

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW DA
FONSECA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA - DEMEC
ENGENHARIA MECÂNICA**

**GABRIEL JOSÉ BERMUDEZ LIMA
GUILHERME ANTUNES HINTZ**

**ANÁLISE DA CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL UNS S32760 EM SOLUÇÕES
ÁCIDAS SOB PRESENÇA DE INIBIDOR DE CORROSÃO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

**RIO DE JANEIRO
2025**

**GABRIEL JOSÉ BERMUDEZ LIMA
GUILHERME ANTUNES HINTZ**

**ANÁLISE DA CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL UNS S32760 EM SOLUÇÕES
ÁCIDAS SOB PRESENÇA DE INIBIDOR DE CORROSÃO**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado como requisito parcial à
obtenção do título de Bacharel em
Engenharia Mecânica, do DEMEC, do
Centro Federal de Educação Tecnológica
Celso Suckow da Fonseca.

Orientador: Prof. Dr. Humberto Nogueira
Farneze

**RIO DE JANEIRO
2025**

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

L732 Lima, Gabriel José Bermudez
Análise da corrosão do aço inoxidável UNS S32760 em
soluções ácidas sob presença de inibidor de corrosão / Gabriel José
Bermudez Lima [e] Guilherme Antunes Hintz – 2025.
69f.: il. color. , enc.

Projeto Final (Graduação) Centro Federal de Educação
Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2025.

Bibliografia: f. 63-69.

Orientador: Humberto Nogueira Farneze.

1. Engenharia mecânica. 2. Resistência de materiais.
3. Aço – Corrosão. 4. Aço inoxidável. I. Hintz, Guilherme
Antunes. II. Farneze, Humberto Nogueira (Orient.). III. Título.

CDD 620.1

AGRADECIMENTOS

Agradecemos, primeiramente, ao Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET/RJ), pela formação de excelência e pelo suporte acadêmico e estrutural oferecido ao longo de toda a jornada universitária.

Manifestamos nossa gratidão ao corpo docente do curso de Engenharia Mecânica, pelo empenho, dedicação e pelo conhecimento transmitido, fundamentais para formação acadêmica, profissional e pessoal.

Agradecemos, de forma especial, ao professor orientador, Dr. Humberto Nogueira Farneze, pelo acompanhamento atento, pelas valiosas contribuições teóricas e metodológicas, e pelo constante apoio durante a elaboração deste trabalho.

Aos amigos que estiveram presentes durante os desafios da graduação, expressamos nossa sincera gratidão. Aos colegas da equipe MudRunner Baja SAE, pelo companheirismo, incentivo e palavras de encorajamento.

Eu, Gabriel, agradeço em especial, à minha família, pelo amor incondicional, apoio constante e por acreditarem em mim em todos os momentos. À minha mãe, Cristiane, por sua força, exemplo de persistência e por nunca permitir que eu desistisse. Ao meu pai, José Adrian, por ter me ensinado o valor do esforço e do conhecimento. À Luísa, meu amor, pelo apoio inabalável e por ser meu refúgio nos momentos mais difíceis. Agradeço também ao Guilherme, por ter abraçado este desafio comigo, por sua parceria e por estar ao meu lado nas noites que antecederam provas e entregas importantes.

Eu, Guilherme, agradeço em especial aos meus pais, Emília e Marco Aurélio, pelo amor, pela educação e por todo o suporte emocional oferecido ao longo da minha vida. Ao meu irmão, Cantídio, agradeço por todos os conselhos, por ser meu maior exemplo de determinação e também por sua amizade. À minha namorada, Isabela, agradeço pelo companheirismo ao longo da faculdade e pelo incentivo constante, que foram fundamentais nos momentos mais desafiadores desta jornada. Agradeço também ao Gabriel, por estar ao meu lado em toda esta trajetória acadêmica, desde antes mesmo de ingressarmos no CEFET/RJ, do início ao último dia.

RESUMO

LIMA, Gabriel José Bermudez; HINTZ, Guilherme Antunes. **Análise da corrosão do aço inoxidável UNS S32760 em soluções ácidas sob presença de inibidor de corrosão.** 2025. 65 f. Trabalho de Conclusão de Curso – Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca. Rio de Janeiro, 2025.

Neste estudo, analisou-se a resistência à corrosão do aço inoxidável superduplex UNS S32760 quando exposto a soluções de ácido clorídrico (15% em volume), simulando condições agressivas típicas de processos de estimulação ácida na indústria de petróleo. Foram avaliadas três rotas de fabricação do material – fundição, forjamento e laminação – quando imerso em solução de ácido clorídrico (HCl a 15%) a 60°C, na presença e ausência do inibidor orgânico tiouréia ($\text{CH}_4\text{N}_2\text{S}$) em diferentes concentrações. As análises incluíram caracterização microestrutural via microscopia óptica e ensaios eletroquímicos de polarização potenciodinâmica. Adicionalmente, com auxílio do software ImageJ, estimou-se a fração de área ocupada por fases secundárias nas amostras "como recebidas", evidenciando maior presença dessas fases na amostra forjada, a qual apresentou também os piores resultados em termos de eficiência do inibidor. A adição da tiouréia promoveu significativa redução da densidade de corrente corrosiva em todas as amostras, sendo mais eficaz na condição laminada, atingindo até 83% de eficiência de inibição. A pesquisa confirma que o uso otimizado de inibidores de corrosão constitui estratégia eficaz para prolongar a vida útil de componentes metálicos expostos a ambientes agressivos, como os da estimulação ácida na exploração de petróleo.

Palavras-chave: UNS S32760. Resistência à corrosão. Ensaio de polarização. Inibidor de corrosão. Tiouréia.

ABSTRACT

LIMA, Gabriel José Bermudez; HINTZ, Guilherme Antunes. ***Corrosion analysis of UNS S32760 stainless steel in acidic solutions in the presence of a corrosion inhibitor***. 2025. 65 f. Undergraduate Final Project – Federal Center for Technological Education Celso Suckow da Fonseca. Rio de Janeiro, 2025.

In this study, the corrosion resistance of the superduplex stainless steel UNS S32760 was evaluated when exposed to hydrochloric acid solutions (15% by volume), simulating aggressive conditions typically found in acid stimulation processes in the oil industry. Three manufacturing routes of the material—casting, forging, and rolling—were assessed under immersion in hydrochloric acid (15% HCl) at 60°C, in the presence and absence of the organic inhibitor thiourea ($\text{CH}_4\text{N}_2\text{S}$) at different concentrations. The analyses included microstructural characterization using optical microscopy and electrochemical polarization tests. Additionally, with the aid of ImageJ software, the area fraction of secondary phases in the "as-received" samples was estimated, revealing a higher presence of such phases in the forged sample, which also exhibited the lowest inhibitor efficiency. The addition of thiourea significantly reduced the corrosion current density in all samples, being most effective in the rolled condition, reaching up to 83% inhibition efficiency. The study confirms that the optimized use of corrosion inhibitors is an effective strategy for extending the service life of metallic components exposed to aggressive environments, such as those encountered during acid stimulation in oil extraction.

Keywords: UNS S32760. Corrosion resistance. Polarization test. Corrosion inhibitor. Thiourea.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Microestrutura de um aço duplex.....	18
Figura 2 – Início da transformação austenítica. Amostra solubilizada a 1300°C.....	19
Figura 3 - Diagrama de fase ternária Fe-Cr-Ni a 68% de Fe.....	19
Figura 4 – Diagrama TTT esquemático, mostrando as fases decorrentes em AID e AISD.....	20
Figura 5 - Austenita secundária formada após soldagem multipasse	21
Figura 6 - Formação da fase chi e crescimento da fase sigma em um AID	22
Figura 7 - Fase chi (χ) na interface austenita ferrita	23
Figura 8 - MET de Cr_{23}C_6 precipitados na interface δ/γ em um SAF 2205 envelhecido por 30 min a 800°C.....	24
Figura 9 – Variadas formas de pite	26
Figura 10 - Gráfico de comparação entre temperaturas críticas de corrosão por fresta (TCF) e por pite (TCP), com diversos AID.....	27
Figura 11 - Curvas de isocorrosão de aços inox em diferentes concentrações de ácido clorídrico.	28
Figura 12 - Processo de Fundição	30
Figura 13 - Dendrita originada do processo de solidificação.....	30
Figura 14 - Zonas de grãos equiaxiais e colunares.....	31
Figura 15 - Microestrutura de um AISD 2507 fundido (grau 5A) composta por ferrita (fase escura) e austenita (fase clara).....	31
Figura 16 - Representação esquemática em perspectiva do processo de laminação.	32
Figura 17 - Microestrutura do AISD UNS S32760. Microscopia ótica, ataque eletrolítico com solução de 40%vol de HNO_3 . 200x.....	33
Figura 18 - Virabrequim automotivo obtido por forjamento	34
Figura 19 - Forjamentos em matriz aberta e em matriz fechada	35
Figura 20 - Microestrutura de um UNS S32760 forjado e tratado isotermicamente a 1150°C por 30 minutos.....	36
Figura 21 - Diagrama de polarização para o anodo (esquerda) e para o catodo (direita).	38
Figura 22 – Estrutura molecular da tiouréia.....	39
Figura 23 – Esquema de estimulação ácida de uma rocha reservatório.....	41
Figura 24 – Inclinação das retas de Tafel	42
Figura 25 – Ensaio eletroquímico (polarização)	43
Figura 26 – Ataque eletroquímico nas amostras de condição “como recebido”......	46
Figura 27 - (a) Microscopia do material forjado com contraste e (b) sem contraste..	47
Figura 28 - Análise combinatória demonstrando as variáveis que levam a quantidade de ensaios.....	48
Figura 29 – Eletrodo de trabalho preparados.....	49
Figura 30 – Célula eletrolítica montada.....	50

Figura 31 – Banho-maria termostatzado da Nova Instruments ajustado à temperatura proposta	50
Figura 32 - Gráfico de % de fase secundária nas distintas rotas de fabricação.....	53
Figura 33 – Curvas de polarização potenciodinâmica: AISD UNS S32760 Laminado imerso em solução de HCl (15% em volume) a 60°C.	54
Figura 34 – Curvas de polarização potenciodinâmica: AISD UNS S32760 Fundido imerso em solução de HCl (15% em volume) a 60°C.	55
Figura 35 – Curvas de polarização potenciodinâmica: AISD UNS S32760 Forjado imerso em solução de HCl (15% em volume) a 60°C.	55
Figura 36 – Gráfico comparativo da Densidade de corrente X Concentração de Tioureia por rota de fabricação.....	58
Figura 37 – Gráfico comparativo da Resistência à Polarização X Concentração de Tioureia por rota de fabricação.....	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Custo gerado pela corrosão, por setor e região	13
Tabela 2 - Percentual em peso dos Elementos de Liga - UNS S32760. (Fe) balanço	27
Tabela 3 - Classificação da taxa de corrosão em milímetros por ano	44
Tabela 4 - Composições químicas dos materiais como recebidos (% em peso). (Fe) balanço.....	45
Tabela 5 - % de fase secundária no material laminado "como recebido".....	52
Tabela 6 - % de fase secundária no material fundido "como recebido"	53
Tabela 7 - % de fase secundária no material forjado "como recebido"	53
Tabela 8 – Cálculo do peso equivalente do AISD UNS S32760 Laminado.....	56
Tabela 9 – Cálculo do peso equivalente do AISD UNS S32760 Fundido	56
Tabela 10 – Cálculo do peso equivalente do AISD UNS S32760 Forjado	56
Tabela 11 – Variáveis obtidas a partir das curvas de polarização do material Laminado: HCl (15% em volume) a 60°C.....	57
Tabela 12 – Variáveis obtidas a partir das curvas de polarização do material Fundido: HCl (15% em volume) a 60°C	57
Tabela 13 – Variáveis obtidas a partir das curvas de polarização do material Forjado: HCl (15% em volume) a 60°C	58
Tabela 14 – Cálculo da eficiência de inibição de corrosão da tiouréia em diferentes concentrações em material laminado.....	59
Tabela 15 – Cálculo da eficiência de inibição de corrosão da tiouréia em diferentes concentrações em material Fundido	60
Tabela 16 – Cálculo da eficiência de inibição de corrosão da tiouréia em diferentes concentrações em material Forjado	60

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E ACRÔNIMOS

- **AID:** Aço Inoxidável Duplex
- **AISD:** Aço Inoxidável Superduplex
- **AMPP:** Association for Materials Protection and Performance
- **ASTM:** American Society for Testing and Materials
- **CdC:** Custo de Corrosão
- **CE:** Contra Eletrodo
- **CrN:** Nitreto de Cromo
- **Ecorr:** Potencial de corrosão
- **E_e:** Eficiência de inibição de corrosão
- **ER:** Eletrodo de Referência
- **EW:** Massa equivalente
- **ET:** Eletrodo de Trabalho
- **f_i:** Fração de massa dos elementos da liga metálica;
- **Icorr:** Densidade de Corrente de corrosão
- **Icorr_c:** Densidade de Corrente de corrosão com o uso de inibidor
- **Icorr_s:** Densidade de Corrente de corrosão sem o uso de inibidor
- **ISO:** International Organization for Standardization
- **LAMAT:** Laboratório de Materiais
- **MO:** Microscopia Ótica
- **NACE:** National Association of Corrosion Engineers
- **n_i:** Valência dos elementos da liga metálica
- **Ocp:** Potencial de circuito aberto
- **PIB:** Produto Interno Bruto
- **PREN:** Pitting Resistance Equivalent Number
- **R_p:** Resistência a polarização
- **TCF:** Temperatura crítica por fresta
- **TCP:** Temperatura crítica por pite
- **W_i:** Massa atômica dos elementos da liga metálica (g/mol).
- **α':** Fase alfa linha
- **γ:** Fase austenita

- γ_2 : Fase austenita secundária
- σ : Fase sigma
- χ : Fase chi
- δ : Fase ferrita

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX (AID) E SUPERDUPLEX (AISD).....	15
2.1.1 Elementos de Liga e seus Efeitos.....	16
2.2 METALURGIA FÍSICA DOS AID E AISD	18
2.2.1 Principais fases secundárias.....	20
2.3 RESISTÊNCIA A CORROSÃO DOS AID E AISD	25
2.3.1 Corrosão	25
2.4 O AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32760.....	27
2.5 EFEITOS DOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO	29
2.5.1 Processo de fundição	29
2.5.2 Processo de Laminação	32
2.5.3 Processo de Forjamento.....	33
2.6 INIBIDORES DE CORROSÃO	36
2.7 APLICAÇÃO E CLASSIFICAÇÃO DOS INIBIDORES DE CORROSÃO	36
2.8 TIOURÉIA E DERIVADOS.....	38
2.9 ÁCIDO CLORÍDRICO (ESTIMULAÇÃO ÁCIDA)	40
2.10 ENSAIO DE POLARIZAÇÃO.....	41
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	45
3.1 MATERIAL	45
3.2 MICROSCOPIA ÓTICA (MO)	45
3.3 ENSAIO ELETROQUÍMICO (POLARIZAÇÃO).....	47
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
4.1 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA (MO).....	52
4.2 ENSAIOS DE POLARIZAÇÃO.....	54
5 CONCLUSÕES	61
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	62
REFERÊNCIAS.....	63

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) são amplamente utilizados no setor offshore e na indústria de óleo e gás em geral, devido à necessidade de materiais com propriedades superiores de resistência mecânica e à corrosão, especialmente em função de sua aplicação em ambientes altamente corrosivos.

Em paralelo à seleção de materiais mais resistentes à corrosão, diversas indústrias têm buscado mitigar os efeitos desse fenômeno por meio do uso de inibidores, que vêm se destacando como uma solução eficaz. Essas substâncias têm contribuído para o aumento da vida útil dos equipamentos e para a redução de paradas não programadas. No entanto, é necessário ponderar se o custo de utilização do produto excede as perdas geradas pelo processo corrosivo.

A corrosão, de acordo com relatório da NACE AMPP (2016) no ano de 2013 do relatório, obteve um impacto econômico na indústria de aproximadamente U\$1,5 trilhões, que na época era o equivalente a 3,4% do Produto Interno Bruto (PIB) mundial, como pode ser visto na Tabela 1 que quantifica o custo da corrosão (CdC) de acordo com região econômica. Este elevado custo mostra, através de números, a necessidade existente de procurar alternativas de mitigação dos danos causados pela corrosão, um problema enfrentado globalmente.

Tabela 1 - Custo gerado pela corrosão, por setor e região

Região Econômica	Agricultura CdC US\$ bilhões	Indústria CdC US\$ bilhões	Serviços CdC US\$ bilhões	CdC total US\$ bilhões	PIB total US\$ bilhões	CdC % PIB
Estados Unidos	2.0	303.2	146.0	451.3	16,72	2.7%
Índia	17.7	20.3	32.3	70.3	1,67	4.2%
Região Europeia	3.5	401	297	701.5	18,331	3.8%
Mundo Árabe	13.3	34.2	92.6	140.1	2,789	5.0%
China	56.2	192.5	146.2	394.9	9,33	4.2%
Rússia	5.4	37.2	41.9	84.5	2,113	4.0%
Japão	0.6	45.9	5.1	51.6	5,002	1.0%
4 Tigres Asiáticos + Macau	1.5	29.9	27.3	58.6	2,302	2.5%
Resto do Mundo	52.4	382.5	117.6	552.5	16,057	3.4%
Global	152.7	1446.7	906.0	2505.4	74,314	3.4%

Fonte: Adaptação dos autores (NACE AMPP, 2016)

Na indústria do petróleo, é comum a utilização simultânea de aços com alta resistência à corrosão e de inibidores de corrosão no contexto da estimulação ácida. Essa técnica consiste na aplicação de ácidos em formações rochosas com o objetivo de aumentar a permeabilidade e facilitar a extração do óleo. Entretanto, diversos equipamentos que entram em contato com o ácido durante esse processo podem estar sujeitos à corrosão não intencional.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a resistência a corrosão do aço inoxidável superduplex (AISD) UNS S32760 no contexto da estimulação ácida. Para isso, amostras do material, obtidas por distintas rotas de fabricação, foram submetidas a uma solução de HCl a 15%, com e sem o uso da tiouréia ($\text{CH}_4\text{N}_2\text{S}$) como inibidor de corrosão em diferentes concentrações.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo tem como objetivo apresentar de forma objetiva informações relevantes associadas ao tema, evidenciando conceitos fundamentais para o entendimento deste trabalho.

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX (AID) E SUPERDUPLEX (AISD)

De acordo com Carbó (2008), os aços inoxidáveis são ligas de ferro (Fe), carbono (C) e cromo (Cr) com um mínimo de 10,50% de Cr. Outros elementos metálicos também integram estas ligas, mas o Cr é considerado o elemento mais importante porque é o que dá aos aços inoxidáveis uma elevada resistência à corrosão. Quando expostos à atmosfera com oxigênio, formam uma camada passiva de óxidos que impedem o contato do metal base com a atmosfera agressiva. Em geral, os aços inoxidáveis apresentam uma boa resistência à corrosão em meios oxidantes devido a formação e a conservação do filme passivo. Entretanto, a resistência à corrosão destes materiais é fraca em meios redutores que não possibilitam a formação dos filmes passivos ou os destroem.

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são aços de baixo teor de carbono, ligados principalmente ao cromo (18 a 27%), níquel (4 a 7%) e molibdênio (0 a 4%), que possuem composição balanceada. Essa composição é o que permite obter uma microestrutura mista com frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita (δ) e austenita (γ). A microestrutura mista faz com que esse aço apresente uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, conferindo-lhes uma elevada resistência à corrosão sob tensão, se comparados com os aços inoxidáveis austeníticos e uma maior ductilidade, quando comparados aos aços inoxidáveis ferríticos. A sua tenacidade situa-se entre a dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, além de apresentar uma elevada tensão de escoamento que permite a fabricação de componentes com paredes finas e alta resistência mecânica, possibilitando, assim, a redução da quantidade de material (SALVADOR DAMIN; JOÃO GENEROSO; CAVILHA NETO, 2017).

Durante a década de 1980, foram desenvolvidos graus de aços duplex com ligas mais elevadas para resistir a ambientes mais agressivos. Os chamados

superduplex contêm cerca de 25%Cr, 6-7% Ni, 3-4%Mo, 0.20-0.3%N, 0-2%Cu e 0-2%W. Na fabricação de ligas superduplex, os fabricantes de aço tiveram o cuidado de equilibrar os elementos formadores Cr e Ni, e adicionaram níveis mais elevados de Nitrogênio. Estes dois fatores conferem aos aços estabilidade térmica durante o processo de soldagem e uma elevada resistência. Por outro lado, maiores teores destes elementos de liga podem promover a precipitação intermetálica, acarretando perdas nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão. Mas este fenômeno deletério pode ser evitado através de um bom controle do processo e da prática do tratamento térmico de solubilização, e limitando o aporte térmico e as temperaturas de interpasse durante a soldagem (GUNN, 2003).

2.1.1 Elementos de Liga e seus Efeitos

Os AID e AISD são ligas Fe-Cr-Ni, apresentando uma microestrutura mista de ferrita e austenita, cuja quantidade exata das fases varia de acordo com diferentes fatores, dentre eles, os elementos de liga.

Cada componente químico possui uma característica própria, podendo influenciar tanto positivamente quanto negativamente a depender de rotas de fabricação e tratamentos térmicos, por exemplo.

A seguir, de forma objetiva, são apresentadas as principais características de alguns elementos de liga relevantes para o estudo.

O **Cromo (Cr)** é um dos principais componentes na composição de um aço inoxidável pois é essencial para formação da camada passiva, fenômeno que gera a elevada resistência à corrosão, possuindo também papel fundamental na estrutura duplex, estabilizando a ferrita. No entanto, o cromo é um metal duro e frágil, e no caso dos AID e AISD, devido a sua alta presença na composição química deste tipo de aço, pode ocasionar perda de propriedades mecânicas, maleabilidade e soldabilidade (BLAU et al., 1998), além de aumentar a tendência de precipitar fases deletérias, como a Fase Sigma (σ), por exemplo.

Utiliza-se apenas o mínimo necessário de **Níquel (Ni)** para atingir as propriedades desejadas, devido ao seu alto custo. Desempenha papel fundamental na estabilização da fase austenítica de aços inoxidáveis duplex (TÓTH et al., 2022). Como consequência da austenita estável, e por ser um metal maleável, o Níquel

promove melhorias significativas nas propriedades mecânicas e características de fabricação, fazendo com que o aço em questão se torne mais fácil de trabalhar, no entanto, em uma faixa de 8-10% pode acabar causando uma queda na resistência a corrosão sob tensão (BLAU et al., 1998).

Já o **Silício (Si)** é adicionado para melhorar a resistência a oxidação em altas temperaturas, melhorar a resistência à corrosão sob tensão e a resistência a ácidos (BLAU et al., 1998). Por ser um elemento muito duro e pouco solúvel, confere dureza aos aços.

O **Manganês (Mn)** é um metal duro e frágil, conferindo dureza a liga metálica. Desempenha papel de estabilizar a austenita, trabalha junto ao Níquel, substituindo-o parcialmente, permitindo que a quantidade de Ni seja menor, diminuindo assim, o custo de produção do aço. Portanto muitas das características atribuídas o Níquel, podem ser compartilhadas com o Manganês (NILSSON, 1992).

Enquanto isso o **Molibdênio (Mo)**, trabalhando em conjunto com o Cromo, desempenha papel fundamental em estabilizar a camada passiva na presença de cloretos (BLAU et al., 1998). Ainda segundo a referência citada, é muito efetivo em aumentar a resistência a corrosão por pites e por frestas. Atua como estabilizador da ferrita. Porém, em AID e AISD, pode compor algumas fases deletérias que reduzem a resistência a corrosão e fragilizam estes aços.

O **Nitrogênio (N)** é essencial em ligas duplex pois estabiliza a austenita, além de reduzir a segregação de cromo e molibdênio, e aumentar a resistência à corrosão da microestrutura austenítica (BLAU et al., 1998). Seu uso visa diminuir também a quantidade de Níquel necessário para liga, porém seu uso em excesso pode ocasionar a formação de nitreto de cromo, além de compor fases deletérias, que podem comprometer a resistência à corrosão e tenacidade do aço.

O **Cobre (Cu)**, nos aços AID e AISD, pode ser adicionado para melhorar a resistência à corrosão para ácido sulfúrico (BLAU et al., 1998). Por ser um metal dúctil e maleável, melhorar características tais quais, limite de escoamento e de resistência, mas se usados em excesso pode compor fases deletérias. Desempenha papel importante para estabilizar a austenita.

Por fim, o **Tungstênio (W)** auxilia na estabilização de ferrita nos AID e AISD, além de favorecer a retenção do cobre, evitando que ele precipite formando fases

deletérias. Melhora a resistência a tração e abrasão, além de elevar a resistência a ácidos (NILSSON, 1992).

2.2 METALURGIA FÍSICA DOS AID E AISD

A proporção ideal de ferrita e austenita nos aços inoxidáveis duplex e super duplex fica próxima aos 50% de cada, proporcionando equilíbrio entre as propriedades da ferrita, boa resistência mecânica, ductilidade e resistência à corrosão combinada à alta tenacidade e ductilidade da austenita (LOPES et al., 2018).

Na Figura 1, pode-se ver a microestrutura típica deste tipo de material, onde as partes escuras representam a ferrita (δ), enquanto as partes claras a austenita (γ).

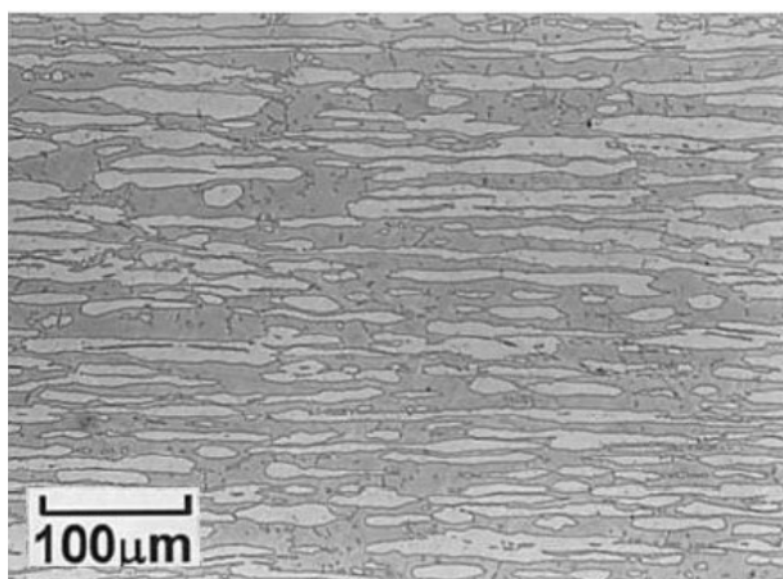


Figura 1 - Microestrutura de um aço duplex (CHEN; YANG, 2001)

Neste tipo de aço, primeiramente há a formação da matriz ferrítica, à qual transformação ocorre em altas temperaturas, seguido da formação de núcleos de austenita a partir dos contornos de grãos da ferrita, seguindo para o interior deles ao longo da direção cristalográfica preferencial. A Figura 2 retrata o início processo descrito acima.

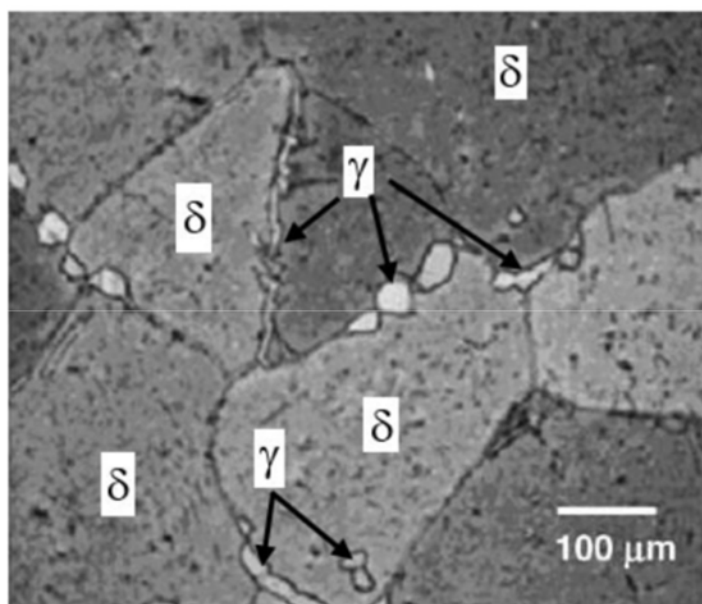


Figura 2 – Início da transformação austenítica. Amostra solubilizada a 1300°C (GHOSH; MONDAL, 2008)

A transformação da parte da ferrita (δ) em austenita (γ) se dá, geralmente, em temperaturas abaixo de 1300°C, mas, a composição química tem papel importante, podendo variar a temperatura em que esta transformação ocorre, vide Figura 3, onde pode-se ver como pequenas mudanças no teor de Ni e Cr influenciam significativamente a quantidade de cada fase.

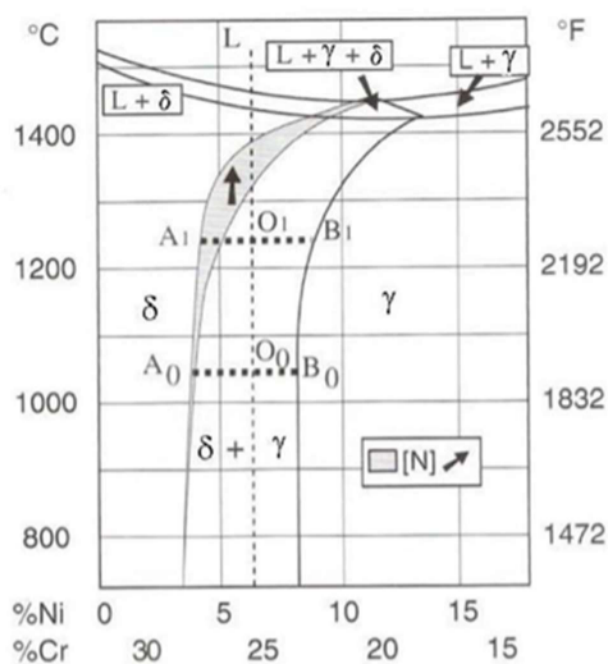


Figura 3 - Diagrama de fase ternária Fe-Cr-Ni a 68% de Fe (IMOA, 2012)

Portanto, é necessário um rigoroso controle durante o processo de fabricação dos AID e AISD, visando evitar a formação de fases secundárias indesejáveis, além de manter proporções volumétricas entre as fases ferrita e austenita (LEITE, 2009).

2.2.1 Principais fases secundárias

Além de ferrita e austenita existe uma ampla variedade de fases secundárias indesejáveis que podem se formar na faixa de temperatura entre 300 e 1000°C nos AID e AISD por conta de tratamentos térmicos executados incorretamente e de envelhecimento isotérmico nas condições de serviço. Essa condição ocorre principalmente por consequência da instabilidade da ferrita. As seguintes fases podem ser encontradas (Fase sigma, Cr₂N, CrN, austenita secundária, Fase Chi, Fase-R, M₇C₃ e M₂₃C₆). Na Figura 4 é possível observar as curvas C que denotam as faixas de formação de algumas fases secundárias. Na seção a seguir serão abordadas as fases mais relevantes (NILSSON, 1992).

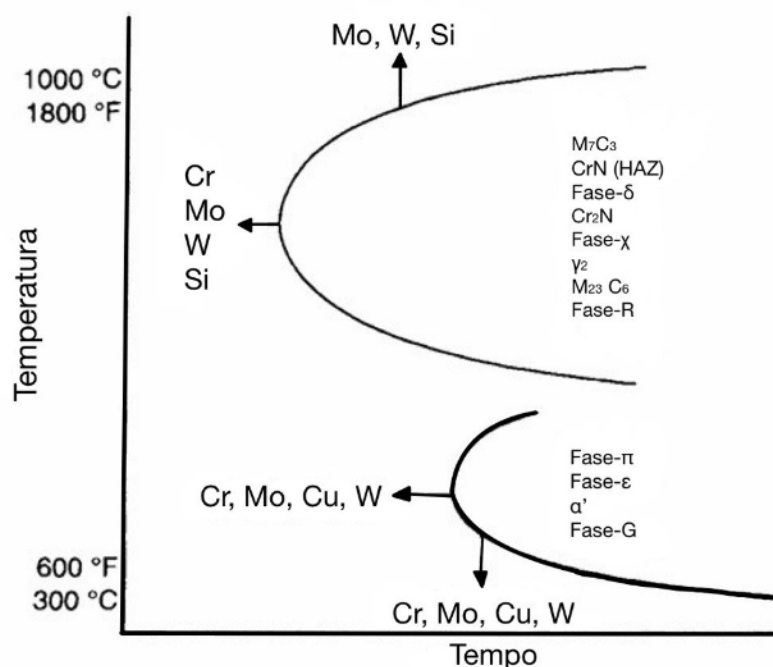


Figura 4 – Diagrama TTT esquemático, mostrando as fases decorrentes em AID e AISD
Fonte: Adaptação dos autores (GUNN, 2003)

Austenita secundária (γ_2)

A austenita secundária (γ_2) é uma fase que pode ter a formação relativamente rápida, e pode se formar por mecanismos de decomposição distintos, a depender da temperatura a que o aço é submetido. Na faixa de temperatura de 650-800°C ela tende a se formar de forma mais rápida, e apesar de apresentar teor de nitrogênio mais elevado em relação a matriz ferrítica, apresenta Cr e N significativamente inferiores a austenita primária. Entre 700 e 900°C a austenita secundária pode precipitar em forma eutetóide de $\gamma_2 + \delta$. Ambas as formas de precipitação deixam a matriz suscetível a corrosão por pites (GUNN, 2003).

Os AID, abaixo da temperatura solidus, são totalmente ferríticos e, durante o resfriamento, são nucleadas ilhas de austenita primária (γ), entretanto, se o processo de resfriamento for muito rápido, a nucleação da austenita primária (γ) poderá ser prejudicada, obtendo-se uma estrutura com teor elevados de ferrita (δ), e, devido a um reaquecimento que pode ocorrer durante tratamento térmico, processo de soldagem, ou durante o serviço em temperaturas elevadas, forma-se o precipitado de austenita secundária (γ_2) partir desta estrutura metaestável rica em ferrita (δ) (LONDOÑO, 2001). A Figura 5 apresenta a austenita secundária formada após uma soldagem multipasse.

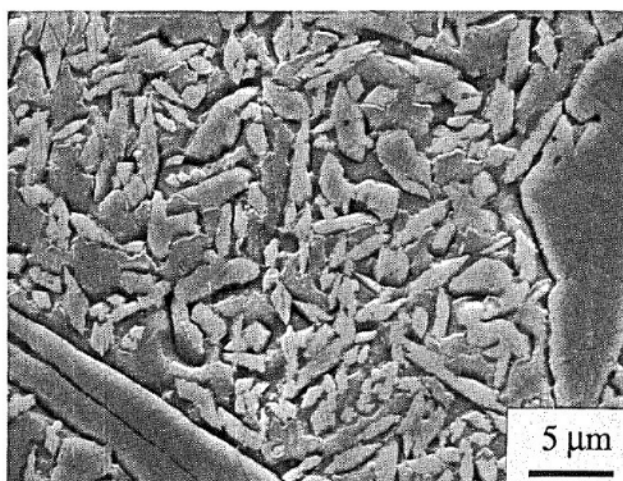


Figura 5 - Austenita secundária formada após soldagem multipasse (NILSSON, 1992)

Fase Sigma (σ)

Segundo Gunn (2003), a faixa de temperatura de formação da fase sigma (σ) depende da composição química da liga, porém geralmente está compreendida na faixa entre 600 e 950°C. De acordo com Magnabosco (2001), a fase sigma é rica em

cromo e molibdênio, levando ao empobrecimento das regiões onde se forma, além disso, apresenta elevada dureza e fragilidade e sua presença é indesejável nos aços duplex e superduplex por comprometer tanto a resistência à corrosão quanto a tenacidade.

Essa fase, pode precipitar em grande parte dos AID, essa situação é acentuada no caso dos AISD por conta seu alto teor de Cr e Mo. A precipitação ocorre frequentemente em junções triplas ou na interface austenita ferrita afetando negativamente a ductilidade tanto a quente quanto em temperatura ambiente (NILSSON, 1992). A Figura 6 apresenta o crescimento da fase sigma e simultânea formação da fase chi.

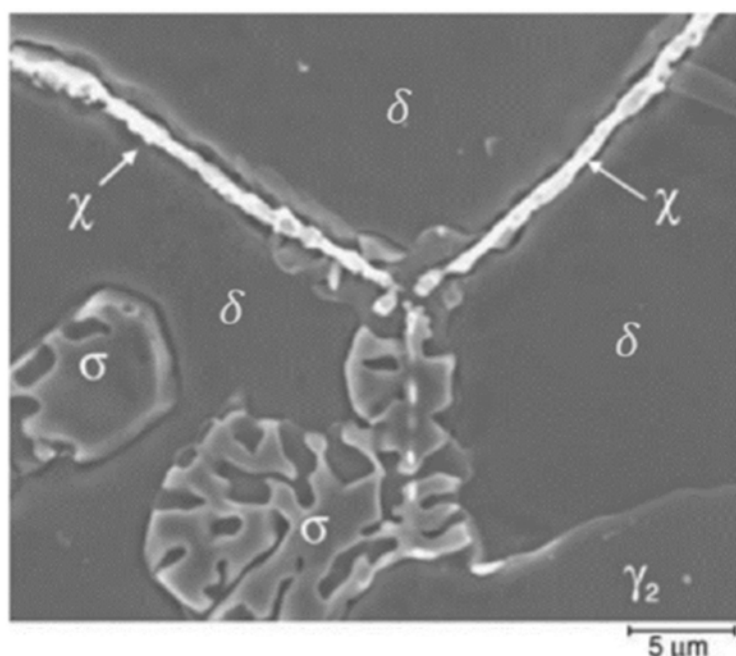


Figura 6 - Formação da fase chi e crescimento da fase sigma em um AID (OLIVEIRA, 2014)

Fase Chi (χ)

Segundo Nilsson (1992), a fase chi é formada na faixa de temperaturas entre 700 e 900°C e é comum que haja confusão entre as fases chi e sigma devido ao seu efeito adverso na dureza e nas propriedades de resistência a corrosão do material, além de sua precipitação em faixas similares, porém, a fase chi normalmente está presente em quantidade menores que a fase sigma. Por conta de seu menor volume, a fase chi é considerada menos importante que a fase sigma em sua influência nas propriedades do material, mas seus efeitos não podem ser desprezados.

Gunn (2003) relata que essa fase, assim como a fase sigma, se forma comumente na interface austenita-ferrita e dentro da ferrita. Por conta das

similaridades entre essas fases e por frequentemente coexistirem torna-se difícil o estudo de suas influências de forma segregada. Na Figura 7 é possível observar a formação da fase chi na interface austenita ferrita.

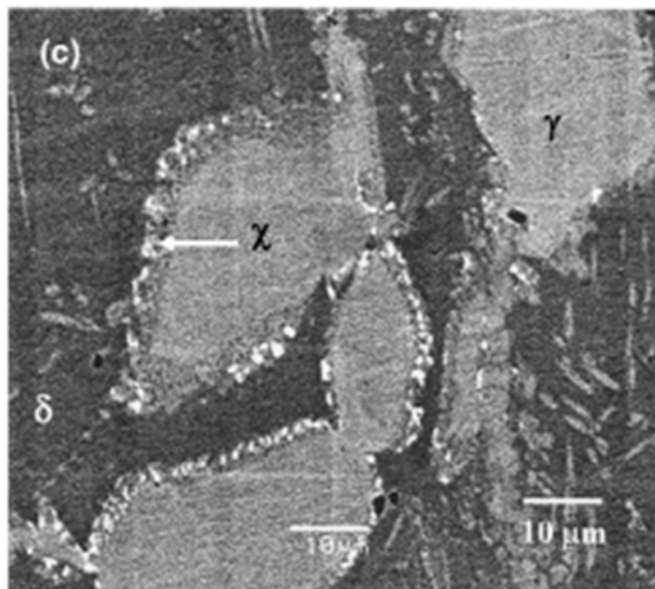


Figura 7 - Fase chi (χ) na interface austenita ferrita (GHOSH; MONDAL, 2008)

Nitretos de cromo (Cr_2N e CrN)

Segundo Gunn (2003), o nitrogênio é adicionado às ligas duplex para estabilização da austenita, melhoria da resistência mecânica e da resistência à corrosão. Como a solubilidade desse elemento é consideravelmente maior na austenita que na ferrita, acima da temperatura de recozimento (1040°C), quando a estrutura é completamente ferrítica, a solubilidade do nitrogênio na ferrita é elevada e vai diminuindo conforme o resfriamento, que quando ocorre de forma rápida, levando a formação do nitreto intragranular em forma de agulhas alongadas de dureza elevada que subtraem cromo da matriz deixando suscetível a corrosão por pites, que pode ocorrer em processos de soldagem.

A temperatura de precipitação desses nitretos ocorre na faixa entre 700 e 900°C e é mais comum de ocorrer em situações de resfriamento rápido, podendo também ocorrer em situações de exposição isotérmica na faixa de precipitação correspondente, nesses casos a formação do nitreto tende a ocorrer na região intergranular da interface ferrita-ferrita (NILSSON, 1992).

Carbetos ($M_{23}C_6$ e M_7C_3)

A maioria dos AID apresentam baixas quantidades de carbono, menos de 0.03%. Porém, por conta da alta mobilidade do carbono, os carbeto tendem a precipitar antes das demais fases (ARMAS et al., 2009). Quando os teores de carbono forem menores que 0,02%, dificilmente irá ocorrer a precipitação dos carbeto do tipo $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 (GUNN, 2003).

Os carbeto de cromo M_7C_3 se formam na faixa de temperatura entre 950 e 1050°C (NILSSON, 1992). A formação dessa fase ocorre principalmente nas interfaces ferrita-austenita (δ/γ), resultando em uma queda da resistência à corrosão dos aços, nessa região devido ao cromo removido. Essa fase pode ser evitada controlando o resfriamento do aço, para isso é necessário garantir que durante o processo de tratamento térmico, que o tempo de exposição máximo a faixa de temperatura de precipitação seja menor que 10 minutos (GUNN, 2003).

A precipitação dos carbeto $M_{23}C_6$ ocorre predominantemente na faixa entre 900 e 700°C para curtos períodos de exposição, porém pode ocorrer também na faixa entre 700 e 550°C mediante a exposição mais longa. A precipitação dessa fase também ocorre preferencialmente na interface ferrita-austenita removendo cromo da região onde se forma e, portanto, podendo sofrer com pites (ARMAS et al., 2009). A Figura 8 apresenta os carbeto $Cr_{23}C_6$ precipitados na interface δ/γ em um AID envelhecido.

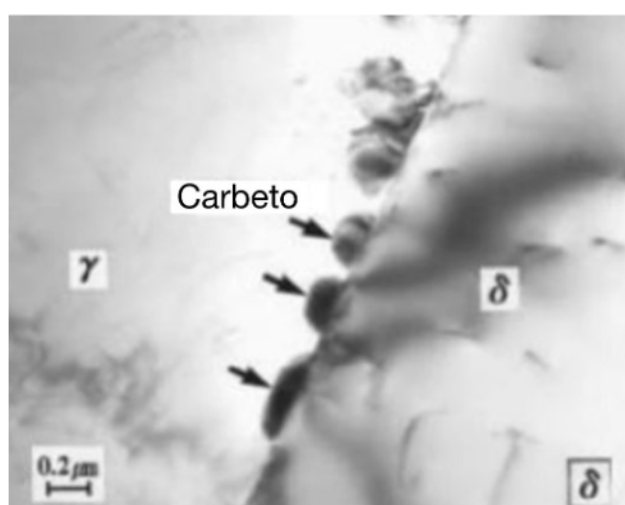


Figura 8 - MET de $Cr_{23}C_6$ precipitados na interface δ/γ em um SAF 2205 envelhecido por 30 min a 800°C

Fonte: Adaptação dos autores (OLIVEIRA, 2014)

2.3 RESISTÊNCIA A CORROSÃO DOS AID E AISD

Segundo Gunn (2003), a resistência a corrosão dos aços inoxidáveis é definida pela capacidade do aço formar, e manter sob serviço, uma camada passiva. Esta capacidade é o que torna os aços duplex um aço mais preferível para aplicações em alto nível de severidade.

Além do baixo teor de carbono, o alto teor de elementos de liga, como o Cr, Ni e Mo, e a estrutura duplex são fatores essenciais para atingir a propriedade desejada. No entanto a resistência à corrosão dos aços de estrutura duplex, ainda pode variar dentro da família. O Cromo é um elemento de liga que concede, dentre outras propriedades, resistência em ambientes contendo ácidos oxidantes, enquanto o Ni e o Mo resistência a ambientes com ácidos redutores (IMOA, 2012), ou seja, a variação da composição química dos aços resulta em diferentes níveis de resistência a corrosão (NICKEL INSTITUTE, 2020).

2.3.1 Corrosão

Conforme Gentil (1996), de forma difundida e universalmente aceita, pode-se definir corrosão como a deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio onde ele está inserido, aliado ou não a esforços mecânicos, sendo ela um processo espontâneo, constantemente transformando o metal, degenerando sua durabilidade e desempenho.

Em virtude do objetivo deste trabalho, dentre os diversos tipos de corrosão existentes, a seguir serão abordados os tipos pertinentes para a pesquisa.

A corrosão por pites, segundo Gentil (1996), ocorre em pontos, ou pequenas áreas localizadas na superfície metálica, produzindo pites.

Ainda conforme a última referência citada, pites são cavidades que apresentam o fundo de forma angulosa e profundidade geralmente maior que seu diâmetro. Na Figura 9, pode-se visualizar diferentes tipos de pite.



Figura 9 – Variadas formas de pite.
Fonte: Adaptação dos autores da (ASTM G46-21, 2021).

Esse processo ocorre, no caso dos AID e AISD, em aplicações mais severas de temperatura e pressão, e consiste na quebra da camada passiva.

Vale ainda pontuar que a alta resistência a corrosão já anteriormente citada, pode ser estimada através do índice equivalente de resistência ao pite – *Pitting Resistance Equivalente Number* (PREN), apresentado na Equação 1. De acordo com Gunn (2003), a equação visa descrever a relação entre o teor dos elementos de liga e a resistência à corrosão. Os AISD apresentam valor de PREN superior a 40 (PARDAL et al., 2013).

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

A equação supracitada é amplamente utilizada, no entanto para AISD mais novos, tal qual o próprio UNS S32760, cuja presença de Tungstênio ocorre, o valor de PREN pode ser obtido mais precisamente através da Equação 2.

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

Já a corrosão por frestas, ocorre de forma localizada em pequenos espaços livres, onde o fluido escoar com dificuldades, como uma ligação roscada por exemplo, em regiões onde haja impurezas na superfície do metal ou em pontos de contato entre materiais metálicos e não metálicos (GENTIL, 1996).

Vale pontuar que a temperatura crítica onde ocorre corrosão por fresta é próximo da temperatura onde ocorre corrosão por pite, como pode ser visto na Figura 10, portanto, sendo possível relacionar ambos os tipos de resistência a estas corrosões.

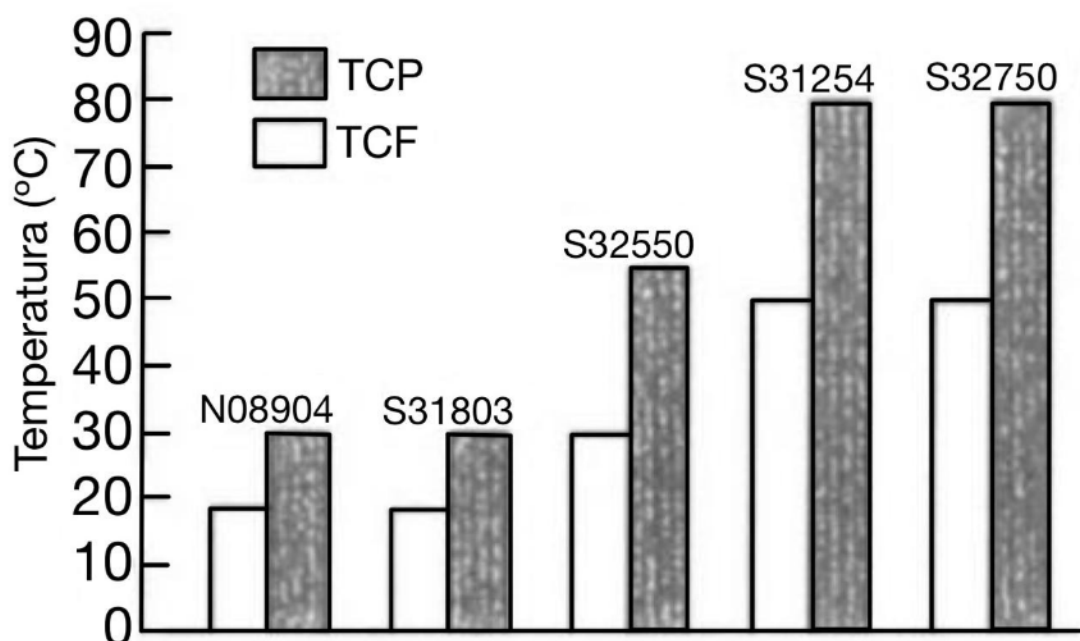


Figura 10 - Gráfico de comparação entre temperaturas críticas de corrosão por fresta (TCF) e por pite (TCP), com diversos AID
Fonte: Adaptação dos autores (GUNN, 2003).

2.4 O AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32760

O aço UNS 32760 se enquadra na família dos AISD, com alto teor de liga, conferindo uma excelente resistência mecânica e resistência a corrosão. Seus percentuais específicos de composição química podem ser encontrados na Tabela 2.

Tabela 2 - Percentual em peso dos Elementos de Liga - UNS S32760. (Fe) balanço

UNS S32760	Composição Química (%)										
Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Mo	Cu	W
Valores	0,03	1	0,03	0,01	1	24-26	6-8	0,2-0,3	3-4	0,5-1	0,5-1

Fonte: Adaptado de (ASTM A479/A479 M, 2012)

As baixas porcentagens de fósforo e enxofre apresentadas no material devem-se a necessidade do controle desses elementos, uma vez que níveis

superiores aos apresentados podem promover a precipitação indesejada de outras fases.

Assim como apresentado anteriormente na seção de Metalurgia Física dos AID e AISD, o UNS S32760 segue a particularidade de sua família, apresentando equilíbrio entre as fases de ferrita e austenita, no entanto, o aspecto de sua microestrutura pode variar de acordo com o processo de fabricação aplicado, assunto que será aprofundado no tópico subsequente.

Conforme Gunn (2003), o aço tema de pesquisa neste trabalho apresenta resistência à corrosão superior as demais ligas super duplex, quando submetido a ambientes com altas concentração de ácido clorídrico (HCl), por conta da presença de Cu e W, como mostra a Figura 11.

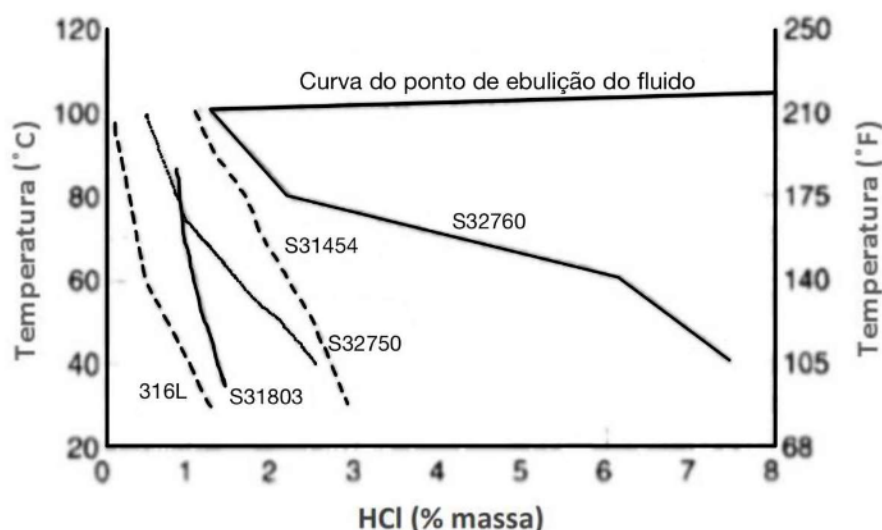


Figura 11 - Curvas de isocorrosão de aços inox em diferentes concentrações de ácido clorídrico.

Fonte: Adaptação dos autores (GUNN, 2003)

No que diz respeito aos tratamentos térmicos que podem ser realizados neste aço, destaca-se a solubilização que possibilita não só a dissolução das fases como também o ajuste nas frações volumétricas das fases δ e γ (LOPES et al., 2018).

Quanto a corrosão, o UNS S32760 tem como uma de suas principais características sua alta resistência a corrosões por pite, mas quando submetido a ambientes com altas temperaturas e pressões, podem surgir pites. Ademais, vale ressaltar também a excelente resistência a corrosão por fresta, a corrosão sob tensão na presença de cloretos e ácidos e corrosão por fadiga (GUNN, 2003).

2.5 EFEITOS DOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

As condições de corrosão para aplicações offshore tornam a aplicação de aços carbono muitas vezes proibitiva, nesse cenário as ligas de AID e AISD, possuem boas propriedades mecânicas aliadas a um excelente comportamento em relação a corrosão. A combinação destes fatores favorece a sua utilização em equipamentos de processo com pequenas espessuras de parede, em relação a outros tipos de aços inoxidáveis, gerando redução economia na fabricação e no peso do equipamento fabricado, sendo aplicado em poços, linhas de fluxo, umbilicais, recipientes de processo e componentes mecânicos como bombas, compressores e válvulas (GUNN, 2003).

No presente trabalho, foi utilizado o AISD UNS S32760, obtidos por três diferentes rotas de processamento: fundição, forjamento e laminação. De acordo com Gunn (2003), os AID e AISD fundidos e trabalhados tem frações volumétricas equivalentes de ferrita (δ) e austenita (γ), porém, componentes trabalhados apresentam uma textura característica proveniente do tipo de deformação plástica submetida, podendo promover alterações nas propriedades mecânicas, como a tenacidade e a resistência mecânica. Em casos em que ocorrem grandes níveis de deformação plástica podem afetar proporção entre a ferrita e austenita.

2.5.1 Processo de fundição

De acordo com Groover (2014), fundição é um processo no qual o metal fundido flui pela força da gravidade, ou por ação de outra força, num molde em que ele solidifica com a forma da cavidade do molde. O termo fundido é aplicado ao componente ou peça obtido por esse processo. A Figura 12 está demonstrando o processo descrito.



Figura 12 - Processo de Fundição (IMPÉRIO DOS METAIS, 2025).

A maioria das peças tem como processo de fabricação inicial a fundição, porque, além de permitir a obtenção de peças com formas praticamente definitivas, possibilita a fabricação dos chamados lingotes, os quais serão posteriormente submetidos a processos de conformação mecânica e transformados em formas definitivas (CHIAVERINI, 1986).

Quando em estado líquido, os átomos do metal ficam dispostos de forma desordenada, realizar o vazamento do metal, a elevada diferença de temperatura entre a superfície mais fria do molde faz com que a solidificação inicie nessa interface formando estruturas regulares, chamadas de dendritas, que crescem em direção ao centro do metal, que, ao se unirem a outra dendrita tem seu crescimento interrompido, dando origem aos contornos de grão. A Figura 13 demonstra o processo de formação e crescimento das dendritas (CHIAVERINI, 1986; GROOVER, 2014).

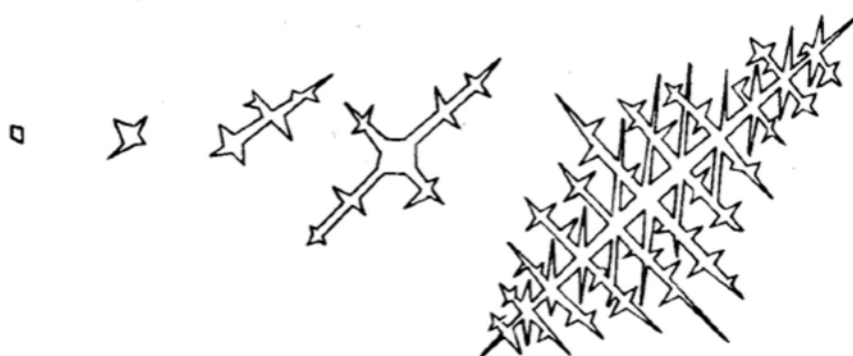


Figura 13 - Dendrita originada do processo de solidificação (CHIAVERINI, 1986)

Esse crescimento gera grãos alongados com direção perpendicular as paredes do molde conhecidos como grãos colunares, conforme o gradiente térmico diminui, ao se aproximar do centro do molde, a estrutura dos grãos passa a adotar um formato equiaxial e menor, favorecendo a resistência mecânica, essa descrição caracteriza a zona de grãos equiaxiais, a Figura 14 representa como é o efeito descrito (CHIAVERINI, 1986; GROOVER, 2014).

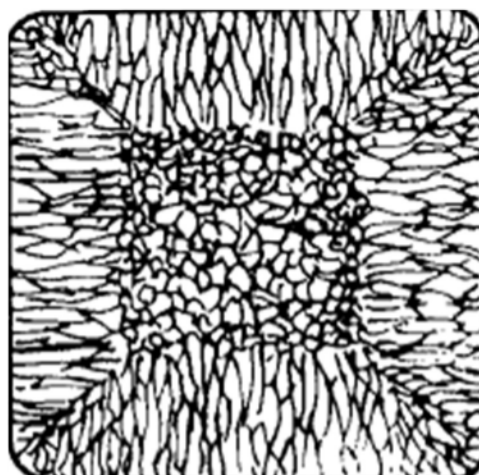


Figura 14 - Zonas de grãos equiaxiais e colunares (CHIAVERINI, 1986)

Os AID e AISD apresentam uma estrutura totalmente ferrítica no início da solidificação, ao longo do resfriamento e solidificação, ocorre o surgimento das ilhas de austenita, dando origem a estrutura duplex, com uma microestrutura com aspecto típica de AID e AISD fundidos, como pode ser visto na Figura 15 (LONDOÑO, 2001).

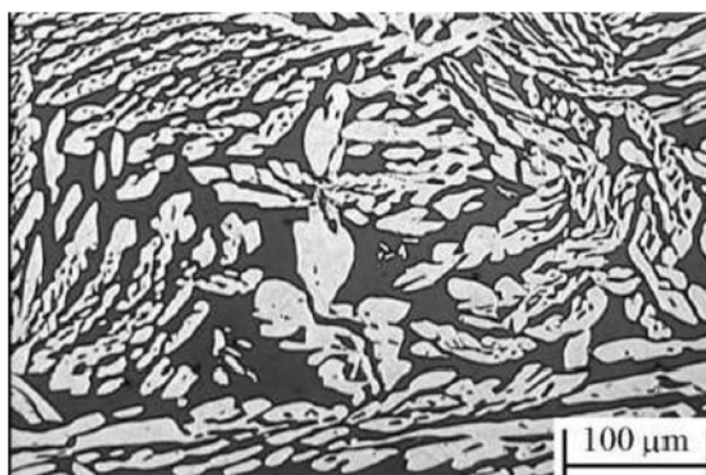


Figura 15 - Microestrutura de um AISD 2507 fundido (grau 5A) composta por ferrita (fase escura) e austenita (fase clara) (MATIAS et al, 2017).

2.5.2 Processo de Laminação

Segundo Groover (2014), a laminação é um processo de conformação no qual a espessura do metal é reduzida por esforços compressivos exercidos por meio de dois cilindros, onde os cilindros giram para puxar e, ao mesmo tempo, comprimir o material que está compreendido entre eles. O processo de laminação está representado na Figura 16.

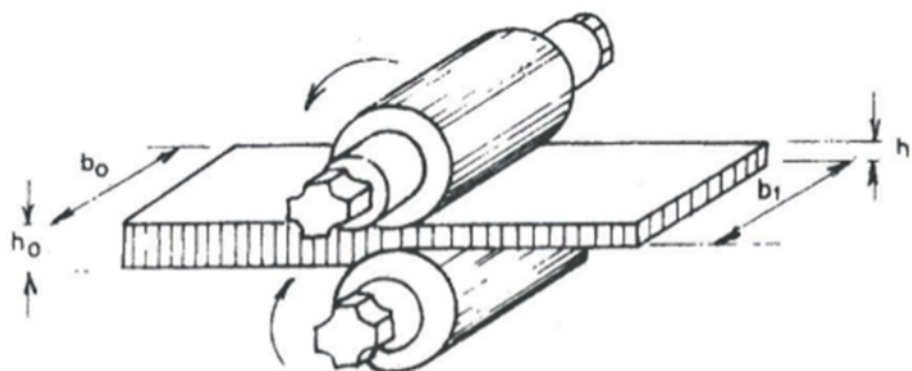


Figura 16 - Representação esquemática em perspectiva do processo de laminação (BOLANHO, 2017).

Assim como na fundição, o processo de laminação também é capaz de produzir produtos acabados como trilhos ferroviários, vigas e perfis metálicos. Entretanto, a laminação geralmente gera produtos intermediários que serão empregados como matéria-prima em outros processos de fabricação, como tarugos para forjamento e chapas para estampagem profunda e para a produção de tubos com costura (BOLANHO, 2017).

De acordo com Londoño (2001), a microestrutura de um AID laminado é formada por lamelas alternadas de ferrita e austenita, ela é formada por uma matriz de ferrita (fase escura) com ilhas alongadas de austenita (fase clara). A Figura 17 a seguir, obtida por microscopia ótica, representa a microestrutura descrita anteriormente.

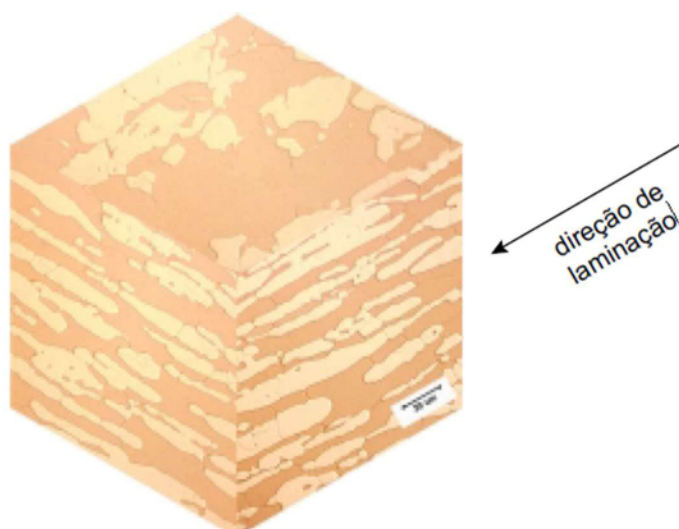


Figura 17 - Microestrutura do AISD UNS S32760. Microscopia ótica, ataque eletrolítico com solução de 40%vol de HNO₃. 200x (LONDOÑO, 2001)

2.5.3 Processo de Forjamento

Segundo Bolanho (2017), o forjamento é o processo de conformação plástica mais antigo que se tem conhecimento, iniciado com o trabalho dos ferreiros de forma braçal que utilizavam martelos e bigornas para produzir a deformação do metal, isso há séculos antes de Cristo. Depois, o processo foi mecanizado por meio do uso de máquinas desde o início da Revolução Industrial.

O forjamento é o processo de conformação no qual a peça processada é comprimida entre duas matrizes, ora por meio de impacto ou a partir de uma pressão gradativa para dar forma a peça. O equipamento que aplica uma carga de impacto para realizar o forjamento é chamado de martelo de forjar, enquanto aquele que aplica uma pressão gradativa é chamado de prensa de forjar (GROOVER, 2014). A Figura 18 apresenta um virabrequim recém forjado.



Figura 18 - Virabrequim automotivo obtido por forjamento (CANAL DA PEÇA, 2025)

Segundo Bolanho (2017), existem dois tipos principais de forjamento, no forjamento em matriz aberta ou livre, o esforço para deformação do metal se dá quando são aplicados golpes com o uso de matrizes abertas de maneira repetitiva. Já no forjamento em matriz fechada, a conformação se dá pela prensagem do material em uma matriz que possui dois lados: o superior, que é fixo no martelo da prensa e desce quando a máquina é acionada, e o inferior, que fica fixo na mesa ou bigorna da máquina. A matriz deve ser construída de acordo com o perfil da peça que será produzida, devendo, assim, apresentar cavidades de acordo com o projeto da peça. A conformação total das peças ocorre com o fechamento ou semifechamento da matriz, momento em que se atingem as maiores pressões desse tipo de processo. Os dois tipos de forjamento descritos estão representados esquematicamente na Figura 19.

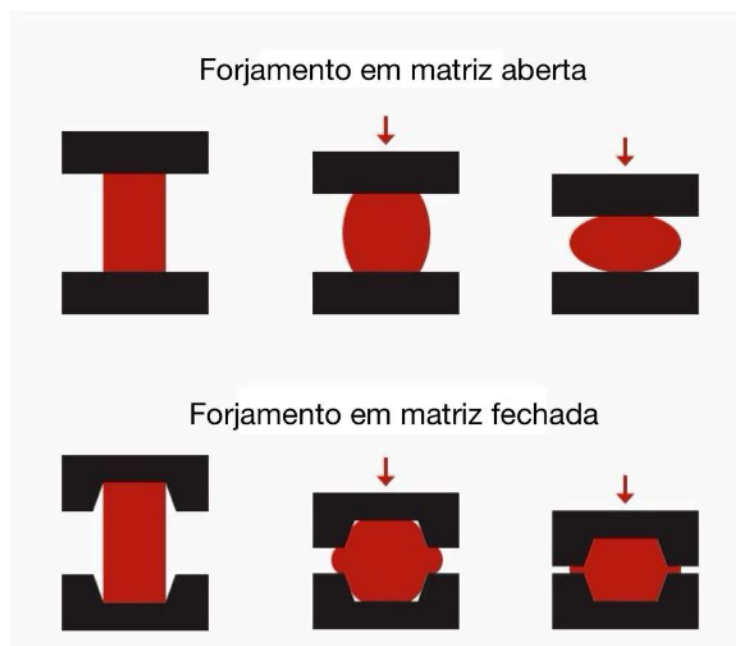


Figura 19 - Forjamentos em matriz aberta e em matriz fechada

Fonte: Adaptação dos autores (AÇOS NOBRE, 2025).

Do ponto de vista análise microestrutural, a prensagem com aplicação gradativa de pressão promove maior alteração granular com grãos arredondados e refinados devido a aplicação constante da força de compressão exercida, enquanto a prensagem por impacto promove alterações nas camadas superficiais, devido sua ação dinâmica (CHIAVERINI, 1986). A Figura 20 apresenta a microestrutura de um UNS S32760 forjado, onde é possível observar as duas fases do material ferrita e austenita com os grãos na forma característica descrita anteriormente.

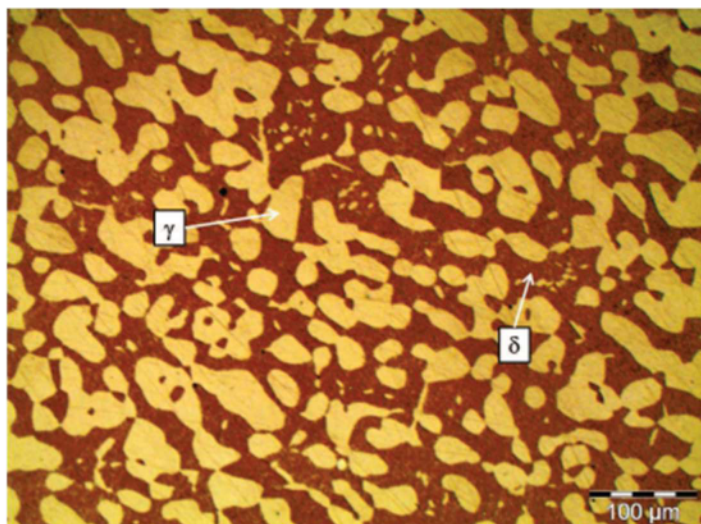


Figura 20 - Microestrutura de um UNS S32760 forjado e tratado isotermicamente a 1150°C por 30 minutos (HATWIG, 2015).

2.6 INIBIDORES DE CORROSÃO

Conforme Gentil (1996), um inibidor é uma substância, ou a mistura de mais de uma, que quando presente em concentrações adequadas, no meio corrosivo, reduz ou elimina a corrosão, ou seja, é uma forma de mitigar o problema. Ainda de acordo com o autor, substâncias com tais características são amplamente utilizadas por diversas indústrias como um dos melhores métodos para lidar com a corrosão, entregando resultados através do aumento da vida útil do equipamento e diminuição de paradas não programadas, no entanto deve-se ponderar se o custo de utilização do produto excede as perdas geradas pelo processo corrosivo.

Os inibidores atuam no material formando uma camada de proteção, podendo ainda serem adsorvido tanto física quanto quimicamente na superfície do metal, cuja sua eficácia depende de diversos fatores, sendo alguns deles, a concentração do inibidor, o pH da solução, a temperatura, a natureza do metal e as condições da superfície aplicada (KAMALI ARDAKANI; KOWSARI; EHSANI, 2020).

2.7 APLICAÇÃO E CLASSIFICAÇÃO DOS INIBIDORES DE CORROSÃO

Segundo Bijapur et al. (2023), inibidores de corrosão são aplicados em diversos segmentos da indústria, tais quais, petróleo e gás natural, infraestrutura, transporte e energia, podendo ser aplicados em metais para proteção de tubulações,

estruturas e maquinários, evitando então as consequências dos meios corrosivos nos quais estão inseridos.

Inibidores podem ser classificados de diferentes formas, baseado em sua composição, orgânicos ou inorgânicos, ou então em seu comportamento, anódico, catódico ou de adsorção (GENTIL, 1996).

Os **inibidores anódicos** atuam retardando ou impedindo reações anódicas, em linhas gerais, reagindo com a corrosão já formada, formando um filme aderente, contínuo insolúvel e de alta resistividade elétrica, na superfície do metal, elevando o potencial do metal para valores mais nobres. São divididos em duas classes, agentes oxidantes, que promovem a pacificação do metal, tal como o cromato, e os formadores de camada, que precipitam uma camada insolúvel sobre a região anódica, como hidróxidos (GENTIL, 1996). A utilização deste tipo de inibidor deve ser feita sob cautela, uma vez que uma aplicação com concentração inferior a mínima para ocorrer a inibição, acarretaria a formação de um filme não contínuo, acelerando o processo de corrosão nas regiões anódicas não protegidas (BRAGA, 2012).

Já os **inibidores catódicos** atuam reprimindo reações catódicas, gerando reações na superfície do metal, produzindo compostos insolúveis, que por sua vez formam um filme impermeável através da redução do fluxo de elétrons e da difusão do oxigênio. Este tipo de inibidor geralmente é considerado mais seguro, já que o metal, no catodo, não entra em solução, mesmo com uma concentração abaixo da mínima para cobrir toda a superfície, algo que não ocorre nos anódicos (GENTIL, 1996).

A principal diferença entre os inibidores anódicos e catódicos, para além da segurança, reside na influência que cada um exerce sobre o potencial de corrosão do material. No processo anódico o potencial é elevado para fatores mais positivos, enquanto no catódico, para valores mais negativos, como pode ser visto na Figura 21, onde a linha (a) representa a presença do inibidor, enquanto (b) a ausência, para o anodo e para o catodo, da esquerda para direita, respectivamente.

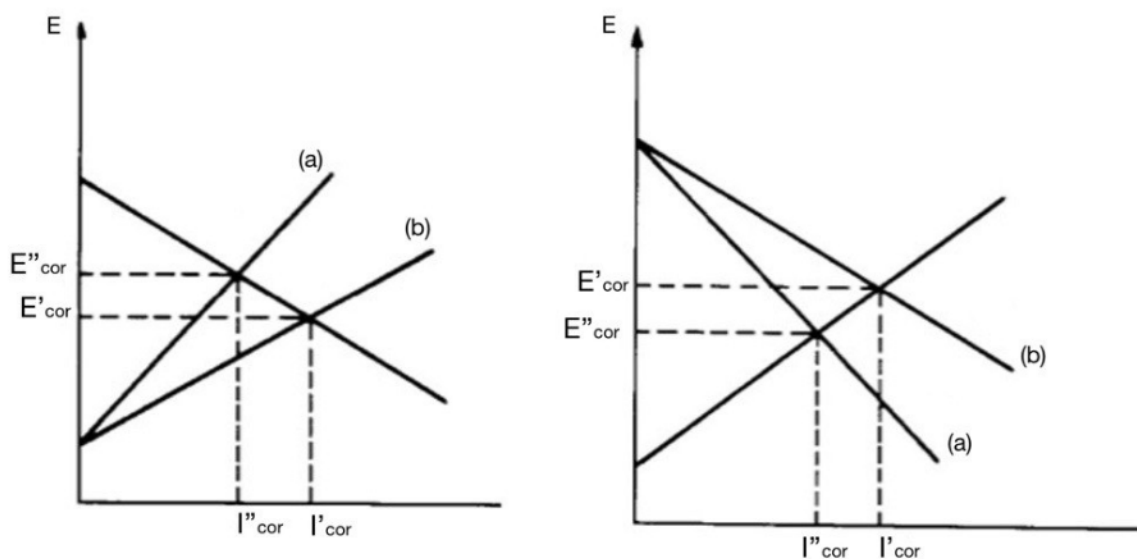


Figura 21 - Diagrama de polarização para o anodo (esquerda) e para o catodo (direita).

Fonte: Adaptação dos autores (GENTIL, 1996)

Por fim, os **inibidores de adsorção** possuem a capacidade de formar películas protetoras sobre as áreas anódicas e catódicas do metal. Dentro deste grupo de inibidores estão inclusos compostos orgânicos, fortemente polares, que permitem a formação de películas por adsorção, como oxigênio, nitrogênio e enxofre (GENTIL, 1996). Estas películas são afetadas por diversos fatores, tais como velocidade do fluido, volume, temperatura do sistema, tempo de contato entre inibidor e superfície metálica e a concentração do inibidor, embora os inibidores por adsorção sejam eficazes mesmo em pequenas concentrações, segundo Gentil (1996). Um outro exemplo de inibidor de adsorção orgânico é a Tiouréia, composto utilizado como material nesta pesquisa.

2.8 TIOURÉIA E DERIVADOS

A tiouréia é um composto organosulfurado com a fórmula $\text{CH}_4\text{N}_2\text{S}$. É estruturalmente semelhante à ureia, exceto que o átomo de oxigênio é substituído por um átomo de enxofre, mas as propriedades da ureia e da tiouréia diferem significativamente (LOTO; LOTO; POPOOLA, 2012). A estrutura molecular da tiouréia está representada na Figura 22.

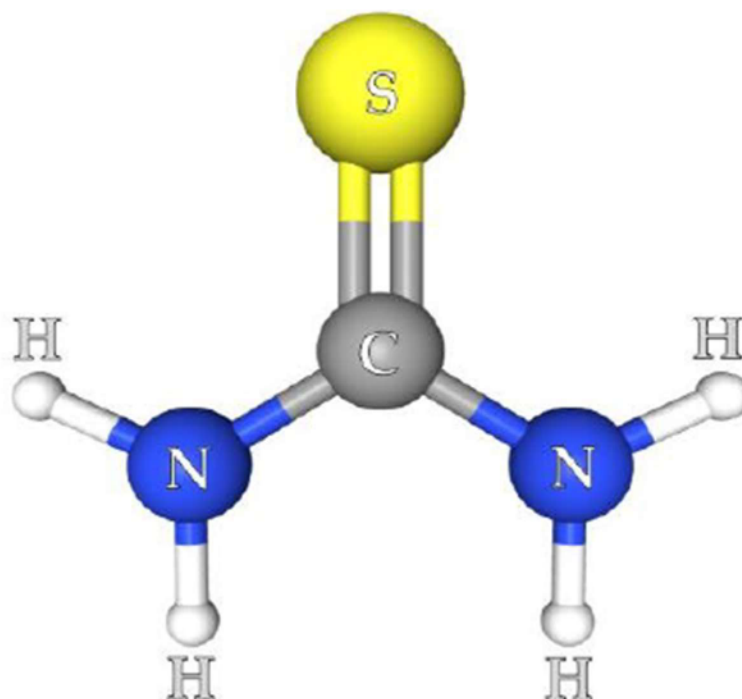


Figura 22 – Estrutura molecular da tiouréia (IVASHCHYSHYN et al., 2022)

Oliveira et al. (2015) destacam que o desenvolvimento de novos inibidores de corrosão derivados de fontes neutras, adaptados para serem adições não tóxicas, é considerado de importância fundamental. Os compostos que contêm grupos tiocarbonilo (por exemplo, tiouréia) geralmente mostram maior eficiência na inibição da corrosão em comparação com espécies químicas semelhantes que não contêm essa porção. Em relação à aplicação, a fonte citada também afirma que esses inibidores têm sido testados em diferentes ligas metálicas sob a presença de HCl e demais soluções ácidas, como o ácido sulfúrico (H_2SO_4), nitrito de sódio (NaNO_2) e ácido fórmico (CH_2O_2).

A propriedade de inibição dos compostos de tiadiazol é atribuída à sua estrutura molecular. A planicidade e os pares de elétrons livres nos heteroátomos de enxofre (S) e nitrogênio (N) são características importantes que determinam a adsorção destas moléculas na superfície do metal. Além disso os derivados do tiadiazol são considerados substâncias não citotóxicas. Esta propriedade amigável ao ambiente torna-os favoráveis à sua utilização na prática, substituindo alguns inibidores orgânicos tóxicos, de acordo com as novas restrições ambientais que obrigam à utilização de inibidores ecológicos (LOTO et al., 2012).

2.9 ÁCIDO CLORÍDRICO (ESTIMULAÇÃO ÁCIDA)

De acordo com Mainier; Pegararo; Santoro (2018), a estimulação ácida da matriz é uma técnica muito utilizada para elevar a produtividade de um poço de petróleo que se torna ineficiente com o tempo. O principal objetivo deste processo é remover danos na formação do poço, promovendo a dissolução da rocha reservatório e consequentemente aumentando a permeabilidade da rocha à passagem de óleo e gás. Liu et al. (2017) afirmam que durante este processo, o ácido é injetado na rocha sob uma pressão que é menor do que a pressão que causaria a fratura da rocha. O ácido reage e dissolve alguns dos componentes da rocha, o que em casos favoráveis, pode superar alguns dos danos induzidos pela operação, ou apenas aumentar a permeabilidade local.

O ácido clorídrico (HCl) é o mais utilizado nas operações de estimulação devido à sua facilidade de dissolução de rochas carbonatadas como o calcário (CaCO_3) e a dolomita ($\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3$). A formação de sais solúveis (CaCl_2 e MgCl_2) ocorre quando o HCl penetra na rocha reservatório (MAINIER et al., 2018).

Entretanto, um sistema de produção de petróleo e gás feito de tubos de aço-carbono conforme representado na Figura 23 pode incluir diversos equipamentos que estão sujeitos a corrosão não intencional provocada pela estimulação ácida. Os inibidores de corrosão são concebidos para proteger essas tubulações de aço carbono e equipamentos ou acessórios durante o processo de estimulação com HCl (MAINIER et al., 2018).

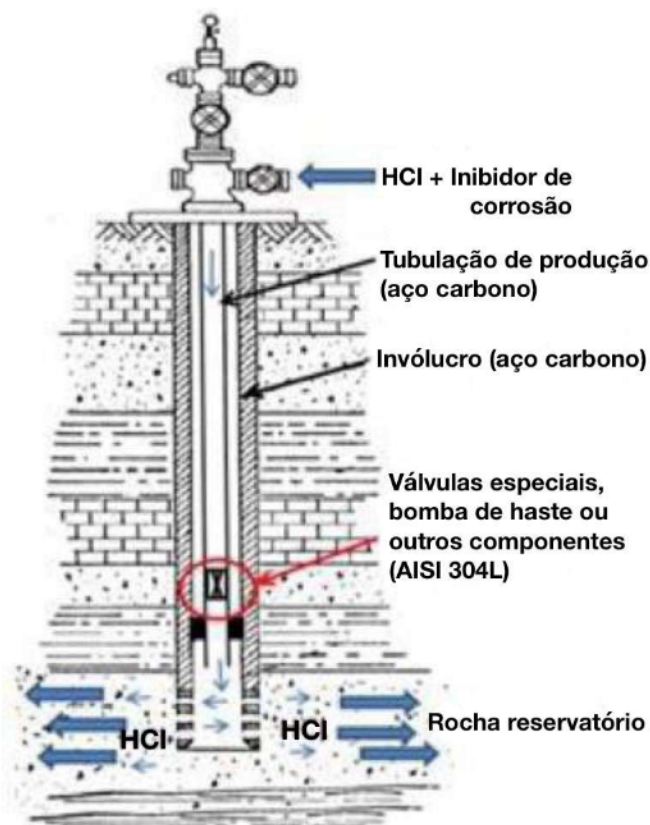


Figura 23 – Esquema de estimulação ácida de uma rocha reservatório

Fonte: Adaptação dos autores (MAINIER et al., 2018)

2.10 ENSAIO DE POLARIZAÇÃO

De acordo Wolynech (2003), a partir da obtenção da curva de polarização resultante do ensaio de polarização é possível gerar parâmetros que possibilitem quantificar a resistência dos materiais à corrosão e estimar sua durabilidade quando submetidos a ambientes onde o fenômeno da corrosão é mais intenso. Da extrapolação das retas de Tafel, a partir das curvas de polarização, conforme pode ser observado na Figura 24, é possível obter os seguintes dados que são utilizados para o cálculo da taxa de corrosão:

- I_{corr} = Densidade de corrente de corrosão;
- E_{corr} = Potencial de corrosão;
- ba = inclinação anódica de Tafel;
- bc = inclinação catódica de Tafel.

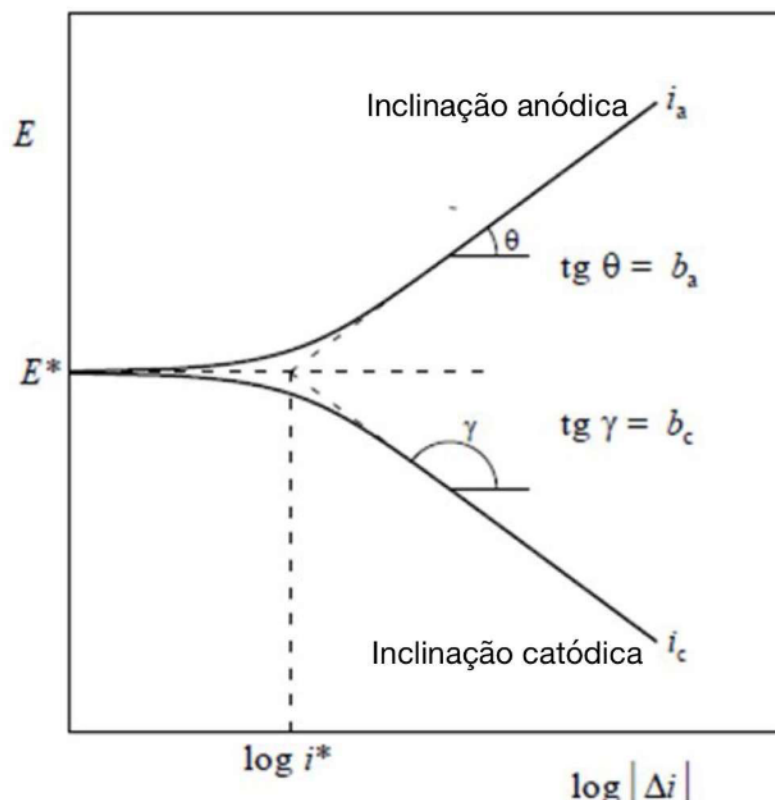


Figura 24 – Inclinação das retas de Tafel
Fonte: Adaptação dos autores (WOLYNEC, 2003)

Para obtenção das retas de Tafel, é necessária a utilização de um potenciostato, responsável por manter a diferença de potencial dos Eletrodos de Trabalho e de Referência, juntamente com uma célula eletroquímica (Figura 25). No sistema descrito, uma diferença de potencial é aplicada entre o eletrodo de trabalho (ET) no caso o cupom, e o contra eletrodo (CE) (SABZI et al., 2019). Uma vez que essa diferença de potencial entre os eletrodos não pode ser medida de maneira direta, é necessária a utilização de um Eletrodo de Referência (ER) que tem como função fornecer um referencial estável fixa para permitir o monitoramento do potencial do Eletrodo de Trabalho.

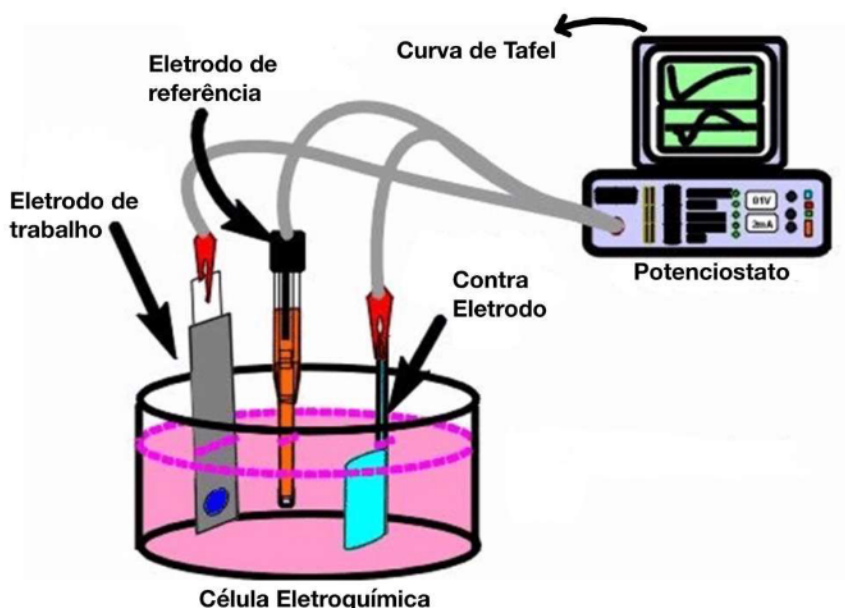


Figura 25 – Ensaio eletroquímico (polarização)
Fonte: Adaptação dos autores (BRANDT et al., 2008)

Em função da realização dos ensaios, em consulta à norma ASTM G102 (ASTM, 2023), obteve-se um método para quantificar a taxa de corrosão por meio da expressão $CR = \frac{k \cdot i_{corr} \cdot EW}{\rho}$, onde:

- CR = Taxa de corrosão (mm/ano);
- K = constante de conversão ($3,27 \cdot 10^{-3} \text{ mm} \cdot \text{g} / \mu \text{ A} \cdot \text{cm} \cdot \text{ano}$);
- i_{corr} = densidade de corrente de corrosão ($\mu \text{ A} / \text{cm}^2$);
- EW = massa equivalente (massa atômica dos elementos primários da liga / número de elétrons envolvidos no processo de oxidação);
- ρ = densidade do material (g / cm^3).

A norma citada determina que o peso equivalente (EW) é dado pela massa em gramas (g) da liga submetida a oxidação resultante da passagem de um Faraday de corrente elétrica. Importante destacar que, em ligas metálicas, apenas elementos com mais de 1% em massa devem ser considerados. O peso equivalente da liga é dado pela expressão $EW = \frac{1}{\sum \frac{n_i \cdot f_i}{w_i}}$, onde:

- n_i = valência dos elementos da liga metálica;
- f_i = fração de massa dos elementos da liga metálica;

- W_i = massa atômica dos elementos da liga metálica (g/mol).

Radojčić et al. (2008) relatam que a eficiência de inibição de corrosão (E_e) pode ser calculada por meio da Equação 3:

$$E_e = \frac{I_{cor_s} - I_{cor_c}}{I_{cor_s}} \times 100 \quad (3)$$

Onde I_{cor_s} e I_{cor_c} representam, respectivamente, os valores de densidade de corrente de corrosão em soluções sem e com inibidor de corrosão. Essa relação está ligada às grandezas associadas à resistência de polarização (R_p), obtidas por meio dos ensaios eletroquímicos.

A norma NACE SP0775 (NACE, 2013) apresenta nomenclaturas qualitativas para a classificação da taxa de corrosão, conforme ilustrado na Tabela 3. Essas classificações aplicam-se às grandezas relacionadas à taxa de corrosão, expressas em termos de taxa de penetração (mm/ano), uma vez que tais valores tenham sido obtidos.

Tabela 3 - Classificação da taxa de corrosão em milímetros por ano

CLASSIFICAÇÃO DA TAXA DE CORROSÃO EM SISTEMAS DE PRODUÇÃO DE PETRÓLEO	
Corrosividade	Taxa média de corrosão (mm/ano)
Baixa	<0,025
Moderada	0,025 a 0,12
Alta	0,13 a 0,25
Severa	>0,25

Fonte: Adaptação dos autores (NACE SP0775, 2013)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo tem por objetivo apresentar informações sobre origem e composição química do aço utilizado para ensaio, descrever as etapas e equipamentos necessários para realização dos ensaios de microscopia ótica e eletroquímico.

3.1 MATERIAL

Este trabalho utilizou as amostras obtidas da dissertação de mestrado do autor Teixeira (2023). Estas foram fornecidas nas condições de fundido (ASTM 890A/890M grau 6A) no estado solubilizado a 1140°C por 4 horas, forjado (ASTMA484/A484M – 20b) no estado solubilizado a 1120°C por 4 horas e laminado a quente (ASTM A 240) no estado solubilizado a 1120°C por 3 horas. A Tabela 4 apresenta a composição química do UNS S32760 em cada uma das diferentes rotas de fabricação, de acordo com os certificados dos fabricantes.

Tabela 4 - Composições químicas dos materiais como recebidos (% em peso). (Fe) balanço

Material	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	S	P	Cu	W	N
Fundido	0,028	24,37	7,97	0,96	0,74	3,52	0,006	0,026	0,53	0,51	0,249
Forjado	0,019	24,96	7,12	0,70	0,33	3,51	0,0001	0,022	0,596	0,629	0,241
Laminado	0,010	25,36	7,02	0,57	0,35	3,59	0,0005	0,017	0,53	0,66	0,246

Fonte: Adaptação dos autores (Teixeira, 2023)

3.2 MICROSCOPIA ÓTICA (MO)

Como citado anteriormente, as amostras foram obtidas a partir de um trabalho prévio, portanto já se encontravam embutidas.

No Laboratório de Materiais (LAMAT) do CEFET/RJ, as três amostras na condição "como recebido" proveniente das três rotas de fabricação foram analisadas no microscópio ótico Olympus modelo BX60M. Para preparação das análises, foi

realizado um processo de lixamento, iniciando na lixa 100 grit, e progressivamente passando pelas lixas 220, 320, 400, 600 e 1200 grit e por fim polimento mecânico utilizando uma solução aquosa de alumina (Al_2O_3), com granulometria 1 μm . Todo o processo descrito de lixamento e polimento foi realizado em uma politriz Aropol 2V da Arotec, no mesmo laboratório citado anteriormente.

Logo após finalizado este processo, foi realizado um ataque eletroquímico nas amostras onde foi utilizada uma fonte regulada a 3V, um eletrodo de aço superduplex para fechar o circuito e uma solução de 10g de hidróxido de potássio (KOH) diluído em 100ml de água destilada. O ataque descrito teve duração de 30 segundos, com o objetivo de revelar as fases ferrita (δ) austenita (γ) e fases secundárias, o processo descrito está ilustrado na Figura 26.

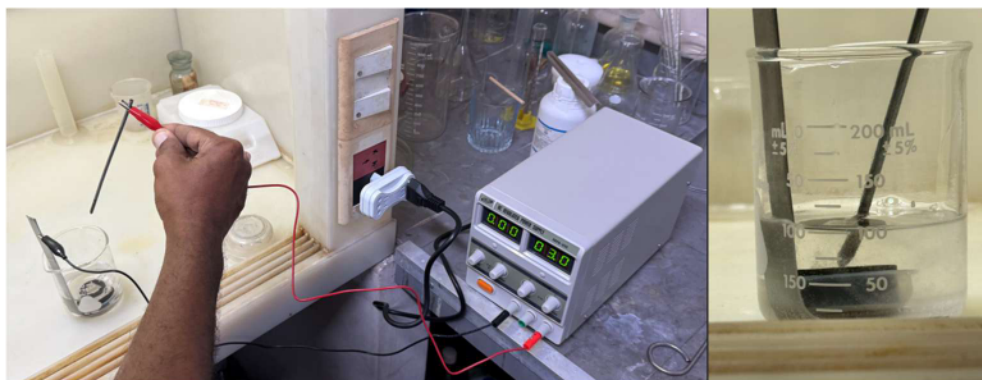


Figura 26 – Ataque eletroquímico nas amostras de condição “como recebido”.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

As amostras foram posteriormente submetidas ao microscópio ótico com o aumento de 200x, e com auxílio do programa *Image J*, foi realizada a contagem de pixels de imagens binárias, permitindo a quantificação da fração volumétrica de fases secundárias em meio a matriz do AISD, tomando como média 5 imagens por condição de rota de fabricação. Foi realizada uma análise visando aumentar o contraste entre as fases secundárias e a matriz duplex, a Figura 27 demonstra a imagem com o contraste aplicado (à esquerda) e original (à direita).

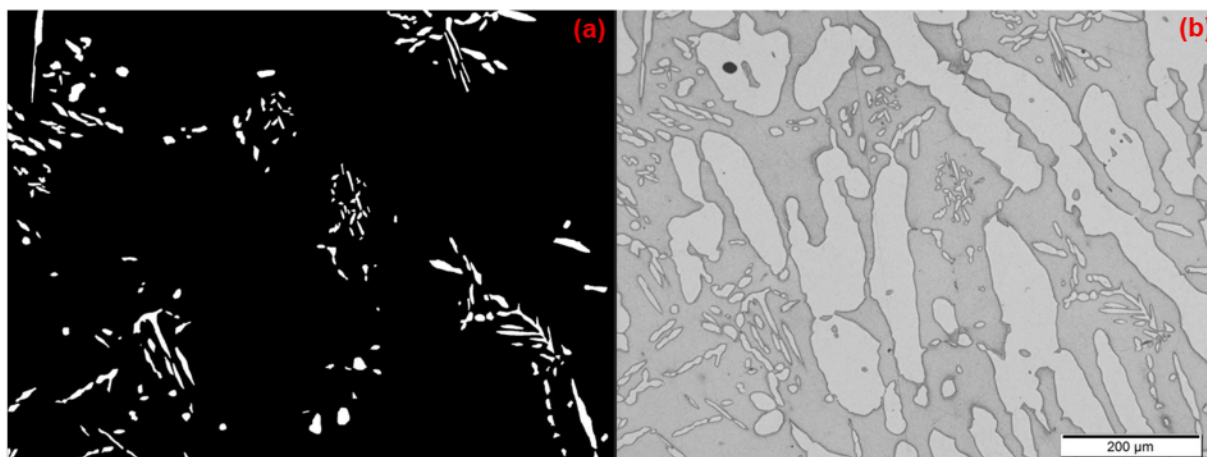


Figura 27 - (a) Microscopia do material forjado com contraste e (b) sem contraste.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

3.3 ENSAIO ELETROQUÍMICO (POLARIZAÇÃO)

No Laboratório de Materiais (LAMAT) do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET-RJ), foram realizados os ensaios de Polarização, conforme as normas ASTM G3-89 (1999) e ASTM G5-14 (2014). A quantidade de 9 ensaios foi definida com base nas concentrações de tiouréia presentes nas soluções eletrolíticas sendo elas, 0 mg, 250 mg e 500 mg, escolhida com base em outros estudos, como mostra Barbosa (2023) e Braga (2012), e por serem concentrações amplamente utilizadas pelo mercado, além da variação das rotas de fabricação (Laminado, Forjado e Fundido) em combinação com concentração de HCl (15%), escolhida por ser a condição mais severa usual no contexto de estimulação ácida, que costuma variar entre 5% e 15%, e com a temperatura limite de atuação da tiouréia (60°C), conforme ilustrado na Figura 28.

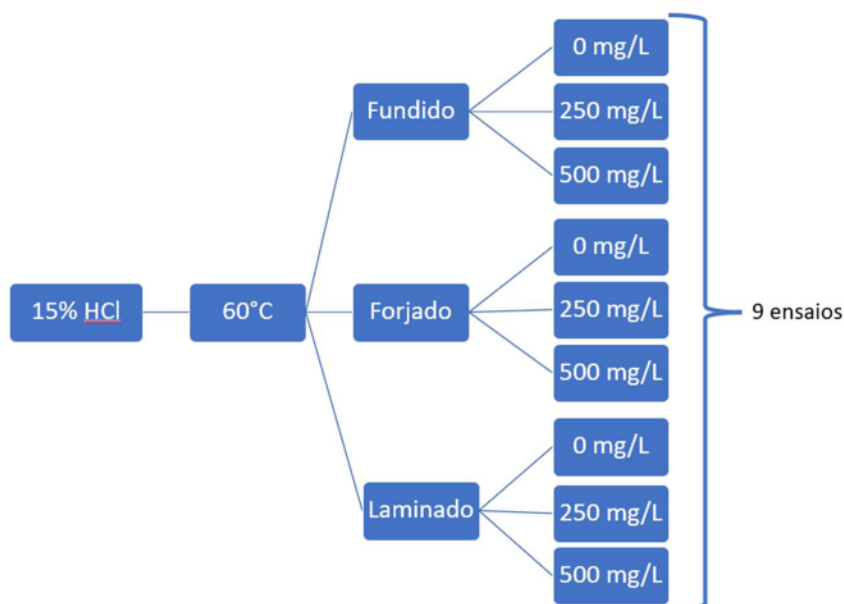


Figura 28 - Análise combinatória demonstrando as variáveis que levam a quantidade de ensaios.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Previamente ao início dos ensaios de polarização, foram preparadas soluções eletrolíticas contendo 15% em volume de HCl. Considerando o volume necessário por ensaio (200 mL) e o total de nove ensaios, foi preparado um volume total de 1,8 litros da solução eletrolítica. Em seguida, preparou-se o ensaio, de acordo com as etapas descritas a seguir:

Preparação dos eletrodos de trabalho (ET): Todos os corpos de prova que compuseram os ET foram recebidos já preparados do trabalho previamente citado de forma a permitir o contato elétrico entre o cupom e um dos terminais do potenciostato e alocados em um segmento de tubulação de PVC, onde foram embutidos em uma solução composta de resina acrílica e catalisador. Por fim, os ET foram submetidos a um procedimento de acabamento superficial por meio da utilização de lixas rotativas de 100, 200, 320, 400, 600 Grit e posteriormente foi aplicado esmalte neutro na interface entre a resina e a amostra, com a intenção de evitar corrosão por frestas. A Figura 29 apresenta uma das amostras já finalizada.



Figura 29 – Eletrodo de trabalho preparados
Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Montagem da Célula Eletrolítica: Com o eletrodo e solução de HCl preparados foi realizada a montagem da célula eletrolítica para realização do ensaio. Em um becker foram submersos, na solução preparada, o eletrodo de trabalho, junto com o contra eletrodo (CE) de platina e o eletrodo de referência (ER), neste caso, de calomelano saturado, compondo a célula, conforme representado na Figura 30. Então, com auxílio do Banho-maria termostatzado da Nova Instruments, imerso em banho termostático previamente ajustado à temperatura proposta para os ensaios (60°C), conforme mostrado na Figura 31. Quando inserida a célula, aguardava-se que a temperatura da água retornasse aos 60°C antes de iniciar o ensaio de polarização. Por fim, foram conectados ao potenciostato (Autolab modelo PGSTAT204), com o ET como polo positivo, o ER com o polo negativo e o CE ligado ao terminal que mediu a corrente de polarização, onde foi registrada a variação da mesma em função do potencial aplicado. Todo o sistema experimental foi devidamente conectado à plataforma de análise eletroquímica NOVA 2.1.2, a qual foi configurada para a condução do ensaio de polarização potenciodinâmica.



Figura 30 – Célula eletrolítica montada
Fonte: Elaboração dos autores, 2025.



Figura 31 – Banho-maria termostaticado da Nova Instruments ajustado à temperatura proposta
Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Realização do ensaio: Com a célula eletroquímica devidamente montada, foi iniciado o monitoramento do potencial de corrosão do eletrodo de trabalho (ET), aguardando-se sua estabilização, momento no qual se observou o equilíbrio entre as correntes anódica e catódica. A partir dessa condição de equilíbrio, deram-se início aos ensaios de polarização potenciodinâmica. As curvas obtidas, por extrapolação

das retas de Tafel, forneceram subsídios para a avaliação do comportamento eletroquímico do aço super duplex UNS S32760, conforme as diferentes combinações experimentais propostas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo, são apresentados e discutidos os resultados obtidos nos ensaios de Microscopia Ótica, bem como a resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S32760 quando exposto à solução de ácido clorídrico, com e sem a presença de tiouréia como inibidor de corrosão.

4.1 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA (MO)

A partir das imagens de microscopia ótica dos materiais referentes às diferentes rotas de fabricação (laminação, fundição e forjamento), na condição “como recebido”, foi utilizado o software *Image J* com a intenção de calcular a fração volumétrica das fases secundárias. As Tabelas 5, 6 e 7 apresentam os valores obtidos a partir da análise da fração volumétrica, realizada em cinco imagens de áreas aleatórias da microestrutura 'como recebida', para as condições laminado, fundido e forjado, respectivamente. Verifica-se que a microestrutura do material forjado apresentou uma maior fração volumétrica de fases secundária. Vários pesquisadores (GUNN, 2003; LONDOÑO, 2001; PIRES, 2017; SMUK, 2004) indicam que formação de fases secundárias pode ocorrer a partir de um reaquecimento durante o tratamento térmico, a partir desta estrutura metaestável rica em ferrita (δ).

Tabela 5 - % de fase secundária no material laminado "como recebido"

Imagem	% Área
Laminado 01	0,038
Laminado 02	0,011
Laminado 03	0,002
Laminado 04	0,034
Laminado 05	0
Média	$0,017 \pm 0,018$

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Tabela 6 - % de fase secundária no material fundido "como recebido"

Imagem	% Área
Fundido 01	0,058
Fundido 02	0,056
Fundido 03	0,127
Fundido 04	0,023
Fundido 05	0,163
Média	$0,0854 \pm 0,058$

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Tabela 7 - % de fase secundária no material forjado "como recebido"

Imagem	% Área
Forjado 01	2,318
Forjado 02	1,986
Forjado 03	4,094
Forjado 04	2,323
Forjado 05	2,388
Média	$2,622 \pm 0,838$

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

A Figura 32 demonstra graficamente a comparação das áreas médias obtidas:

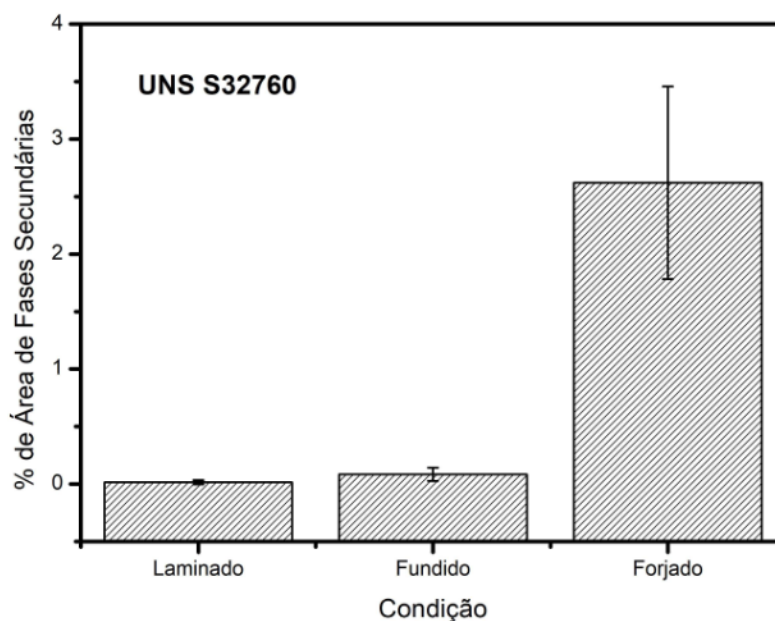


Figura 32 - Gráfico de % de fase secundária nas distintas rotas de fabricação.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

4.2 ENSAIOS DE POLARIZAÇÃO

Com base nos ensaios eletroquímicos realizados, foram obtidas curvas de polarização potenciodinâmicas (Curvas de Tafel) para cada uma das nove combinações de testes conforme ilustrado nas Figuras 33, 34 e 35 que comparam as três curvas referentes as distintas concentrações de tiouréia, para as condições laminado, fundido e forjado, respectivamente.

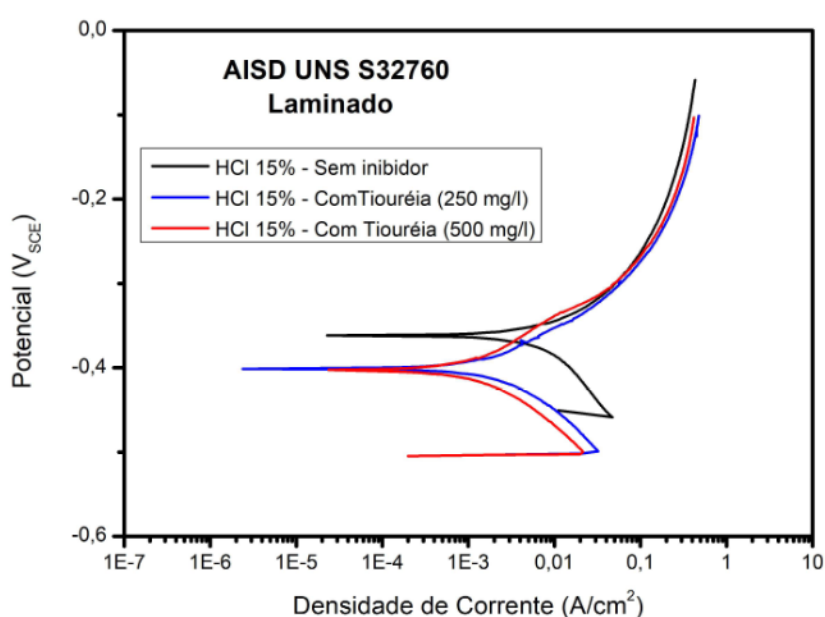


Figura 33 – Curvas de polarização potenciodinâmica: AISD UNS S32760 Laminado imerso em solução de HCl (15% em volume) a 60°C.
Fonte: Elaboração dos autores, 2025

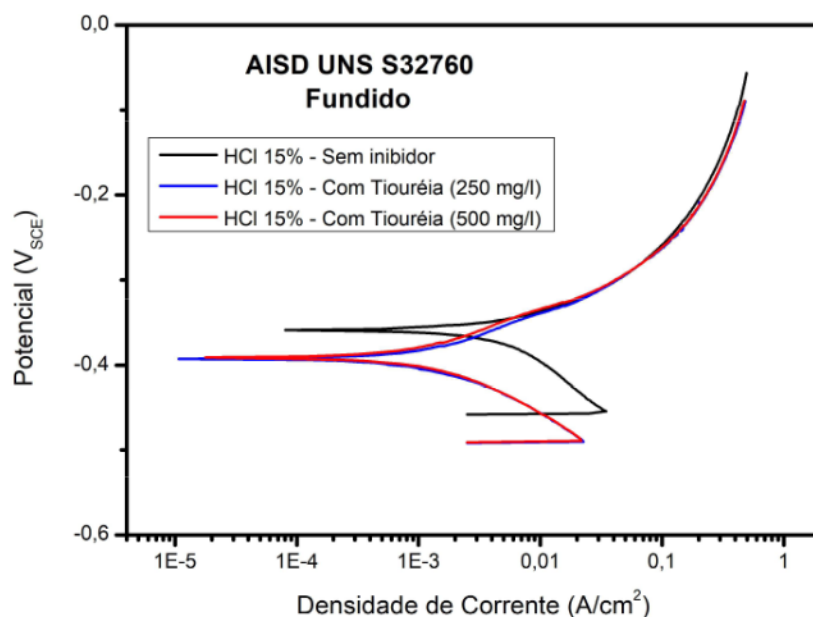


Figura 34 – Curvas de polarização potenciodinâmica: AISD UNS S32760 Fundido imerso em solução de HCl (15% em volume) a 60°C.
Fonte: Elaboração dos autores, 2025

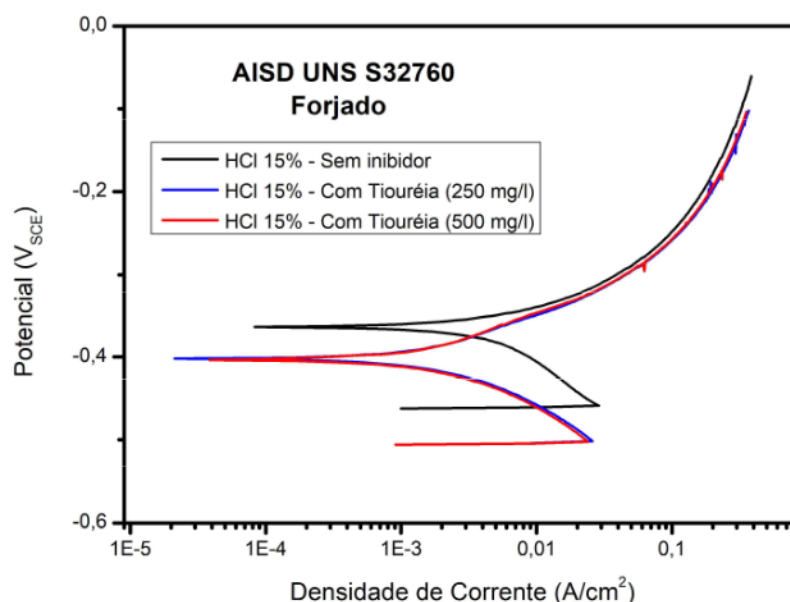


Figura 35 – Curvas de polarização potenciodinâmica: AISD UNS S32760 Forjado imerso em solução de HCl (15% em volume) a 60°C.
Fonte: Elaboração dos autores, 2025

Para o cálculo da taxa de corrosão foi necessário obter o peso equivalente das amostras, foi utilizada a premissa na norma ASTM G 102 (ASTM, 2023), que

recomenda que apenas os elementos constituintes com mais de 1% em massa (Fe, Cr, Ni e Mo) sejam considerados no cálculo. Além disso, as variáveis utilizadas no cálculo do peso equivalente (n_i , f_i e w_i) foram obtidas com base na composição química do material conforme certificado dos fabricantes e na tabela periódica da *International Union of Pure and Applied Chemistry* (IUPAC, 2022). As Tabelas 8, 9 e 10 apresentam os valores utilizados e o peso equivalente, para as condições laminado, fundido e forjado respectivamente, calculados a partir da fórmula $EW =$

$$\frac{1}{\sum \frac{n_i \cdot f_i}{w_i}}$$

Tabela 8 – Cálculo do peso equivalente do AISD UNS S32760 Laminado

Peso Equivalente (EW): UNS S32760 Laminado				
Elemento	n_i	f_i	w_i	$(n_i \cdot f_i)/w_i$
Ferro	Fe ⁺²	0,616	55,845	0,022077715
Cromo	Cr ⁺³	0,2536	51,996	0,014631895
Níquel	Ni ⁺²	0,0702	58,693	0,002392108
Molibdênio	Mo ⁺³	0,0359	95,950	0,00112246
EW_{Lam}				
24,8607				

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Tabela 9 – Cálculo do peso equivalente do AISD UNS S32760 Fundido

Peso Equivalente (EW): UNS S32760 Fundido				
Elemento	n_i	f_i	w_i	$(n_i \cdot f_i)/w_i$
Ferro	Fe ⁺²	0,611	55,845	0,021878772
Cromo	Cr ⁺³	0,2437	51,996	0,014060697
Níquel	Ni ⁺²	0,0797	58,693	0,002715826
Molibdênio	Mo ⁺³	0,0352	95,950	0,001100573
EW_{Fu}				
25,1535				

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Tabela 10 – Cálculo do peso equivalente do AISD UNS S32760 Forjado

Peso Equivalente (EW): UNS S32760 Forjado				
Elemento	n_i	f_i	w_i	$(n_i \cdot f_i)/w_i$
Ferro	Fe ⁺²	0,619	55,845	0,022158797
Cromo	Cr ⁺³	0,2496	51,996	0,014401108
Níquel	Ni ⁺²	0,0712	58,693	0,002426184
Molibdênio	Mo ⁺³	0,0351	95,950	0,001097447
EW_{Fo}				
24,9479				

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

A partir do cálculo peso equivalente do AISD UNS S32760 e dos dados obtidos das curvas de polarização, foram calculadas as taxas de corrosão (em mm/ano) e estas foram classificadas conforme os critérios estabelecidos pela norma NACE SP-0775, as tabelas 11, 12 e 13 apresentam as variáveis obtidas das curvas de polarização, para cálculo da taxa de corrosão e a suas respectivas classificações, para as condições laminado, fundido e forjado, respectivamente.

Tabela 11 – Variáveis obtidas a partir das curvas de polarização do material Laminado: HCl (15% em volume) a 60°C

Ensaio eletroquímico em material Laminado HCl (15% de volume) – 60°C								
Concentração de Tiouréia (mg/L)	E _{corr} (V)	I (A)	Área (cm ²)	I _{corr} (µA/cm ²)	R _p (Ω)	PCA (V)	Taxa de corrosão(mm/ano)	Classificação de taxa de corrosão
0	-0,373	0,0073	0,88	8295,455	2,985	-0,360	86,017	Severa
250	-0,403	0,0010	0,50	2000,000	14,927	-0,402	20,738	Severa
500	-0,395	0,0006	0,50	1200,000	25,527	-0,404	12,443	Severa

E_{corr} – potencial de corrosão; I_{corr} – densidade de corrente de corrosão; R_p – resistência à polarização; PCA – potencial de circuito aberto.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Tabela 11 – Variáveis obtidas a partir das curvas de polarização do material Fundido: HCl (15% em volume) a 60°C

Ensaio eletroquímico em material Fundido HCl (15% de volume) – 60°C								
Concentração de Tiouréia (mg/L)	E _{corr} (V)	I (A)	Área (cm ²)	I _{corr} (µA/cm ²)	R _p (Ω)	PCA (V)	Taxa de corrosão(mm/ano)	Classificação de taxa de corrosão
0	-0,366	0,0021	0,42	5000,000	9,079	-0,357	51,846	Severa
250	-0,391	0,0006	0,35	1714,286	26,104	-0,391	17,776	Severa
500	-0,385	0,0004	0,40	1000,000	31,085	-0,390	10,369	Severa

E_{corr} – potencial de corrosão; I_{corr} – densidade de corrente de corrosão; R_p – resistência à polarização; PCA – potencial de circuito aberto.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Tabela 12 – Variáveis obtidas a partir das curvas de polarização do material Forjado: HCl (15% em volume) a 60°C

Ensaio eletroquímico em material Forjado HCl (15% de volume) – 60°C								
Concentração de Tiouréia (mg/L)	E _{corr} (V)	I (A)	Área (cm ²)	I _{corr} (μA/cm ²)	R _p (Ω)	PCA (V)	Taxa de corrosão(mm/ano)	Classificação de taxa de corrosão
0	-0,372	0,0049	1,10	4458,545	4,153	-0,362	46,231	Severa
250	-0,399	0,0020	1,10	1818,182	8,470	-0,404	18,853	Severa
500	-0,401	0,0016	1,00	1600,000	9,356	-0,405	16,591	Severa

E_{corr} – potencial de corrosão; I_{corr} – densidade de corrente de corrosão; R_p – resistência à polarização; PCA – potencial de circuito aberto.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

A partir da análise conjunta das curvas potenciodinâmicas das figuras 33, 34 e 35, e dos dados apresentados nas Tabelas 11, 12 e 13, verifica-se que não ocorreu uma variação significativa do potencial de corrosão (E_{corr}). Também é possível aferir que, à medida que a concentração do inibidor aumenta, se tratando da mesma rota de fabricação, a densidade de corrente do sistema (I_{corr}) diminui e, por conseguinte, observa-se um aumento da resistência de polarização (R_p), demonstrando que o inibidor atua fornecendo uma maior proteção da superfície metálica aos efeitos da corrosão. O comportamento da densidade de corrente (I_{corr}) e resistência a polarização (R_p), descrito acima, pode ser observado nas Figuras 36 e 37, respectivamente, em função da concentração de tiouréia.

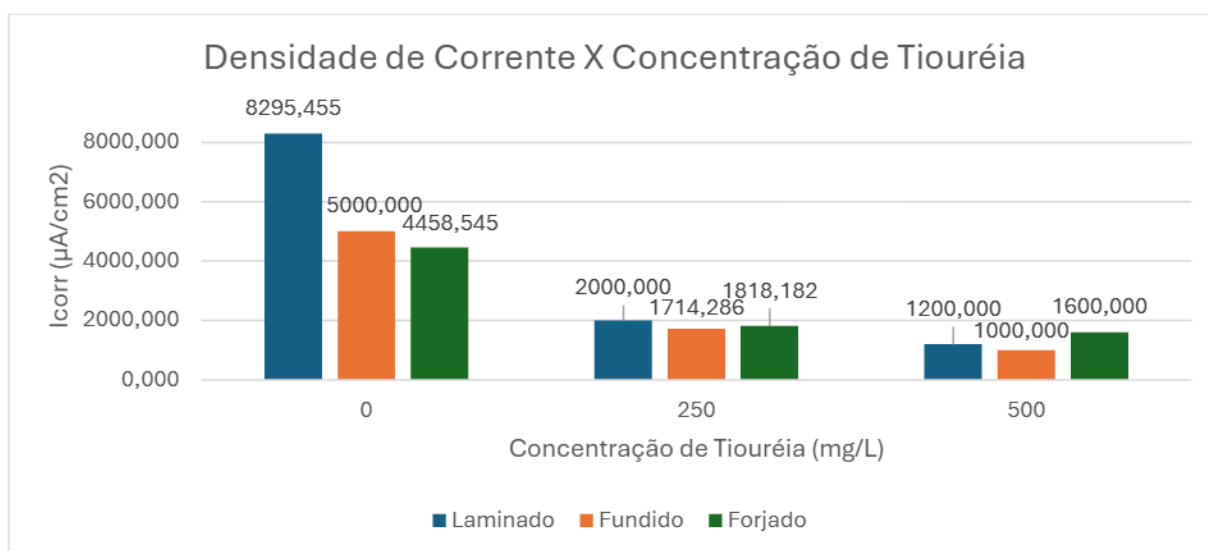


Figura 36 – Gráfico comparativo da Densidade de corrente X Concentração de Tiourea por rota de fabricação.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

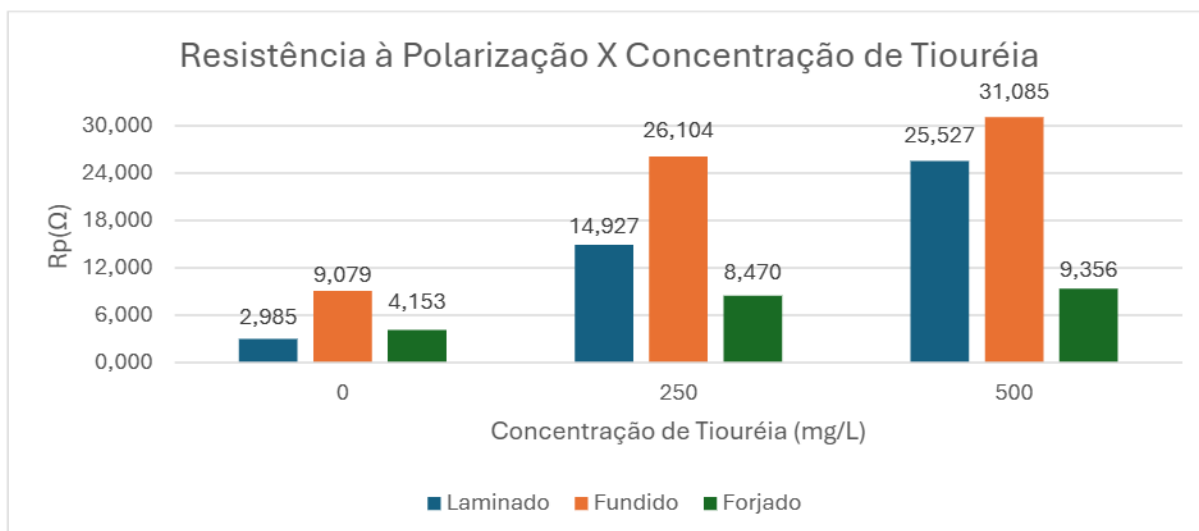


Figura 37 – Gráfico comparativo da Resistência à Polarização X Concentração de Tioureira por rota de fabricação.

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Ao avaliar a classificação da taxa de corrosão de acordo com a NACE SP-0775 (2013), é possível observar que nos ensaios realizados sem a utilização do inibidor a taxa de corrosão pode ser classificada como severa, e, após a aplicação da tiouréia a taxa de corrosão reduziu significativamente, porém, essa redução não foi suficiente para que deixasse de classificá-la como severa.

Para avaliar de forma quantitativa a eficiência da tiouréia foi calculada a eficiência de inibição de corrosão (E_e), utilizando a fórmula relatada por Radojčić et al. (2008), $E_e = \frac{I_{corrs} - I_{corrc}}{I_{corrs}} \times 100$, as Tabelas 14, 15 e 16 demonstram os valores utilizados no cálculo da eficiência para cada material com as diferentes concentrações do inibidor e o valor de eficiência obtido para as condições laminado, fundido e forjado, respectivamente.

Tabela 13 – Cálculo da eficiência de inibição de corrosão da tiouréia em diferentes concentrações em material laminado

Cálculo da eficiência de inibição de corrosão em material Laminado		
Concentração de Tiouréia (mg/L)	Icorr (μA/cm2)	Eficiência de inibição de corrosão (%)
0 (Icorrs)	8295,455	
250	2000,000	75,9
500	1200,000	85,5

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Tabela 14 – Cálculo da eficiência de inibição de corrosão da tiouréia em diferentes concentrações em material Fundido

Cálculo da eficiência em material Fundido		
Concentração de Tiouréia (mg/L)	I_{corr} (μA/cm²)	Eficiência de inibição de corrosão (%)
0 (I _{corr_s})	5000,000	
250	1714,286	65,7
500	1000,000	80,0

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Tabela 15 – Cálculo da eficiência de inibição de corrosão da tiouréia em diferentes concentrações em material Forjado

Cálculo da eficiência em material Forjado		
Concentração de Tiouréia (mg/L)	I_{corr} (μA/cm²)	Eficiência de inibição de corrosão (%)
0 (I _{corr_s})	4458,545	
250	1818,182	59,2
500	1600,000	64,1

Fonte: Elaboração dos autores, 2025.

Por meio da análise dos resultados obtidos com cálculo de eficiência da tiouréia foi possível verificar que em cada tabela, conforme a concentração se elevou, a eficiência do inibidor também aumentou. Analisando de forma conjunta as tabelas de eficiência e as frações volumétricas das fases secundária, apresentadas no item 4.1, observa-se que a amostra forjada, que obteve menor eficiência, foi também a amostra onde foi identificada uma maior porcentagem de fases secundárias em fração volumétrica o que pode ter afetado a performance do inibidor.

As evidências apresentadas anteriormente no que se concerne a elevada severidade da taxa de corrosão em AISD sem a utilização de inibidor de corrosão é corroborada pelos autores Eguchi, Ishiguro e Ota (2015), enquanto a respeito da elevada eficiência da tiouréia em ambiente com HCl são corroborados pelos autores Loto et al. (2012) e Dhanapal, Nazirudeen e Ibrahim (2015), demonstrando coerência dos resultados obtidos.

5 CONCLUSÕES

O presente trabalho de conclusão de curso, que teve como objetivo avaliar a resistência a corrosão do AISD UNS S32760, em diferentes rotas de fabricação (Laminado, Fundido e Forjado) no contexto de estimulação ácida com e sem o uso da tiouréia como inibidor de corrosão, sendo submetido à análise de microscopia ótica e do ensaio eletroquímico de polarização, permite as seguintes conclusões.

- Por meio das imagens obtidas por MO e com auxílio do software *Image J*, foi possível verificar que o material forjado apresentou maior percentual volumétrico de fases secundárias, possivelmente em decorrência da não efetividade do tratamento térmico de solubilização aplicado pelo fornecedor.
- Os resultados dos ensaios eletroquímicos demonstraram que a presença de tiouréia na solução de HCl provocou uma diminuição da densidade de corrente do sistema (I_{corr}) e aumento na resistência à polarização (R_p) em todas as distintas rotas de fabricação, reduzindo também a taxa de corrosão.
- Após a avaliação da taxa de corrosão, conforme a norma NACE SP-0775 (NACE, 2013), foi possível observar que nos ensaios realizados tanto com, quanto sem utilização do inibidor, a taxa de corrosão pode ser classificada como severa, portanto, a performance da tiouréia não foi suficiente para reduzir a classificação da taxa de corrosão a um nível inferior.
- Embora como citado no tópico anterior os resultados de taxa de corrosão tenham sido severos, a eficiência do uso da tiouréia apresentou resultados positivos, conforme a concentração do composto foi elevada, a eficiência também aumentou, atingindo um valor máximo de eficiência de 85,5% e mínimo de 59,2%. Os menores valores de eficiência foram encontrados na amostra forjada, justamente a qual apresentou maior área de fases secundárias pela amostragem obtida com o *Image J*.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a eficiência da tiouréia quanto à inibição de corrosão do AISD UNS S32760 em soluções com diferentes concentrações de HCl, através de ensaios de polarização anódica e TCP pelo levantamento do potencial e a temperatura crítica na formação de pites;
- Avaliar a eficiência da tiouréia quanto à inibição de corrosão do AISD UNS S32760 em solução com a concentração de 5% HCl, aplicando o mesmo ensaio eletroquímico utilizado neste trabalho;
- Estudar o efeito do acabamento da usinagem na eficiência da tiouréia quanto a inibição de corrosão em aços inoxidáveis austeníticos e Superduplex, em soluções com diferentes concentrações de HCl;
- Analisar a eficiência da tiouréia quanto à inibição de corrosão de metais de solda em aços inoxidáveis austeníticos e Superduplex, em soluções com diferentes concentrações de HCl.

REFERÊNCIAS

ARMAS, I. A. et al. ***Duplex stainless steels***. In: SHARMA, S. R.; MUTHUPANDI, V. (Ed.). *Proceedings of the International Conference on Stainless Steels*. Chennai: Niir Publications, 2009.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING AND MATERIALS. *ASTM A479/A479M – Standard specification for stainless steel bars and shapes for use in boilers and other pressure vessels*. West Conshohocken: ASTM International, 2012.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING AND MATERIALS. *ASTM G3 - 89 – Standard Practice for Conventions Applicable to Eletctrochemical Measurements in Corrosion*. West Conshohocken: ASTM International, 1999.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING AND MATERIALS. *ASTM G5 - 14 – Standard Reference Test Method for Making Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements*. West Conshohocken: ASTM International, 2014.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING AND MATERIALS. *ASTM G46-21: Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion*. West Conshohocken: ASTM International, 2021.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING AND MATERIALS. *G102-23: Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Eletrochemical Measurements*, 2023. West Conshohocken, PA

AÇOS NOBRE. **Forjamento: o que é, tipos e aplicações do processo**. Disponível em: <https://acosnobre.com.br/blog/forjamento/>. Acesso em: 22 jun. 2025.

BARBOSA, A. R. **Análise do comportamento tribológico do aço inoxidável super duplex UNS S32760 submetido ao ensaio de deslizamento recíproco em solução salina com e sem a presença de inibidor de corrosão.** 2023. 124 f. Dissertação (Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica) – Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, 2023.

BIJAPUR, K.; MOLAHALLI, V.; SHETTY, A.; TOGHAN, A.; DE PADOVA, P; HEGDE, G. *Recent Trends and Progress in Corrosion Inhibitors and Eletrochemical Evaluation.* **Applied Sciences**, v. 13, p. 10107, 2023.

BLAU, P. J. *et al.* **Metals handbook desk edition.** v. 2. Materials Park: ASM International, 1998.

BOLANHO, P. D. **Manufatura mecânica: conformação dos metais.** Londrina: Editora e Distribuidora Educacional, 2017.

BRAGA, Carolina Gomes. **Uso de tioureias como potenciais inibidores de corrosão do aço-carbono 1020 em meio ácido.** 2012. Projeto Final de Curso (Graduação em Química) – Instituto de Química, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2012.

BRANDT, I.; ARAÚJO, C. I. L.; DELATORRE, R. G.; PASA, A. A. *Electrical Characterization of Cu/Cu₂O Electrodeposited Contacts.* **ECS Transactions** (Online), v. 14, p. 413-419, 2008.

CANAL DA PEÇA. **Veja como é fabricado uma peça forjada.** Disponível em: <https://www.canaldapeca.com.br/blog/veja-como-e-fabricado-uma-pecas-forjadas/>. Acesso em: 22 jun. 2025.

CARBÓ, H. M. **Aços inoxidáveis: aplicações e especificações.** ArcelorMittal Inox Brasil. Disponível em: <https://guides.com.br/home/wp-content/uploads/2011/12/inonx-apost-tec.pdf>. Acesso em: 22 jun. 2025

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica**. 2. ed. v. 2. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

CHEN, T. H.; YANG, J. R. Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering**, Taiwan, dez, 2000. Disponível: <http://www.elsevier.com/locate/msea>. Acesso em: 22 jun. 2025.

DHANAPAL, P.; NAZIRUDEEN, S. S. M.; IBRAHIM, S. *Corrosion behavior of stainless steel in hydrochloric acid and nitric acid solutions*. In: **INTERNATIONAL CONFERENCE ON SYSTEMS, SCIENCE, CONTROL, COMMUNICATION, ENGINEERING AND TECHNOLOGY (ICSSCCET)**, 2015. Coimbatore. Anais. ASDF International, 2015. p. 110–114. ISBN 978-81-929866-1-6.

EGUCHI, K.; ISHIGURO, Y.; OTA, H. *Corrosion behavior of multi-phase stainless steel in 15% hydrochloric acid at a temperature of 80°C*. **Corrosion**, Houston, v. 71, n. 11, p. 1398–1405, nov. 2015. DOI: 10.5006/1754.

GENTIL, V. **Corrosão**. 3. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1996.

GHOSH, S. K.; MONDAL, S. *High temperature ageing behaviour of a duplex stainless steel*. **Materials Characterization**, v. 59, n. 12, p. 1776-1783, dez. 2008.

GROOVER, M. P. **Introdução aos processos de fabricação**. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2014.

IMPÉRIO DOS METAIS. **Fundição de bronze: como funciona esse processo?** Disponível em: <https://www.imperiodosmetais.com.br/blog/bronze/fundicao-bronze/>. Acesso em: 22 jun. 2025.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION. **Orientações práticas para processamento dos aços inoxidáveis duplex**. London: IMOA, 2012.

IUPAC. **Periodic Table of Elements**. Disponível em: <https://iupac.org/what-wedo/periodic-table-of-elements/>. Acesso em: 23/06/2025.

IVASHCHYSHYN, F. *et al.* *Effect of optical illumination and magnetic field on the electroconductive and polarization properties of clathrate GaSe<CS(NH₂)₂<C₁₄H₁₀>> synthesized under lighting*. **Bulletin of the Polish Academy of Sciences: Technical Sciences**, v. 70, n. 5, 2022.

KAMALI ARDAKANI, E.; KOWSARI, E.; EHSANI, A. *Imidazolium-derived polymeric ionic liquid as a green inhibitor for corrosion inhibition of mild steel in 1.0 M HCl: experimental and computational study*. **Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects**, v. 586, 5 fev. 2020.

LEITE, R. A. **Avaliação da tenacidade à fratura de uma junta soldada de um aço inoxidável super duplex com a utilização de proteção catódica**. 2009. 121f. Dissertação de Mestrado em Engenharia – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

LIU, P. *et al.* *Modeling and simulation of wormhole formation during acidization of fractured carbonate rocks*. **Journal of Petroleum Science and Engineering**, v. 154, p. 284-301, 2017.

LONDOÑO, A. J. R. **Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. Tese de Doutorado - São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.

LOPES, B. L. S. *et al.* *Influence of MIG/MAG welding process on mechanical and pitting corrosion behaviors on the super-duplex stainless steel SAF 2507 welded joints.* **Materials Sciences and Applications**, v. 9, n. 2, p. 228-245, 2018.

LOTO, R. T.; LOTO, C. A.; POPOOLA, A. P. I. *Corrosion inhibition of thiourea and thiadiazole derivatives: a review.* **Journal of Materials and Environmental Science**, v. 3, n. 5, p. 885-894, 11 jun. 2012.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803.** 2001. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) — Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.

MAINIER, F. B.; PEGORARO, P. I. F. S.; SANTORO, M. V. *Propargyl alcohol as a corrosion inhibitor for AISI 304L stainless steel in hydrochloric acid.* **International Journal of Advanced Engineering Research and Science**, v. 5, n. 10, p. 168-172, 2018.

MATIAS, J. V. S., *et al.* **Fragilização Provocada Pelo Envelhecimento A 475°C Em Aço Inoxidável Duplex.** 9o CONGRESSO BRASILEIRO DE PESQUISA E DESENVOLVIMENTO EM PETRÓLEO E GÁS. Anais. 2017.

NACE International. *Economic Impact | Corrosion – NACE IMPACT Report.* Disponível em: <http://impact.nace.org/economic-impact.aspx>. Acesso em: 29 jun. 2025.

NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS. **NACE SP 0775: Preparation, Installation, Analysis and Interpretation of Corrosion Coupons in Oilfield Operations.** 2013. Houston, TX.

NICKEL INSTITUTE. **Practical guide to using duplex stainless steels - A GUIDE TO THE USE OF NICKEL-CONTAINING ALLOYS.** Em: MOE, G. (Ed.). 2. ed. 2020.

NILSSON, J.-O. *Super duplex stainless steels*. **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 8, p. 685-700, 18 ago. 1992.

OLIVEIRA, C. G. de. **Avaliação da susceptibilidade à corrosão dos aços inoxidáveis super duplex UNS S32750 (SAF 2507) e UNS S32760 (ZERON100) utilizando uma célula de EPR portátil**. 2014. 181f. Dissertação (mestrado) Metalurgia Física da Soldagem – Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

OLIVEIRA, C. G. M. de *et al*. *Synthesis of thiourea derivatives and its evaluation as corrosion inhibitor for carbon steel*. **Phosphorus, Sulfur and Silicon and the Related Elements**, v. 190, n. 8, p. 1366-1377, 3 ago. 2015.

PARDAL, J. M. et al. *A Review Of Corrosion Resistance In Duplex And Superduplex Stainless Steels*. **Revista Virtual de Química**, v. 5, n. 4, p. 658–677, 2013.

PIRES, S. A. **Precipitação Da Austenita Secundária Durante A Soldagem Do Aço Inoxidável Duplex 2205**. Dissertação de mestrado - Universidade Federal Fluminense, 2017.

RADOJČIĆ, I.; BERKOVIĆ, K.; KOVAČ, S.; VORKAPIĆ-FURAČ, J. Natural honey and black radish juice as tin corrosion inhibitors. **Corrosion Science**, v. 50, p. 1498 – 1504, 2008.

SABZI, M.; DEZFULI, S. M.; ASADIAN, M.; TAFI, A.; MAHAAB, A. *Study of the effect of temperature on corrosion behavior of galvanized steel in seawater environment by using potentiodynamic polarization and EIS methods*. **Materials research express**, v. 6, p. 1-9, 2019.

SALVADOR DAMIN, K. V.; JOÃO GENEROSO, D.; CAVILHA NETO, F. Aços inoxidáveis duplex: uma breve visão. **Revista Liberato**, v. 18, n. 29, p. 113-129, 2017.

SMUK, O. ***Microstructure and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steels***. Thesis - (Doctoral) - Department of Materials Science and Engineering - Division of Ceramics - Royal Institute of Technology - Stockholm, Sweden, 2004.

TEIXEIRA, C. E. O. **Avaliação de propriedades do aço inoxidável superduplex UNS S32760 produzido por diferentes rotas de fabricação**. 2023. 162 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, 2023.

TÓTH, T. *et al.* *Electron beam welding of 2205 duplex stainless steel with nickel-based filler wire using multi-beam technique*. ***Welding in the World***, v. 66, n. 11, p. 2191-2206, 1 nov. 2022.

WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. São Paulo: Edgard Blücher, 2003.