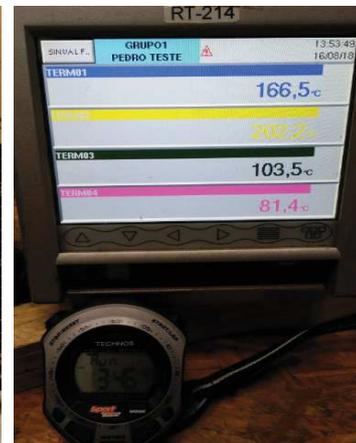
Para realização do controle da velocidade de soldagem, aporte térmico e duração da execução da solda foram utilizados Termopar, Pirômetro e Cronômetro conforme pode visto nas Figuras 22 (a – c).



(a)



(b)



(c)

**Figura 22:** Acompanhamento da Execução da Soldagem (a) Soldagem GTAW sendo realizada, (b) Acompanhamento da temperatura por Pirômetro e (c) Acompanhamento da Temperatura por Termopar

### 3.2.7 Ensaios Não Destrutivos

Para a análise de controle de qualidade foram realizadas inspeções de ensaios não destrutivos, com intuito de avaliar a junta soldada. Desta forma, foram executados os ensaios de líquido penetrante e de Raio-X, com seus laudos aprovando a soldagem realizada.

### 3.3 Preparação das Amostras

As amostras da junta soldada foram cortadas com a utilização de uma serra de fita do fabricante Diplomat 3001, modelo DPT – 180/300A (Figura 24), no Laboratório de Pesquisas

de Usinagem do CEFET/RJ (LABUS). Foram realizados cortes transversais à secção do tubo utilizado como metal bases, para ajustar o comprimento das amostras, e cortes longitudinais separando as amostras nas larguras necessárias à cada etapa de análise.

Foram retiradas da junta soldada sete amostras para realização de diversas análises diferentes, sendo divididas conforme abaixo:

- 1 amostra para realização de análise química, nas dimensões 60 mm x 15 mm x 6 mm
- 3 amostras para realização de análise metalográfica e dureza, nas dimensões 60 mm x 6 mm x 6 mm
- 3 amostras para realização de análise de corrosão, nas dimensões 60 mm x 6 mm x 6 mm



(a)



(b)



(c)

**Figura 23:** Execução do corte para separação das amostras. (a) Realização de corte transversal. (b) Realização de corte longitudinal. (c) Amostras retirados.

### 3.4 Análise Química

Foi realizada análise química por espectrometria de emissão óptica, utilizando o espectrômetro da Foundry Master Pro (Figura 25), pertencente ao Laboratório de Caracterização Microestrutural do Centro Tecnológico do Exército (CETEX), objetivando determinar os teores dos principais elementos presentes no metal base e no metal de solda.



**Figura 24:** Espectrômetro de Emissão Óptica.

### 3.5 Tratamento de Envelhecimento Térmico

Na sequência do processo de corte, foi realizado o tratamento de envelhecimento térmico no forno, sendo dividida da seguinte forma:

Amostra (MSCS) – Foram separadas duas amostras que não sofreram o processo de envelhecimento térmico e prosseguiram para análise conforme retirado do tubo soldado, sendo assim classificado como MSCS – Metal de Solda como Soldado.

Amostra (MS55) – Foi realizado em duas das amostras a etapa de envelhecimento ao forno a 550°C durante um período equivalente a 24 horas e foram classificadas como MS55 – Metal de Solda com envelhecimento a 550°C.

Amostra (MS85) – Nestas duas amostras o processo de envelhecimento foi realizado ao forno a 850°C durante o período de 1 hora e posteriormente denominadas de MS85 – Metal de Solda com envelhecimento a 850°C.

### 3.6 Análise Microestrutural

#### 3.6.1 Microscopia Ótica (MO)

As amostras foram analisadas no microscópio ótico Olympus modelo BX60M (Figura 26), pertencente ao Laboratório de Materiais do CEFET/RJ (LAMAT). A preparação das amostras consistiu na técnica convencional de lixamento e polimento mecânico, seguido do emprego de ataque químico com o reagente Behara, conforme apresentado na Tabela 10.



**Figura 25:** Microscópio Ótico Olympus BX60M

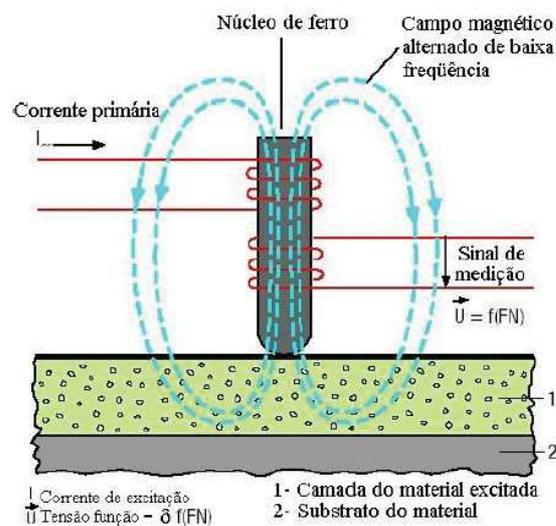
**Tabela 10:** Reagente utilizado para revelar características microestruturais.

ATAQUE	COMPOSIÇÃO	OBJETIVO
Behara	Solução aquecida, composta de: 20 ml de HCl em 100 ml de H <sub>2</sub> O destilada + 0,4 g de metabissulfito de potássio.	Revelar as fases ferrita ( $\delta$ ) e austenita ( $\gamma$ ) das amostras. Caracterizar as mudanças microestruturais das amostras.

#### 3.7 Permeabilidade Magnética (Ferritoscópio)

Neste trabalho o fenômeno de decomposição da ferrita  $\delta$ , pela precipitação de fases intermetálicas deletérias, foi caracterizado magneticamente, através de medidas baseadas na

permeabilidade magnética, com a utilização do ferritoscópio, cuja medida é baseada na permeabilidade magnética da fase ferrítica [19]. O princípio de funcionamento deste equipamento, desenvolvido pela Helmut Fischer®, é explicado pela interação de uma campo magnético gerado por uma bobina com a fase magnética da amostra. As mudanças no campo magnético induzem uma voltagem proporcional ao conteúdo da fase ferromagnética em uma segunda bobina. Esta voltagem de saída é então avaliada (Figura 27). O sinal de leitura do ferritoscópio é proporcional ao teor de fase ferromagnética das amostras, e a precipitação de fases intermetálicas na ferrita  $\delta$  provocará uma diminuição da permeabilidade magnética [19].



**Figura 26:** Princípio de funcionamento do Ferritoscópio [19]

As medições foram realizadas com o ferritoscópio Helmut Fisher modelo FMP30 (Figura 25), disponibilizado pelo Laboratório de Metalurgia da Empresa Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A. (NUCLEP), permitindo a caracterização da ferrita  $\delta$ , com a realização de dez medidas em cada uma das amostras (MSCS, MS55 e MS85).



**Figura 25:** Ferritoscópio Helmut Fischer disponibilizado pela NUCLEP.

### **3.8 Ensaios Mecânicos**

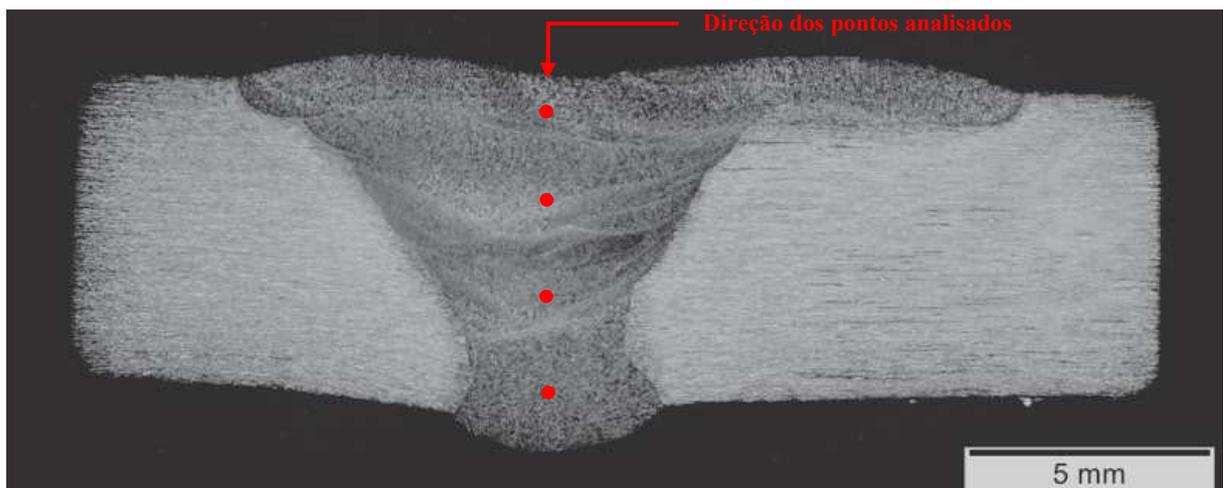
#### **3.8.1 Microdureza (Vickers)**

Na realização das análises no que tange os aspectos de propriedade mecânica, foram realizados ensaio de dureza na escala Vickers. Para execução desta etapa do projeto foram utilizados recursos do Laboratório de Materiais do CEFET/RJ (LAMAT). O equipamento disponibilizado para execução do ensaio foi microdurômetro Wilson Instruments modelo 422MVD (Figura 28) com capacidade de análise de dureza nas escalas Vicker e Knoop.

Foram executadas 4 medições de dureza em cada amostra na região do metal de solda, com espaçamento entre elas de 1,2 mm (Figura 29), aplicando como parâmetros do ensaio a carga de 4,9 N (500gf), com tempo e carregamento de 15 s.



**Figura 27:** Micrôdurômetro da Wilson Instruments – Vicker/Knoop disponibilizado pelo CEFET/RJ.



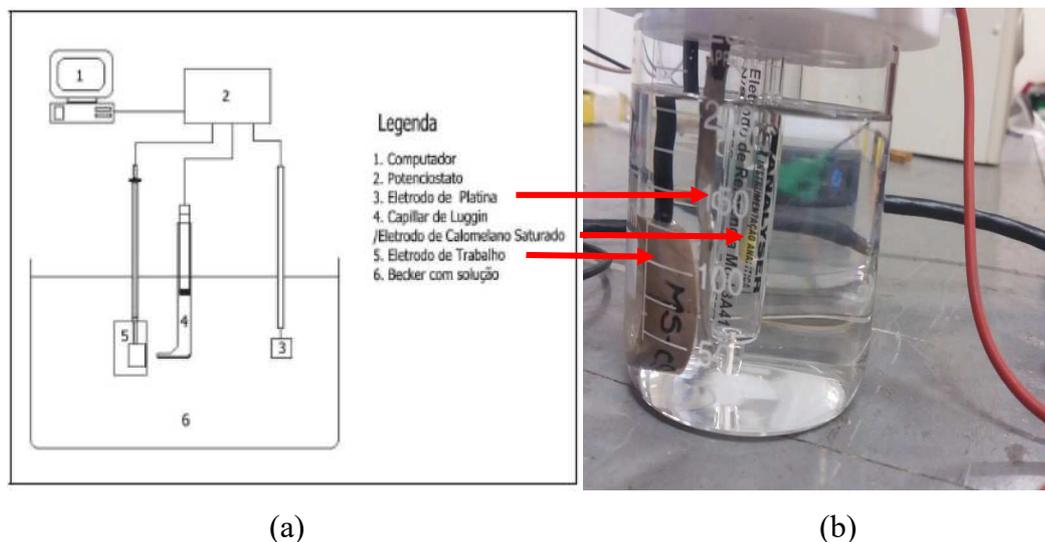
**Figura 28:** Detalhe da localização dos pontos de microdureza no metal de solda. Ataque: Ácido oxálico 10%.

## 3.9 Ensaio de Corrosão

### 3.9.1 Ensaio Potenciodinâmicos Cíclico

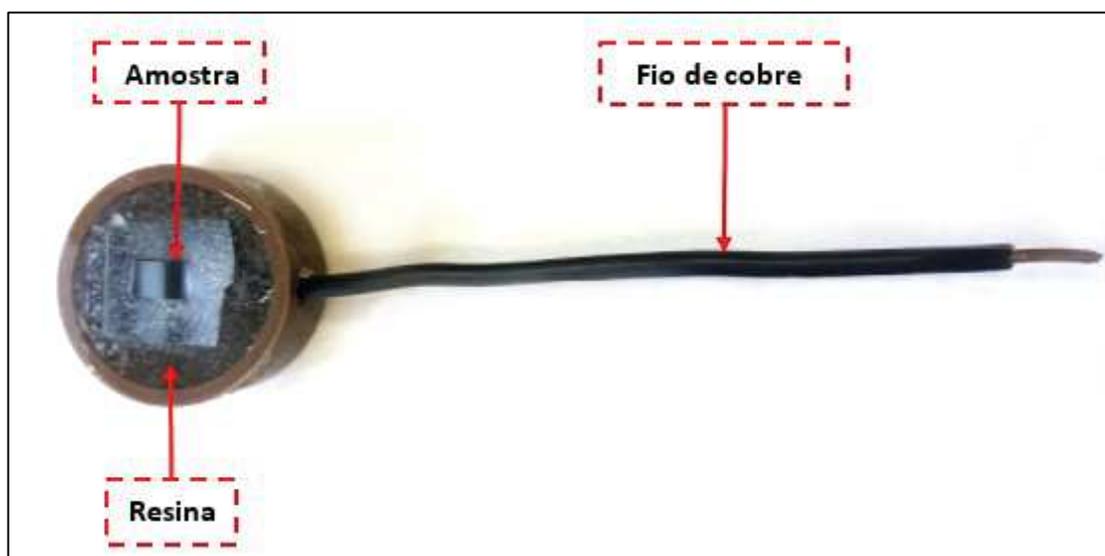
Para avaliação da susceptibilidade do metal de solda em aço inoxidável superduplex a corrosão por pites, nas condições analisadas, foi aplicada a técnica de polarização potenciodinâmica cíclica. O equipamento utilizado foi o Potenciostato / Galvanostato Autolab modelo PGSTAT204, do Laboratório de Materiais do CEFET/RJ (LAMAT).

A célula eletroquímica utilizada consistiu de um eletrodo de trabalho, um contra eletrodo de platina e um eletrodo de referência de calomelano saturado (Figura 30). A célula foi mergulhada numa solução de 3,5% de NaCl e mantida à temperatura ambiente, conforme a norma ASTM G 61 [20].



**Figura 29:** Esquema de Célula Eletrolítica [21]

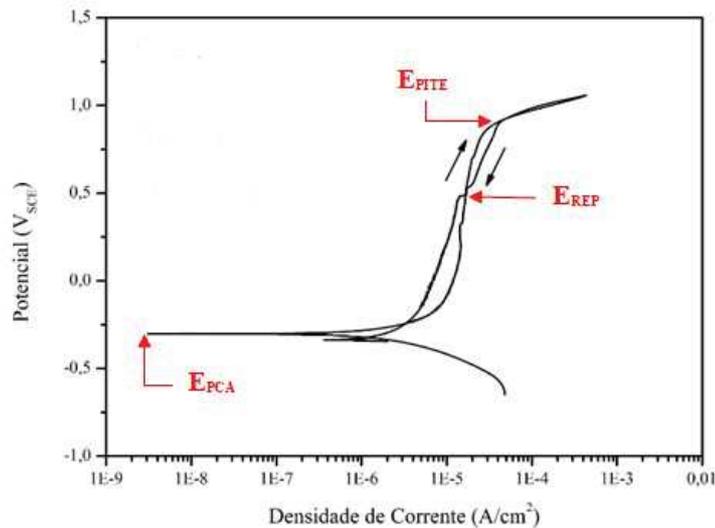
Os eletrodos de trabalho foram lixados até a lixa de granulometria 400. As laterais e vértices dos corpos de prova foram cuidadosamente recobertas com esmalte incolor, selecionando sempre uma janela de exposição localizada nos passes de enchimento pelo processo GTAW, ou seja, no centro do metal de solda como pode ser verificado na Figura 31.



**Figura 30:** Esquema de preparação das amostras para ensaio de corrosão [22].

A varredura se iniciou a partir do potencial de circuito aberto ( $E_{PCA}$ ), com uma taxa de  $1\text{mVs}_{SCE}/\text{s}$ . O potencial foi revertido ao ser atingida a densidade de corrente de  $1\text{mA}/\text{cm}^2$ . O programa deu como resultado os dados da variação do potencial e da corrente. Esses dados foram tratados, de modo a se obter a densidade de corrente, e o módulo do potencial, garantindo apenas o uso de valores positivos.

A partir do gráfico de densidade de corrente e potencial pode se determinar do potencial de pites ( $E_{PITE}$ ), que aponta a resistência a corrosão por pite do material. Geralmente o potencial de pites é dado no ponto em que há um aumento abrupto da densidade de corrente. O potencial de repassivação ( $E_{REP}$ ) foi considerado no ponto de encontro das curvas de varredura anódica e catódica, onde se pode ter o entendimento que a camada passiva do material foi restaurada. A Figura 32 mostra um exemplo de gráfico utilizado para a determinação destes potenciais.



**Figura 31:** Identificação do Potencial de Circuito Aberto ( $E_{PCA}$ ), Potencial de Pite ( $E_{PITE}$ ) e Potencial Repassivação ( $E_{REP}$ )

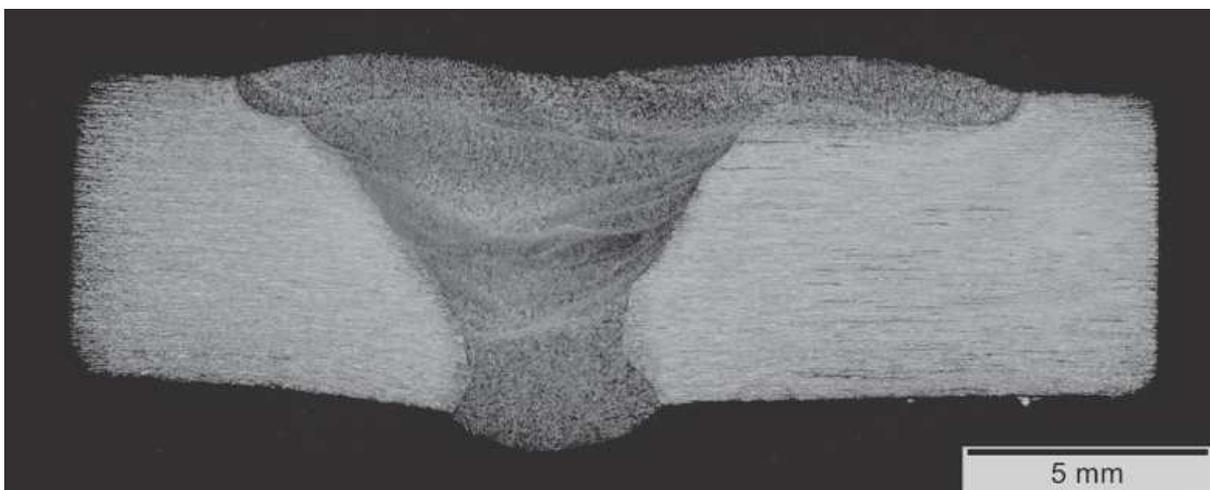
## Capítulo 4

### Resultados e Discussão

Para o seguinte capítulo, foi reservado os assuntos pertinentes aos resultados dos experimentos executado ao longo deste estudo. Desta forma, seguirá a discussão que tange os resultados encontrados nas análises e ensaios aplicados e descritos no capítulo 3.

#### 4.1 Macrografia

A macrografia apresentada na Figura 33 teve o intuito de realizar inspeção visual no corpo de prova soldado pelo processo GTAW. É possível observar a ausência de discontinuidades metalúrgica e de operação da solda. Sendo assim, não foram encontrados defeitos que poderiam ocorrer na solda, tais como, poros, trincas, falta de fusão, inclusão de escórias, mordeduras entre outros.



**Figura 32:** Aspecto Macrográfico de junta soldada por GTAW em aço Superduplex. Ataque: Ácido oxálico 10%.

#### 4.2 Análise Química

A Tabela 11 apresenta a comparação da composição química do metal de solda, metal de adição e o metal de base, para análise dos principais elementos químicos. Verifica-se que a

composição química está dentro dos valores esperados para esse tipo de material, conforme a norma ASTM A790/A790-12 [23].

**Tabela 11:** Comparação da composição química do metal de Solda (como soldado)

Composição Química	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W
<b>Metal de Base</b>	0,03	0,54	0,53	0,027	0,018	24,5	6,9	3,54	0,22	0,21	0,02
<b>Metal de Adição</b>	0,02	0,30	0,40	0,020	0,015	25,0	9,5	4,0	0,21	-	-
<b>Metal de Solda</b>	0,03	0,37	0,60	0,028	0,002	24,0	7,8	3,70	0,21	0,4	0,4

Considerando a composição química da Tabela 12, são apresentados na Tabela 11 os valores de cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) e níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ), calculados segundo os diagramas de Schaeffler [12], DeLong [11] e WRC – 92 [13], de forma a identificar a tendência à formação da ferrita ( $\delta$ ) no metal de solda. A Tabela 12 também apresenta o indicador de resistência à corrosão por pites (PREN) [11]. Este indicador é a primeira avaliação da resistência das ligas à corrosão localizada.

**Tabela 12:** Valores Calculados para Diagrama Schaeffler, DeLong e WRC-92.

Diagrama		Metal de Base	Metal de Solda
<b>Schaeffler (1)</b>	$Cr_{eq}$	30,2	28,2
	$Ni_{eq}$	8,5	8,9
<b>DeLong (2)</b>	$Cr_{eq}$	30,2	28,2
	$Ni_{eq}$	16,9	15,1
<b>WRC-92 (3)</b>	$Cr_{eq}$	29	27,7
	$Ni_{eq}$	13,8	13
<b>PREN (4)</b>		42,7	40,2

Notas:

(1) **Shaeffler**

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) + 0,5(\%Nb)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn)$$

(2) **DeLong**

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) + 0,5(\%Nb)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30(\%C) + 30(\%N) + 0,5(\%Mn)$$

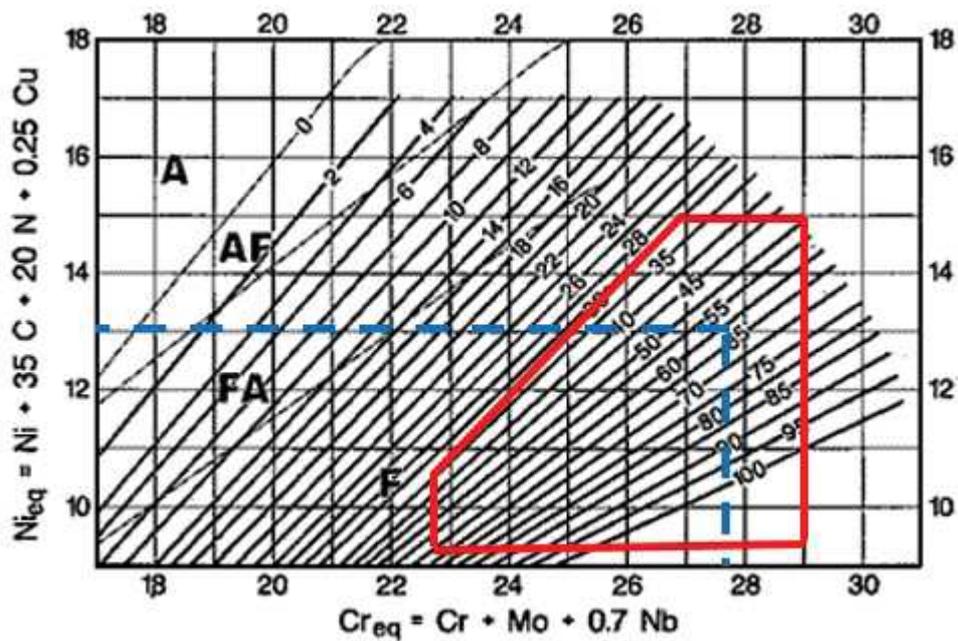
(3) **WRC-92**

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7(\%Nb)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35(\%C) + 20(\%N) + 0,25(\%Cu)$$

$$(4) PREN = Cr + 3,3 (Mo + 0,5W) + 16N$$

A Figura 34 mostra os valores de cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) e níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ), do metal de solda, plotados no diagrama de WRC-92 [11]. Observa-se que o encontro das retas do cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) e níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ) apontam para região dos aços inoxidáveis duplex e superduplex.



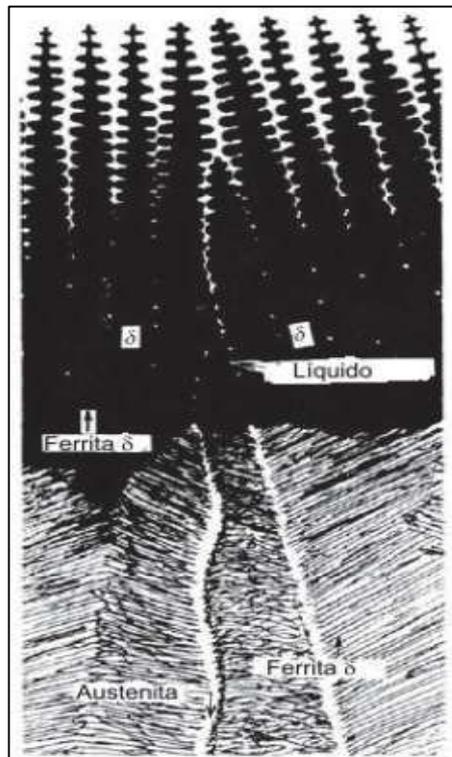
**Figura 33:** WRC – 1992 – Marcação em vermelho região Superduplex e em azul identificação da amostra como soldada.

Como pôde ser visto na Tabela 12 o metal de solda apresentou um valor de PREN superior a 40, que é um valor compatível a um aço superduplex, conforme indicação da literatura [2].

### 4.3 Avaliação Microestrutural

Para o presente estudo, foram analisados os 3 grupos de amostras, a saber, metal de solda como soldado, metal de solda envelhecido a 550°C durante o período de 24 horas e ainda o metal de solda envelhecido a 850°C.

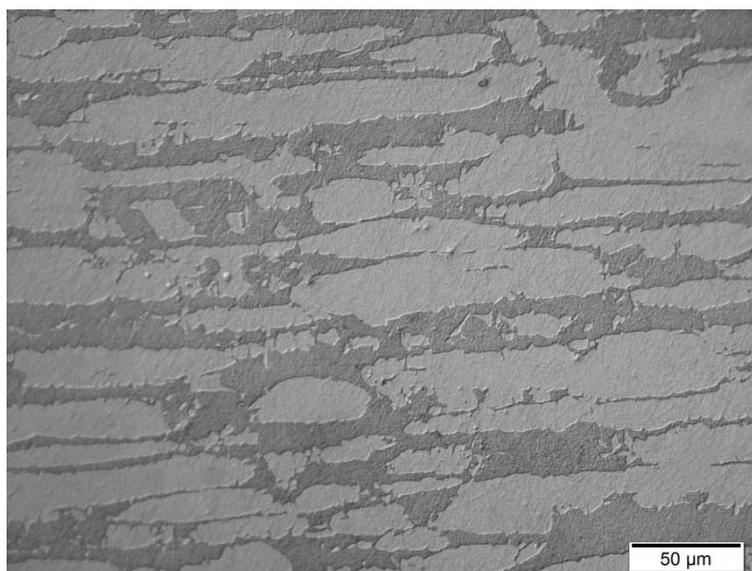
A natureza da transformação ferrite-austenita depende da composição e da taxa de resfriamento. É essa transformação que determina o balanço final de ferrita-austenita e a distribuição de austenita ( $\gamma$ ) no metal de solda. A sequência de solidificação dos aços inoxidáveis duplex e superduplex são denominadas Tipo F [11], como pode ser observado na Figura 35 e sendo assim segue conforme abaixo:



**Figura 34:** Esquema de Solidificação Tipo F. [11]

### 4.3.1 Metal de Base

A Figura 36 mostra a microestrutura material de base, que assim como encontrado por Pardal [4], aparentemente não apresentam fases deletérias. Como mencionado no item 2.1.4, é possível observar o equilíbrio esperado entre às matrizes das fases austenita ( $\gamma$ ) partes claras, e ferrita ( $\delta$ ) partes escuras.

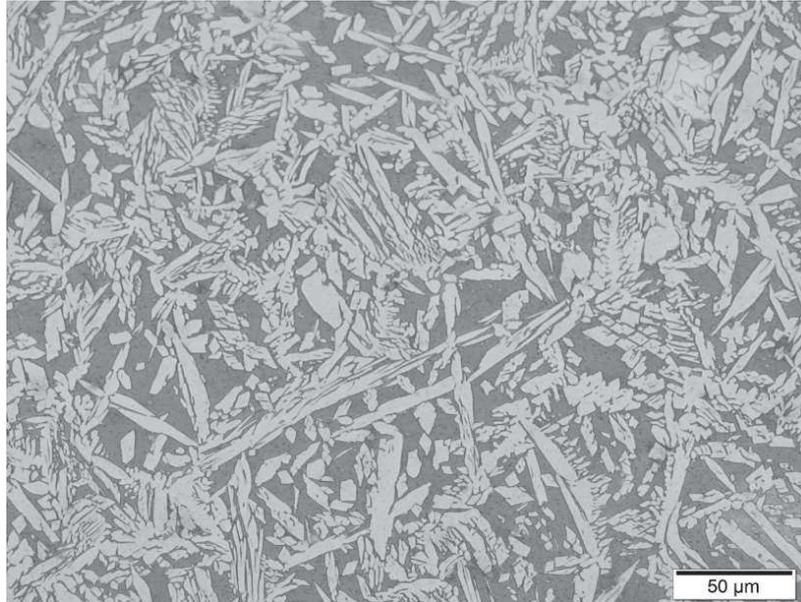


**Figura 35:** Microestrutura de Material de Base (UNS 32750). Ataque: Behara

### 4.3.2 Metal de Solda como Soldado

A Figura 37 mostra a micrografia do metal de solda na condição como soldado. É possível observar que a microestrutura apresenta o aspecto característico de um aço superduplex, onde também se verifica a presença de austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\delta$ ) em proporções equilibradas, sem a presença de fases intermetálicas.

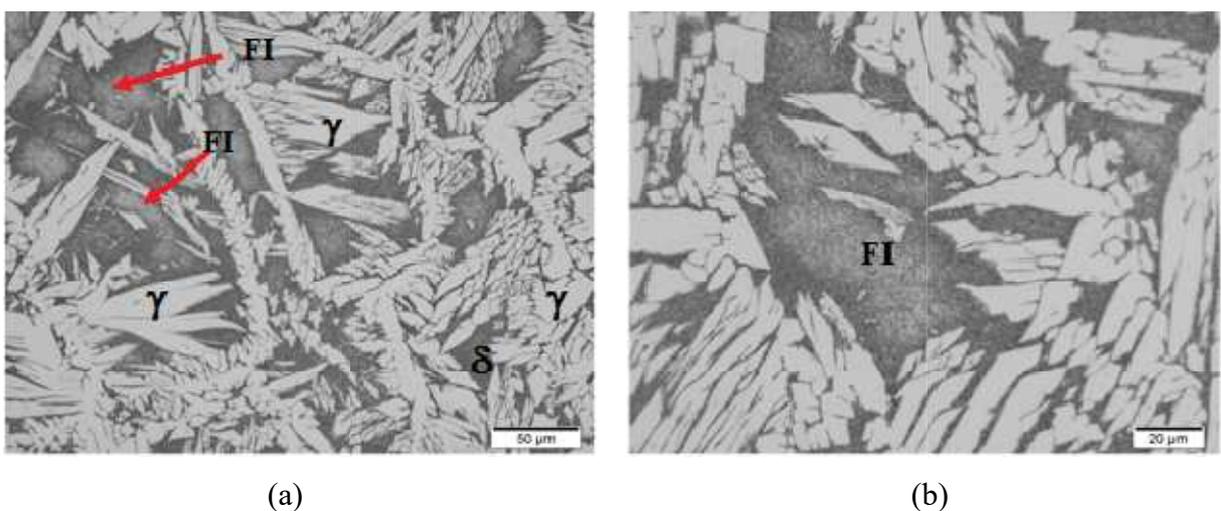
A microestrutura típica da zona fundida encontrada se assemelha ao encontrado por Brandi [15], que ao analisar juntas soldadas em aço inoxidável superduplex UNS 32750, pelo processo GTAW, através da aplicação da norma ASTM A 923 [24], também não identificou fases intermetálicas na microestrutura do metal de solda.



**Figura 36:** Microestrutura do metal de solda como soldado. Ataque: Behara.

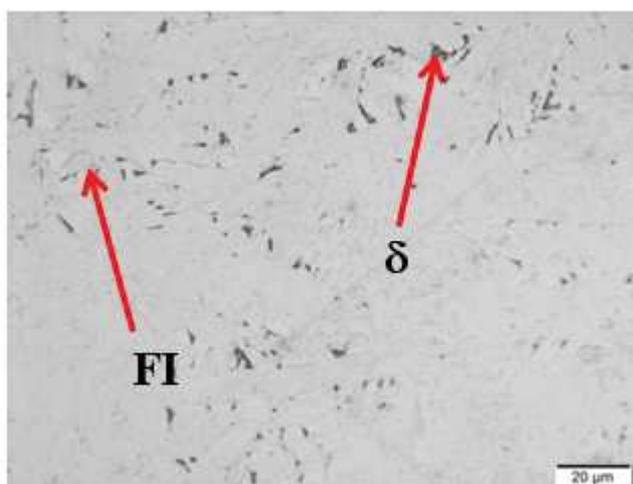
### 4.3.3 Metal de Solda Envelhecido

Na Figura 38 estão apresentados os aspectos microestruturais do metal de solda que sofrera tratamento térmico de envelhecimento a 550°C durante 24 horas. É possível observar as fases austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\delta$ ), e ainda o surgimento de fases intermetálicas (FI) no interior da ferrita ( $\delta$ ).



**Figura 37:** Microestrutura do metal de solda envelhecido termicamente a 550°C por 24 horas. Ataque: Behara.

Para a microestrutura das amostras envelhecidas por tratamento térmico a 850°C durante 1 hora foi verificado um aumento das fases intermetálicas (FI) na ferrita ( $\delta$ ), causando uma decomposição quase completa da ferrita ( $\delta$ ), conforme mostrado na Figura 39. Farneze [21] observou comportamento parecido e sugeriu que tal comportamento estaria relacionado ao efeito da temperatura na taxa de difusão de Cr e Mo na ferrita ( $\delta$ ), aumentando a precipitação de fases intermetálicas ricas nesses elementos, tais como as fases sigma ( $\sigma$ ) e chi ( $\chi$ ).



**Figura 38:** Metal de solda envelhecido a 850°C por 1 hora. Ataque: Behara.

Por fim, ao observar as curvas temperatura, tempo e transformação (TTT) para aços superduplex UNS 32750 na Figura 40, material utilizado neste trabalho, verifica-se que para as amostras envelhecidas termicamente a 550°C por 24 horas é indicada a possibilidade de surgirem as fases intermetálicas R,  $\alpha'$  e  $\alpha''$ . Já para as amostras que foram envelhecidas a 850°C por 1 hora possivelmente as fases intermetálicas encontradas seriam as fases  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\sigma$ ,  $\chi$  e  $\gamma_2$ .

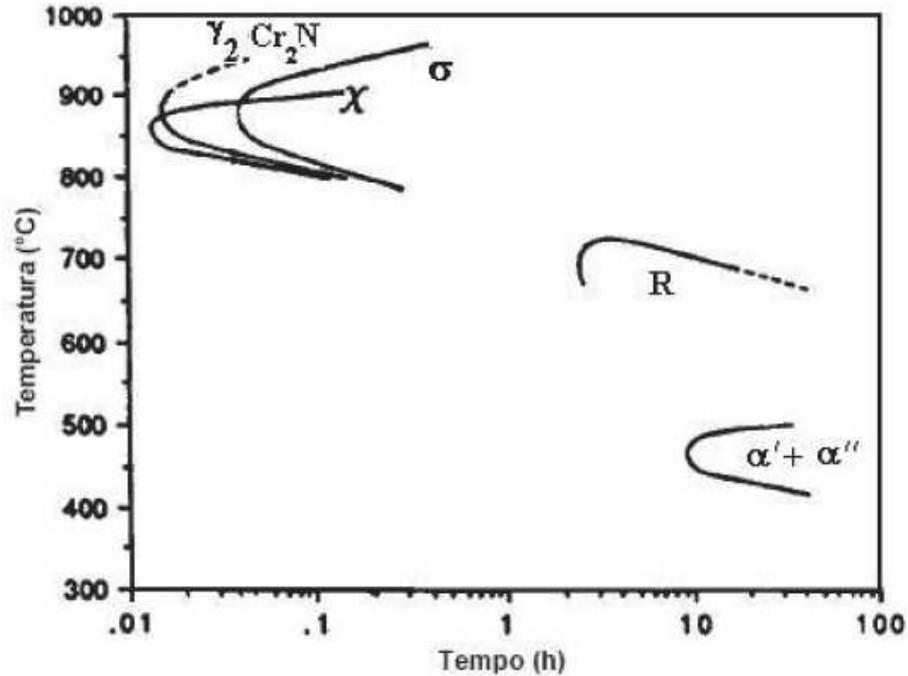


Figura 39: Curva TTT para superduplex UNS 32750 [24]

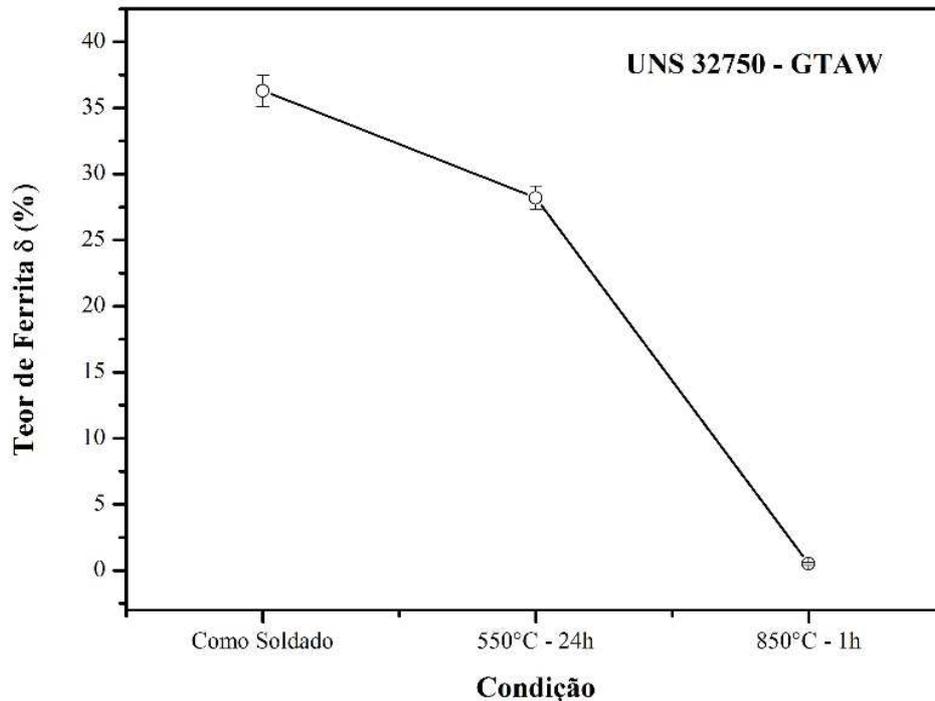
#### 4.4 Permeabilidade Magnética

Na Figura 41 apresenta a variação do teor de ferrita ( $\delta$ ) no cordão de solda das amostras como soldado e envelhecidos por tratamento térmico 550°C e 850°C, conforme medições realizadas com ferritoscópio.

A porcentagem de ferrita ( $\delta$ ) pode ser vista na Tabela 13, tal variação, apresentada nos resultados, indicam uma redução percentual da ferrita  $\delta$  que possivelmente é decorrente da precipitação de fases intermetálicas (FI), devido ao aumento da temperatura e tempo de envelhecimento. Farneze [21] recorda que tais fases são paramagnéticas e alteram a permeabilidade magnética do material. Desta forma, a amostra envelhecida a 850°C apresenta maior variação, correspondendo ao observado na microestrutura da Figura 39.

Tabela 13: Porcentagem de Ferrita.

Metal de Solda	% Ferrita
Como Soldado	36,3 ± 1,2
Envelhecido a 550°C-24h	28,2 ± 0,9
Envelhecido a 850°C-1h	0,5 ± 0,1



**Figura 40:** Gráfico do comportamento do teor de ferrita ( $\delta$ ) nas condições como soldado, envelhecido a 550°C-24h e envelhecido a 850°C-1h.

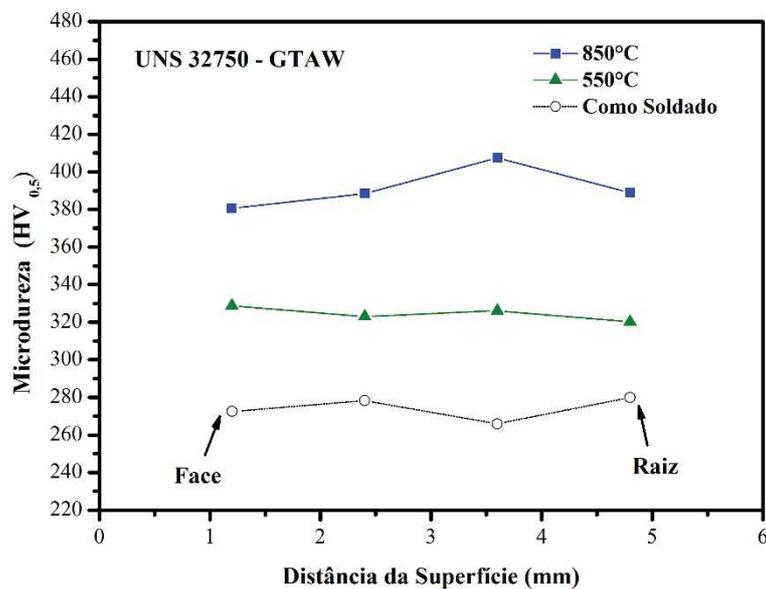
## 4.5 Ensaios Mecânicos

### 4.5.1 Ensaio de Microdureza

Os resultados obtidos nas medições de microdureza, podem ser observados na Figura 42, apresentando o perfil de dureza do metal de solda, da face a raiz. Tais resultados observados neste experimento se assemelham aos obtidos por Pardal [4], pois como esperado a microdureza da amostra que foi envelhecida por tratamento térmico a 850°C por 1 hora obtiveram valores elevados de microdureza chegando a aproximadamente de 407 HV. Os resultados das amostras que sofreram envelhecimento a 550°C durante 24 horas, podem ser comparados com o que Pardal [4] encontrou, onde no tratamento térmico de envelhecimento nas mesmas condições de tempo e temperatura, se obteve patamares de microdureza em torno de 320 HV, similar a este estudo.

Identifica-se nas amostras que ao longo do cordão de solda (face-raiz) não ocorreram variações significantes, mantendo assim os níveis de microdureza.

Por fim, na comparação das amostras nas três condições, verifica-se que a maior microdureza detectada ocorreu nas amostras envelhecidas a 850°C, comportamento similar ao observado por Tavares et al., [25] quando encontrou picos de dureza, no estudo dos efeitos do envelhecimento térmico em aços inoxidáveis duplex, os autores concluíram que o aumento da dureza está relacionado à precipitação de fase metaestável  $\chi$  ( $\gamma$ ), rica em Cr e Mo. Outros pesquisadores como Solomon e Koch [26] correlacionam esses níveis de dureza em aços inoxidáveis duplex à presença dos precipitados  $\alpha'$ , oriundo da decomposição espinodal da ferrita ( $\delta$ ).



**Figura 41:** Curvas de dureza Vickers ao longo do cordão de solda Face – Raiz.

## 4.6 Ensaios de Corrosão

### 4.6.1 Ensaio Potenciodinâmico Cíclico

No item 3.9.1 foram apresentados os métodos utilizados para produzir as curvas dos ensaios potenciodinâmicos cíclicos. Desta forma, seguindo a Norma ASTM G-61 [20], pôde obter os parâmetros para realização das análises.

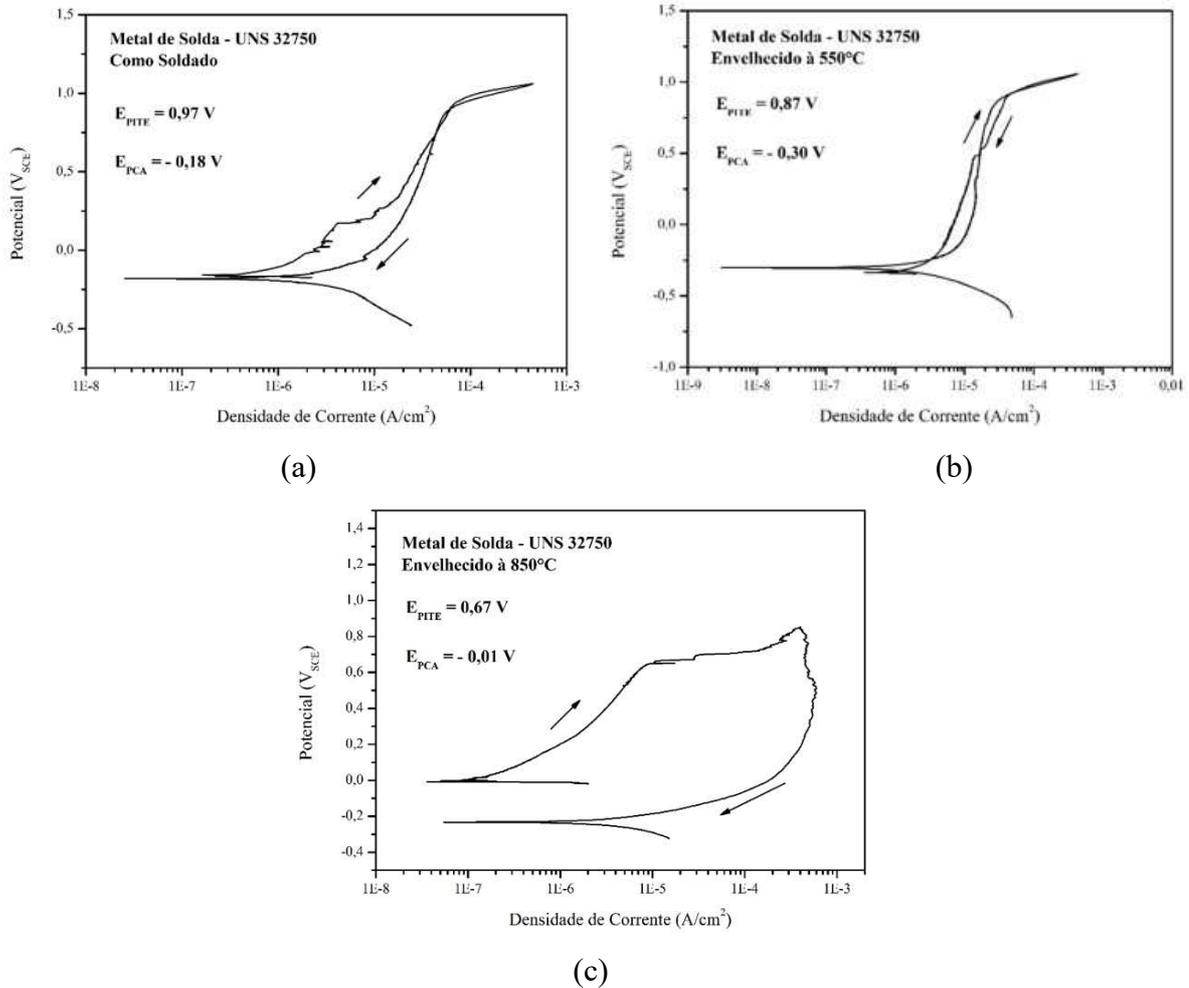
A partir dos resultados obtidos com os ensaios, anteriormente já explicado, se observa nas curvas das Figuras 43, o perfil de resistência à corrosão de cada tipo de amostra estudada. Os resultados das análises realizadas nas curvas foram consolidados na Tabela 14, sendo

apresentado os valores de potencial de circuito aberto ( $E_{PCA}$ ), potencial de pites ( $E_{PITE}$ ) e o intervalo de passivação representado pela diferença ( $E_{PITE} - E_{PCA}$ ).

Para amostras como soldado, apresentados na curva da Figura 43(a), é possível observar que o potencial crítico de pite alcançou o maior valor ( $E_{PITE} = 0,97$  V. Desta forma, com os resultados encontrados pode-se interpretar que o corpo de prova como soldado possui maior resistência à corrosão, quando comparado às amostras que sofreram envelhecimento térmico.

A Figura 43(b) mostra a curva da amostra envelhecida termicamente a  $550^{\circ}\text{C}$  por 24 horas. Observa-se que sua resistência a corrosão por pite alcançou patamares próximos ao já visto na amostra como soldada, porém seu potencial de repassivação aponta uma ligeira diminuição de potencial ( $V_{SCE}$ ), ou seja, o ponto onde a curva no sentido anódico cruza com a curva no sentido catódico, mostrando uma maior dificuldade ou resistência do aço repassar.

É possível verificar na Figura 43(c) e na Tabela 14 que a amostra envelhecida termicamente a  $850^{\circ}\text{C}$  durante 1 hora, apresentou menor potencial crítico de pite ( $E_{PITE}$ ), menor intervalo de passivação e uma maior histerese no sentido catódico, quando comparada as outras condições deste estudo, indicando que o aumento da temperatura de exposição pode desencadear a perda da resistência à corrosão por pites. Tal fato também foi observado no estudo de MOURA et al. [27], ao estudarem o efeito da resistência a corrosão por pites em um aço inoxidável duplex UNS S31803, quando exposto a temperaturas elevadas.



**Figura 42:** Curvas de Potenciodinâmico Cíclica. (a) Amostra como soldado. (b) Amostra envelhecida à 550°C - 24h. (c) Amostra envelhecida à 850°C-1h.

**Tabela 14:** Parâmetros obtidos das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica

CONDIÇÃO	Resistência à Corrosão por Pite		
	$E_{PCA} (V_{SCE})$	$E_{PITE} (V_{SCE})$	$E_{PITE} - E_{PCA} (V_{SCE})$
MS - Como Soldado	-0,18	0,97	1,15
MS - 550°C-24h	-0,30	0,87	1,17
MS - 850°C-1h	-0,01	0,67	0,68

## Capítulo 5

### Conclusões

O presente trabalho que teve como objetivo analisar e estudar os efeitos do envelhecimento térmico nas condições de 550°C durante 24 horas e 850°C durante 1 hora, na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão do metal de solda em aço inoxidável UNS 32750, produzido pelo processo *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW), permite as seguintes conclusões.

- A utilização do Diagrama WRC, para previsão da microestrutura do corpo de prova como soldado indicou a microestrutura do metal de solda é típica de um aço superduplex, garantindo suas principais características esperada para o material.
- Os ensaios de permeabilidade magnética apresentaram uma diminuição abrupta da ferrita ( $\delta$ ), nas amostras que sofreram envelhecimento térmico. Essa ocorrência é evidenciada na comparação do metal de solda como soldado, com o envelhecido a 850°C, indicando uma redução de cerca de 98% no teor de ferrita ( $\delta$ ). Tal fato pode ser explicado pelo aumento da precipitação de fases intermetálicas.
- O metal de solda envelhecido a 850°C apresentou maior microdureza, possivelmente pelo crescimento de fases metaestáveis ricas em Cr e Mo.
- Comparada as outras condições, no metal de solda envelhecido a 850°C durante 1 hora sofreu uma diminuição significativa da resistência à corrosão, apresentando uma redução de 31% no potencial de pite, em relação ao metal de solda na condição como soldado, possivelmente pelo aumento da precipitação de fases deletérias.
- A condição da amostra envelhecida a 850°C apresentou a pior condição, indicando que a temperatura foi o fator que mais afetou as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão do metal de solda.

## Capítulo 6

### Sugestões para trabalhos futuros

Neste capítulo serão tratadas oportunidades de análise e pesquisa em trabalhos futuros, visando sempre a continuidade nos estudos de materiais aplicados na indústria “*offshore*” como os aços Duplex e Superduplex.

Observado os resultados descritos e apresentados neste projeto, podem ser listadas oportunidades de realização de novos trabalhos conforme abaixo:

- Realizar análise de microestruturas oriundas de outros processos de soldagem como o GMAW.
- Analisar os efeitos de tratamentos térmicos de envelhecimento em outras faixas de temperaturas e tempos de exposição.
- Analisar a microestrutura por microscopia eletrônica de varredura (MEV), nas condições deste trabalho, para melhor caracterização dos precipitados intermetálicos.
- Avaliar os efeitos do envelhecimento térmico na tenacidade do metal de solda, nas condições utilizadas neste trabalho.

## Referência Bibliográfica

- [1] PETROBRAS. Tecnologia e Inovação. Petrobras, 2018. Disponível em: <[www.petrobras.com.br/pt/nossas-atividades/tecnologia-e-inovacao/](http://www.petrobras.com.br/pt/nossas-atividades/tecnologia-e-inovacao/)>. Acesso em: 23 jun. 2018.
- [2] GUNN, R. N. Duplex Stainless Steels, Microstructure, Properties and Applications. [S.l.]. 1997.
- [3] CHARLES, J.; BERNHARDSSON, S. Duplex Stainless Steels. Beaune Bourgogne, France, 1991.
- [4] PARDAL, J. M. Tese: Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas, Magnéticas e na Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Superduplex. UFF - Universidade Federal Fluminense. Niterói, p. 414. 2009.
- [5] INTERNATIONAL MOLYBDENIUM ASSOCIATION - IMOA. *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels*. London. 2009.
- [6] AB, O. S. Handbook of Stainless Steel. Sweden: Sandvikens Tryckeri AB, 2013.
- [7] ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. Duplex Stainless Steels. [S.l.]: ISTE , 2009.
- [8] PETROBRAS, N. N-133: Soldagem Rev. N. Petrobras. [S.l.], p. 114. 2017.
- [9] CHIAVERINI, V. Tecnologia Mecânica - Materiais de Construção Mecânica Vol. III. 2ª. ed. [S.l.]: McGraw-Hill LTDA, 1986.
- [10] LIPPOLD, J. C. Welding Metallurgy and Weldability. New Jersey - Canada: Wiley, 2015.
- [11] LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Hoboken, EUA: John Wiley & Sons, Inc, 2005.
- [12] MODENESI, P. J. *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*. Osasco - SP: Associação Brasileira de Soldagem, 2001.
- [13] LAKE, F. A new constitution diagram for predicting ferrite content of stainless steel weld metals. *Materials & Design*, Hanover, PA 17331, EUA, 14, 1993. 345 - 348.
- [14] SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. E. *Aços e Ligas Especiais*. São Paulo: Blucher, 2008.
- [15] BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. H. D. *SOLDAGEM - Processos e Metalurgia*. São Paulo: Edgard Blucher LTDA, 1992.

- [16] ESAB. Consumível para aços inoxidáveis superduplex. Disponível em:  
<[http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo\\_soldagem\\_tig\\_gtaw.cfm](http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_tig_gtaw.cfm)>.  
Acesso em: 2018.
- [17] THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. ASME B.36.19M -  
Stainless Steel Pipe. [S.l.]: [s.n.], 2004.
- [18] AMERICAN WELDING SOCIETY. Welding Handbook C5.5-80: *Recommended  
Practices for Gas Tungsten Arc Welding.*, 1985.
- [19] HELMUT FISHER. Measurement of the ferrite content in austenitic and duplex steel.  
helmut Fischer - Germany. Catálogo do Feritscope MP30 Disponível em:  
<[https://www.helmut-ischer.com.br/fileadmin/documents/broc/EN/BROC\\_FMP30\\_FERITSCOPE\\_902-039\\_en.pdf](https://www.helmut-ischer.com.br/fileadmin/documents/broc/EN/BROC_FMP30_FERITSCOPE_902-039_en.pdf)>. Acesso em: 06 julho 2018.
- [20] ASTM INTERNATIONAL. G 61: Standard Test Method for Conducting Cyclic  
Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of  
Iron, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys, 2009.
- [21] FARNEZE, H. N. Tese: Efeitos do Envelhecimento Térmico nas Propriedades  
Mecânicas e na resistência à Corrosão de Metais de Solda de Aço AISI 317L pelos  
Processos GTAW e FSW. [S.l.]: [s.n.], 2016.
- [22] SOARES, H. F.; MONÇORES, R. D. S. Análise Comparativa da Resistência à Corrosão  
por Pites e Tenacidade do Aço AISI 304L Soldado por GTAW Convencional e Pulsado,  
Rio de Janeiro, 2018.
- [23] ASTM INTERNATIONAL. A790/A790M , Standard Specification for Seamless and  
Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe, 2018.
- [24] GIRALDO, C. P. S. Tese: Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor  
de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.  
Dissertação de mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.
- [25] TAVARES, S. S. M. et al. Corrosion Resistance Evaluation of the UNS S31803 Duplex  
stainless Steels aged at Low Temperatures (350 to 550°C) Using DLEPR Tests. [S.l.]:  
Journal of Materials Science, 2005.
- [26] SOLOMON, H. D.; KOCH, E. F. High temperature Precipitation of  $\alpha'$  in a  
multicomponent Duplex Stainless Steel. [S.l.]: Scripta Metallurgica.

- [27] MOURA, V. S. Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS S31803. *Materials Characterization*, 2008.