



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIAS DE  
MATERIAIS**

**ALANO DA SILVA RAMALHO**

**ESTUDO DA SUSCEPTIBILIDADE À CORROSÃO ELETROQUÍMICA E  
CORROSÃO SOB TENSÃO DE DOIS AÇOS PERLÍTICOS EM SOLUÇÃO DE  
ÁGUA DO MAR E PRESENÇA DE CO<sub>2</sub>**

**FORTALEZA  
2025**

ALANO DA SILVA RAMALHO

ESTUDO DA SUSCEPTIBILIDADE À CORROSÃO ELETROQUÍMICA E CORROSÃO  
SOB TENSÃO DE DOIS AÇOS PERLÍTICOS EM SOLUÇÃO DE ÁGUA DO MAR E  
PRESENÇA DE CO<sub>2</sub>

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós- Graduação em Engenharia e Ciência  
de Materiais da Universidade Federal do  
Ceará, como requisito parcial à obtenção  
do título de Mestre em Engenharia e  
Ciências de Materiais. Área de  
Concentração: processo de transformação e  
degradação dos materiais.

Orientador: Prof. Dr. Mauro Andres Cerra  
Florez.

FORTALEZA

2025

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação  
Universidade Federal do Ceará  
Sistema de Bibliotecas

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

---

R135e Ramalho, Alano da Silva.

Estudo da susceptibilidade à corrosão eletroquímica e corrosão sob tensão de dois aços perlíticos em solução de água do mar e presença de CO<sub>2</sub> / Alano da Silva Ramalho. – 2025.

65 f. : il. color.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2025.

Orientação: Prof. Dr. Mauro Andres Cerra Florez.

1. Aço-carbono. 2. Corrosão sob tensão. 3. Corrosão sob atmosfera de CO<sub>2</sub>. 4. Ensaios mecânicos e eletroquímicos. 5. Caracterização. I. Título.

CDD 620.11

---

**ESTUDO DA SUSCEPTIBILIDADE À CORROSÃO ELETROQUÍMICA E CORROSÃO  
SOB TENSÃO DE DOIS AÇOS PERLÍTICOS EM SOLUÇÃO DE ÁGUA DO MAR E  
PRESENÇA DE CO<sub>2</sub>**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós- Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciências de Materiais. Área de Concentração: processo de transformação e degradação dos materiais.

Aprovada em 12/03/2025

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Mauro Andres Cerra  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Samuel Filgueiras Rodrigues  
Instituto Federal do Maranhão (IFMA)

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente, eu gostaria de agradecer a Deus, por ter me mantido na trilha correta durante esse projeto de pesquisa, com saúde e força para chegar ao final.

Agradeço ao meu orientador Dr. Mauro Andres Cerra Florez, por aceitar conduzir meu trabalho de pesquisa, pela compreensão, disponibilidade e competência em ter me ajudado a consolidar este momento. A todos os meus professores do Departamento de Engenharia de Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, pela excelência técnica de cada um. Aos meus pais, Mauro Pequeno, que sempre foi meu porto seguro e minha maior inspiração, agradeço por cada palavra de incentivo, cada gesto de amor e por me ensinar, com seu exemplo, que não há limites para os sonhos quando se tem determinação e fé, a José Orlando e Luciene Gomes, pelo apoio durante o período da pós-graduação e toda minha trajetória de vida e o incentivo para acreditar que eu seria capaz de superar os obstáculos que a vida apresentou.

Aos meus irmãos, Eric, Yure e Rannier, pela amizade e atenção dedicadas quando sempre precisei. Ao Marcelo Alves, meu melhor amigo e quem amo e demais amigos e amigas, Ana Aline, Joélia, Milena, Ribamar, Isabel, Larisse, Alessandro, Mirela, Beatriz, Nathalia e João pelo apoio emocional. A todos os meus amigos Gabriel Saraiva, Iranildo, Francileno e Jardel que durante a pós graduação compartilharam dos mesmos desafios que enfrentei, sempre com espírito colaborativo.

A Universidade Federal do Ceará (UFC) e os laboratórios: LEM, LPC, LACAM, LPTS e Central Analítica.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

O conhecimento é uma jornada sem fim, e cada passo dado nos leva mais perto da compreensão do mundo ao nosso redor. (Edgar Morin)

## RESUMO

A corrosão causa sérios danos às estruturas metálicas, equipamentos e materiais, causando falhas e perdas significativas. Compreender esse processo ajuda a prevenir danos especialmente no setor de petróleo e gás, onde uma falha de um componente pode ter consequências graves. Quando na presença de água do mar, a corrosão torna-se mais agravante devido às condições salinas e corrosivas do ambiente marinho. Esta pesquisa analisa a susceptibilidade à corrosão eletroquímica e corrosão sob tensão de dois tipos de aços carbonos expostos a água do mar sintética com e sem a presença de CO<sub>2</sub> em temperatura ambiente. Os aços utilizados nesta pesquisa possuem pequenas variações na sua composição química conforme análise de espectroscopia de emissão óptica. Ao avaliar as propriedades mecânicas dos aços perlíticos a partir de análise de dureza e microdureza, foi possível observar que o aço composto por uma matriz de perlita com esferas de cementita, demonstrou uma menor resistência e dureza em comparação ao aço que apresentou uma microestrutura de perlita fina. Isso se deve ao efeito reforçador da cementita sobre a ferrita, além da resistência ao movimento de deslocações promovida pelos contornos entre ferrita e cementita. Nos ensaios eletroquímicos, que incluíram medições de potencial de circuito aberto, polarização e impedância, ambos os aços apresentaram estabilidade no potencial de equilíbrio em torno de 0,65 V, independentemente do meio sendo ele com ou sem saturação de CO<sub>2</sub>. Nesse potencial, foi constatado que os aços estudados nesta pesquisa experimentam corrosão ativa, caracterizada pela perda contínua de material sem a formação de uma camada protetora que possa retardar ou impedir esse processo. A análise de impedância mostrou que os aços A, composto por uma matriz de perlita com esfera de cementita e B composto por uma matriz de perlita fina, apresentam resistência à corrosão distinta em meio saturado e não saturado. No ensaio realizado em autoclave pelo método U-bend, que investigou o efeito combinado de temperatura (40 °C), pressão (10 bar) e uma solução de água do mar sintética saturada com CO<sub>2</sub>, observou-se que o aço de microestrutura de perlita fina apresentou maior resistência à formação de trincas e à corrosão sob tensão, mantendo melhor sua integridade física ao final do ensaio. Os resultados obtidos indicam que os aços estudados apresentam variações na resistência à corrosão sob diferentes condições eletroquímicas. Os dados desta pesquisa confirmam os mecanismos de corrosão em aços perlíticos, ajudando no desenvolvimento de materiais mais resistentes à corrosão.

**Palavra-chave:** Aço-carbono; Corrosão sob tensão; Corrosão sob atmosfera de CO<sub>2</sub>; Ensaios mecânicos e eletroquímicos; Caracterização.

## ABSTRACT

Corrosion causes serious damage to metal structures, equipment, and materials, causing significant failures and losses. Understanding this process helps prevent damage, especially in the oil and gas industry, where a component failure can have serious consequences. When in the presence of seawater, corrosion becomes more aggravating due to the saline and corrosive conditions of the marine environment. This research analyzes the susceptibility to electrochemical corrosion and stress corrosion cracking of two types of carbon steels exposed to synthetic seawater with and without the presence of CO<sub>2</sub> at room temperature. The steels used in this research have small variations in their chemical composition according to optical emission spectroscopy analysis. When evaluating the mechanical properties of pearlitic steels from hardness and microhardness analysis, it was possible to observe that the steel composed of a pearlite matrix with cementite spheres, demonstrated a lower strength and hardness compared to the steel that presented a fine perlite microstructure. This is due to the reinforcing effect of cementite on ferrite, in addition to the resistance to the movement of displacements promoted by the contours between ferrite and cementite. In the electrochemical tests, which included measurements of open circuit potential, polarization and impedance, both steels showed stability in the equilibrium potential around 0.65 V, regardless of the medium with or without CO<sub>2</sub> saturation. In this potential, it was found that the steels studied in this research experience active corrosion, characterized by the continuous loss of material without the formation of a protective layer that can slow down or prevent this process. The impedance analysis showed that steels A, composed of a perlite matrix with a cementite sphere and B composed of a fine perlite matrix, have distinct corrosion resistance in saturated and unsaturated media. In the test carried out in an autoclave by the U-bend method, which investigated the combined effect of temperature (40 °C), pressure (10 bar) and a solution of synthetic seawater saturated with CO<sub>2</sub>, it was observed that the steel with a fine perlite microstructure showed greater resistance to crack formation and stress corrosion, better maintaining its physical integrity at the end of the test. The results obtained indicate that the studied steels present variations in corrosion resistance under different electrochemical conditions. The data from this research confirms the mechanisms of corrosion in pearlitic steels, helping in the development of more corrosion-resistant materials.

**Keyword:** Carbon steel; Stress corrosion cracking; Corrosion under CO<sub>2</sub> atmosphere; Mechanical and electrochemical tests; Characterization.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1</b>	Micrografia de aço eutetoide de microestrutura perlítica .....	22
<b>Figura 2</b>	Arranjo submarino típico de exploração .....	23
<b>Figura 3</b>	Camadas em um duto flexível .....	23
<b>Figura 4</b>	Amostras utilizadas para os ensaios .....	27
<b>Figura 5</b>	Montagem da célula eletroquímica .....	31
<b>Figura 6</b>	Procedimento de tensionamento dos corpos de prova .....	32
<b>Figura 7</b>	Análise dos corpos de prova após a exposição .....	33
<b>Figura 8</b>	Micrografia do aço A (8a) e aço B (8b) .....	35
<b>Figura 9</b>	Curvas de OCP dos aços A e B com ausência (9a) e presença (9b) de CO <sub>2</sub> .....	40
<b>Figura 10</b>	Especiação de formação de derivados de CO <sub>2</sub> dependentes de Ph .....	41
<b>Figura 11</b>	Curvas de Polarização Linear Anódica dos aços A e B com ausência (11a) e presença (11b) de CO <sub>2</sub> .....	42
<b>Figura 12</b>	Curvas de Nyquist obtidas dos ensaios de EIE para os aços carbono A e B, sem saturação de CO <sub>2</sub> (12a) e com saturação de CO <sub>2</sub> (12b) .....	43
<b>Figura 13</b>	Amostras antes (13a) e depois (13b) de serem ensaiadas .....	44
<b>Figura 14</b>	Inspeção visual do corpo de prova A-1 .....	46
<b>Figura 15</b>	Inspeção visual do corpo de prova de A-2 .....	47
<b>Figura 16</b>	Inspeção visual do corpo de prova de A-3 .....	47
<b>Figura 17</b>	Inspeção visual do corpo de prova B-1 .....	48
<b>Figura 18</b>	Inspeção visual do corpo de prova B-2 .....	48
<b>Figura 19</b>	Inspeção visual do corpo de prova B-3 .....	49
<b>Figura 20</b>	Micrografia da amostra A sem saturação de CO <sub>2</sub> , destaque para o ponto de captura de espectro Raman com picos característicos .....	51
<b>Figura 21</b>	Micrografia da amostra A com saturação de CO <sub>2</sub> , com destaque para o ponto de captura de espectro Raman com picos característicos .....	52
<b>Figura 22</b>	Micrografia da amostra B sem saturação de CO <sub>2</sub> destaque para o ponto de captura de espectro Raman com picos característicos .....	53
<b>Figura 23</b>	Micrografia da amostra B com saturação de CO <sub>2</sub> destaque para o ponto de captura de espectro Raman com picos característicos .....	54

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b>	Dimensionamento das amostras .....	27
<b>Tabela 2</b>	Composição para preparação da água do mar sintética .....	28
<b>Tabela 3</b>	Composição química em porcentagem de massa dos aços analisados ...	36
<b>Tabela 4</b>	Dureza Rockwell B dos aços A e B em 12 indentações .....	38
<b>Tabela 5</b>	Microdureza Vickers dos aços A e B em 12 indentações .....	38
<b>Tabela 6</b>	Condições para realização do ensaio em autoclave .....	46
<b>Tabela 7</b>	Resumo da susceptibilidade a formação de trinca nos aços carbono .....	49
<b>Tabela 8</b>	Identificação dos Picos Raman cm <sup>-1</sup> dos aços carbonos quando submetidos ou não a saturação de CO <sub>2</sub> .....	55
<b>Tabela 9</b>	Taxa de corrosão dos corpos de prova imerso em solução de água do mar sintética com saturação de CO <sub>2</sub> durante 1 dia .....	58
<b>Tabela 10</b>	Taxa de corrosão dos corpos de prova imerso em solução de água do mar sintética com saturação de CO <sub>2</sub> durante uma semana (7 dias) .....	58

## **LISTA DE ABREVIASÕES**

HV	Dureza Vickers
CST	Corrosão Sob Tensão
AISI	American Iron and Steel Institute
SAE	Society of Automotive Engineers
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
OCP	Potencial de Circuito Aberto
LACAM	Laboratório de Caracterização de Materiais
EEO	Espectroscopia de Emissão Óptica
EIE	Espectroscopia de Impedância Eletroquímica
UFC	Universidade Federal do Ceará
LPC	Laboratório de Pesquisa em Corrosão
LPTS	Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem

## SUMÁRIO

1	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	14
2	<b>OBJETIVOS .....</b>	16
2.1	<b>Objetivo Geral .....</b>	16
2.2	<b>Objetivos Específicos .....</b>	16
3	<b>REFERENCIAL TEÓRICO .....</b>	17
3.1	<b>Corrosão .....</b>	17
3.2	<b>Corrosão sob tensão .....</b>	17
3.3	<b>Aços-carbono .....</b>	19
3.4	<b>Aços perlíticos .....</b>	21
3.5	<b>Dutos flexíveis risers .....</b>	23
3.6	<b>Estudos de corrosão sob tensão .....</b>	24
3.7	<b>Resistência dos aços à corrosão .....</b>	25
3.8	<b>Métodos de tratamento térmico para a esferoidização da cementita .....</b>	26
4	<b>METODOLOGIA .....</b>	27
4.1	<b>Preparação dos corpos de prova, Metalografia, Dureza e Microdureza .....</b>	27
4.1.1	<b><i>Preparação dos corpos de prova .....</i></b>	27
4.1.1.1	<b><i>Montagem dos corpos de prova .....</i></b>	28
4.1.2.	<b><i>Metalografia .....</i></b>	29
4.1.3	<b><i>Ensaio de dureza Rockwell .....</i></b>	29
4.1.4	<b><i>Ensaio de Microdureza Vickers .....</i></b>	29
4.2	<b>Caracterização da estrutura das amostras .....</b>	29
4.2.1	<b><i>Espectroscopia de Emissão Óptica (EEO) .....</i></b>	29
4.2.2	<b><i>Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) .....</i></b>	30
4.2.3	<b><i>Espectroscopia Raman .....</i></b>	30
4.3	<b>Ensaios eletroquímicos .....</b>	30
4.3.1	<b><i>Monitoramento de Potencial de circuito aberto (OCP).....</i></b>	31
4.3.3	<b><i>Polarização Potenciodinâmica linear.....</i></b>	31
4.4	<b>Espectroscopia de impedância eletroquímica.....</b>	32
4.4.1	<b><i>Ensaio de U-Bend .....</i></b>	32
4.5	<b>Perda de massa por análise gravimétrica .....</b>	33
5	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	35

5.1	<b>Microscopia por Emissão Óptica .....</b>	35
5.2	<b>Composição Química .....</b>	36
5.3	<b>Ensaio Mecânicos .....</b>	38
5.3.1	<i>Dureza Rockwell .....</i>	38
5.3.2	<i>Microdureza Vickers .....</i>	38
5.4	<b>Ensaio Eletroquímicos .....</b>	39
5.4.1	<i>Potencial de Circuito Aberto (OCP) .....</i>	39
5.4.2	<i>Polarização Anódica .....</i>	41
5.4.3	<i>Espectroscopia de Impedância Eletroquímica – EIE .....</i>	43
5.5	<b>Ensaio de Corrosão Sob Tensão U-bend .....</b>	44
5.6	<b>Caracterização por Espectroscopia Raman .....</b>	50
5.7	<b>Perda de massa por análise gravimétrica .....</b>	57
6	<b>CONCLUSÕES .....</b>	60
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	62

## 1. INTRODUÇÃO

O conceito de resistência à corrosão de um material está intimamente relacionado com a sua integridade estrutural, que, por sua vez, tem importante vinculação com os aspectos de confiabilidade operacional dos componentes de engenharia (Taylor *et al.*, 2018).

Ao se considerar o emprego de materiais na construção de equipamentos ou instalações, é necessário verificar se os mesmos resistem à ação do meio ambiente, além de apresentar propriedades mecânicas e características de fabricação adequadas. Na maioria dos processos de corrosão, os metais reagem com os elementos não-metálicos presentes no meio, produzindo compostos semelhantes aos encontrados na natureza (Tait, 2018).

A corrosão é um processo que degrada metais diminuindo a resistência mecânica de componentes estruturais e quando há a presença de esforços mecânicos, a interação entre metal-meio pode resultar em trincamentos por Corrosão Sob Tensão (CST) (Khalifeh, 2020). Como essa corrosão é dependente de esforços mecânicos trativos, os estudos sobre a resposta mecânica dessas ligas metálicas a carregamentos externos são de grande interesse tecnológico.

O aço carbono, devido a sua gama de aplicações industriais e sua capacidade de reagir com meios corrosivos, é um dos principais alvos de corrosão. Um quinto da produção mundial de aço-carbono é destinado a repor perdas causadas pela corrosão. Os gastos mundiais decorrentes da corrosão são imensos e causados principalmente por redução da vida útil de peças, custos de manutenção e processos de proteção (Luiz *et al.*, 2020).

O amplo uso de aços carbonos estruturais em aplicações industriais se deve pelas suas propriedades mecânicas e custos adequados. Entretanto, as ligas metálicas interagem com o meio que os cerca resultando em corrosão metálica.

Os materiais de aços-carbonos são aplicados em indústrias de gás natural, óleos, utilizados em construções navais (Link *et al.*, 2009) e dutos para transporte de combustíveis fósseis (Mohtadi-Bonab *et al.*, 2015), a suscetibilidade à corrosão induzida pelo ambiente deve ser analisada para que não ocorra falha decorrente da corrosão sob tensão.

Diversos acidentes causados pela corrosão de materiais de aços carbonos são reportados na literatura. Em 2019, no Brasil, um vazamento de gás natural resultante do rompimento de um gasoduto em Macaé-RJ pelo Gasoduto Cabiúnas causou uma explosão e a formação de uma cratera na área afetada. Segundo De Oliveira e De Moraes (2019), a corrosão sob tensão foi a causa desse incidente, desencadeando inspeções para localizar outras trincas relacionadas a essa corrosão e a criação de planos de reparo.

Quando se dispõe de uma seleção de materiais para a construção de equipamentos ou instalações, é crucial garantir que esses materiais sejam capazes de suportar as influências do ambiente circundante, ao mesmo tempo em que possuam propriedades mecânicas e características de produção adequadas (Gentil, 1996).

A norma ASTM G30 (2016) é comumente empregada para condução de ensaios de corrosão em corpos de prova que passam por um processo de conformação em formato de "U". Esse procedimento tem como objetivo a avaliação de trincas resultantes de corrosão sob tensão em metais. Uma amostra utilizada na conformação em "U" geralmente consiste em uma tira retangular que é dobrada em um ângulo de 180º em torno de um raio predefinido, mantendo-se essa condição de deformação constante durante o teste de corrosão sob tensão.

O grande problema em tal condições operacionais é a corrosão interna dos aços das tubulações devido à presença de alto teor de CO<sub>2</sub>, incluindo corrosão sob tensão fenômeno de fissuração (CST). A CST se caracteriza como uma séria preocupação na indústria de petróleo e gás, devido à sua capacidade de causar falhas súbitas e catastróficas na estrutura, sem aviso prévio. As trincas, muitas vezes difíceis de detectar visualmente, podem se propagar rapidamente, aumentando o risco de vazamentos de substâncias perigosas, danos ambientais, riscos à segurança e prejuízos econômicos significativos. Além disso, os custos associados à reparação e compensação por danos podem ser substanciais, destacando a importância do monitoramento regular, inspeções e medidas preventivas para mitigar os riscos da CST em tubulações. O CO<sub>2</sub> acelera a corrosão geral dos aços carbono e a taxa de corrosão aumenta com o aumento da pressão parcial de CO<sub>2</sub>. Além disso, o CO<sub>2</sub> torna-se mais agressivo na presença de umidade o que leva à diminuição do valor do pH e formação de ácido carbônico.

Diante do exposto, esta pesquisa se prontificou em realizar ensaio de corrosão sob tensão no CO<sub>2</sub> utilizando autoclave com o método U-band, seguido de caracterização do material utilizando procedimentos eletroquímicos de polarização e impedância de bancada em meio de CO<sub>2</sub> não pressurizado em dois tipos de aço-carbono. Ademais, foram analisados o risco de ocorrência de CST no ambiente corrosivo com alto teor de CO<sub>2</sub> com base na norma ASTM G30, testes de tração de amostras miniaturizadas, bem como testes de flexão em taxas de deformação lentas seguidas por observações microscópicas.

## 2      OBJETIVOS

### 2.1    Objetivo Geral

Avaliar a susceptibilidade à corrosão eletroquímica e a corrosão sob tensão de dois tipos de aços carbono expostos a água do mar sintética e a presença de CO<sub>2</sub>.

### 2.2    Objetivos Específicos

- Caracterizar a microestrutura das amostras por meio de técnicas metalográficas e microscopia eletrônica, identificando fases e aspectos para o comportamento corrosivo e avaliar as propriedades mecânicas dos aços utilizando ensaios de dureza e microdureza;
- Investigar e correlacionar o comportamento eletroquímico dos aços em ambiente de água do mar sintética saturada com CO<sub>2</sub> a fim de comparar a resistência à corrosão dos aços com base nos resultados dos ensaios, identificando qual material apresenta melhor desempenho para compor as armaduras de tração dos dutos flexíveis;
- Avaliar o desempenho destes aços quando submetidos a esforços mecânicos utilizando o método U-bend com a finalidade de determinar a sua susceptibilidade à corrosão sob tensão em ambientes agressivos como água do mar sintética e CO<sub>2</sub> saturado.

### **3 REFERENCIAL TEÓRICO**

#### **3.1 Corrosão**

A corrosão é um fenômeno químico em materiais metálicos, causado por processos físicos, químicos ou biológicos (Natasya *et al.*, 2022). Devido a reações químicas com o meio ambiente, a corrosão resulta em falhas funcionais e perdas econômicas (Harsimran; Santosh e Rakesh, 2021).

Segundo Ayodeji e colaboradores (2021), nos processos corrosivos predominam reações eletroquímicas de oxirredução. O metal, polo negativo (ânodo), perde elétrons para o meio, sofrendo oxidação. O polo positivo (cátodo), em contrapartida, assimila os elétrons do metal, sofrendo redução. O metal forma cátions e o meio corrosivo leva à formação de ânions. Em consequência, uma película passivadora é formada na superfície do metal. Quanto maior o contato do meio corrosivo e o metal, maior será o processo de deterioração do material.

Sendo um processo de natureza eletroquímica, espontâneo e irreversível, a corrosão é capaz de destruir completamente os metais, agindo na sua superfície, na ausência de proteção. Os processos corrosivos podem ocorrer de diversas formas, assumir diversas aparências, formas de ataque, causas e mecanismos (Gentil, 2011).

A corrosão é uma tendência que leva à restrição dos materiais e pode comprometer sua eficácia. Segundo Gentil (2011), a corrosão é descrita como a manipulação de materiais, muitas vezes metálicos, resultante de sua interação química ou eletroquímica com o ambiente, podendo ou não ser influenciada por forças mecânicas. Devido à sua natureza crítica e ao potencial de gerar custos substanciais para os materiais, os efeitos da corrosão são cuidadosamente considerados durante o processo de projeto. Para minimizar os danos são frequentemente adotadas medidas como o aumento da espessura dos materiais e a implementação de mecanismos de proteção a fim de minimizar os danos.

#### **3.2 Corrosão sob tensão**

A corrosão sob tensão é definida, segundo Li e colaboradores (2018), como um tipo de falha de metais que fraturam quando estão sob ação simultânea de tensões trativas e um meio corrosivo específico. A fratura devido à corrosão sob tensão (CST) é muitas vezes inesperada, com o material não apresentando perda de massa considerável pela corrosão.. As condições para o surgimento de CST são específicas para cada tipo de material, solicitações mecânicas e meio, de forma que, alterações nessas condições podem evitar o surgimento da falha.

Segundo Wang e colaboradores (2019) análise da trinca de corrosão sob tensão (CST), que possui aparência microscópica de fratura frágil, pode ser dividida no período de nucleação da trinca e no período de propagação da trinca. O período de nucleação, ou de indução, é o necessário para o surgimento da trinca. As trincas de CST podem surgir sem uma evidência perceptível de corrosão na superfície, e estão frequentemente associadas à defeitos pré-existentes no material, como descontinuidades na superfície, pites ou contornos de grãos. Tendo sua origem na superfície em contato com o meio corrosivo, a propagação pode ocorrer tanto no comprimento quanto na profundidade.

A propagação da trinca é o período em que a trinca começa a avançar até um valor final que pode causar a falha catastrófica. As trincas de CST são caracterizadas por seguir um caminho não linear, com ramificações e podem se apresentar na forma de colônias de trincas paralelas. A propagação pode ocorrer de forma intergranular ou transgranular, ou uma combinação das duas, de acordo com o material, as tensões e o meio corrosivo (Junior, 2020)

De acordo com Shen e colaboradores (2018), a trinca intergranular em corrosão sob tensão é um tipo de fratura que ocorre nos contornos dos grãos da rede cristalina do material. Os contornos de grãos, preferidos para a corrosão, possuem energia maior do que a energia da matriz. A ação de tensões aumenta a velocidade de penetração desse tipo de trinca. No caso das trincas transgranulares em corrosão sob tensão, a fratura se propaga através dos grãos da rede cristalina. A aplicação de tensão nesse caso resulta no surgimento de um mecanismo de corrosão que não ocorreria sem a presença de tensão.

Em virtude da complexa relação entre material, meio e tensões, os mecanismos envolvidos na corrosão sob tensão ainda não são totalmente conhecidos. Não há um mecanismo único capaz de explicar todos os casos e os experimentos realizados são os responsáveis por grande parte das descobertas (Junior, 2020).

Segundo Junior (2020) quatro categorias básicas de mecanismos foram propostas para a CST. Essas categorias de mecanismos são: corrosão em caminho ativo, pelo rompimento de filme protetor, por fragilização e por adsorção.

Corrosão sob tensão em caminho ativo, também conhecida como corrosão sob tensão em dissolução anódica, é um mecanismo baseado na existência prévia de caminhos susceptíveis à reação anódica de dissolução. A segregação e a precipitação de componentes nos contornos de grãos geram uma diferença entre a composição química e o potencial eletroquímico dos contornos com relação às regiões adjacentes e cria um caminho ativo, preferível para a corrosão localizada. Além disso, a remoção das camadas protetoras devido à

deformação plástica na ponta da trinca facilita o surgimento de corrosão localizada (Corrosionpedia, 2019).

Corrosão pelo rompimento de filme protetor é um mecanismo baseado em um ciclo que envolve o rompimento localizado do filme protetor na ponta da trinca devido às tensões trativas, ataque localizado na região de ruptura do filme e posterior reparação do filme. O filme protetor é uma película formada por metais e ligas que tornam os materiais uma área catódica. Em alguns casos, não ocorre a reparação do filme protetor, devido à maior taxa de rompimento do filme na ponta da trinca em relação à sua reparação. Nesse caso, quando a propagação da trinca é iniciada, a ponta da trinca permanece com metal ativo exposto que é preferencialmente atacado pelo meio corrosivo (Cheng, 2013).

Segundo Chen e colaboradores (2021), o tempo é um parâmetro importante no estudo de corrosão sob tensão, pois o principal dano causado pela falha ocorre com a propagação da trinca. A propagação da trinca causa uma redução na área da seção transversal do material, aumentando a tensão aplicada até a ruptura.

Gentil (2011) afirma que o tempo para ocorrer a falha por CST está relacionado com as solicitações mecânicas, a natureza e concentração do meio corrosivo, a temperatura e as características do material.

### **3.3 Aços-carbono**

O aço carbono é uma liga metálica composta principalmente por ferro e carbono, podendo conter ainda outros elementos de liga de acordo com propriedades de interesse (Callister e Rethwisch, 2014), como silício (Si), fósforo (P), enxofre (S), manganês (Mn) e cromo (Cr) (Moliterno e Brasil, 2015). Os aços carbono são o tipo mais produzido no mundo, representando cerca de 80% da produção mundial, e empregados de forma mais intensiva em variadas aplicações. Em geral, são ligas de ferro que contém um percentual de manganês menor que 1,65%, silício menor que 0,6% e um total de outros elementos que não ultrapassam 2%; esses elementos residuais são inseridos na composição química dos aços carbono durante o processo de fabricação (Tschiptschin, 2019)

A quantidade de carbono pode variar entre 0,05% e 2,0% em peso. Esta variação na quantidade influencia significativamente as propriedades mecânicas e físicas do aço, tornando-o um material versátil para variadas aplicações. Em geral, o aço carbono é classificado em três categorias principais: baixo, médio e alto carbono. Cada categoria possui características distintas que determinam seu uso em diferentes setores industriais (Barragan, 2016).

Chiaverini (2015) afirma que, em relação ao teor de carbono, podem ser subdivididos em três grupos:

- Aços de baixo teor de carbono, que contém teores de C inferiores a 0,2%. Possuem alta tenacidade e ductilidade, baixa resistência e dureza, adequada usinabilidade e soldabilidade. Possuem maior resistência à corrosão em relação aos demais aços carbono. São aços não tratados termicamente;
- Aços de médio teor de carbono, com %pC entre 0,2% e 0,5%. Em comparação aos de baixo teor de carbono, têm maior resistência, maior dureza, menor tenacidade e menor ductilidade. Possuem ainda um teor de carbono adequado para a realização dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento;
- Aços de alto teor de carbono, com uma composição de acima de 0,5%pC a 2,11%pC, aproximadamente. Apresentam as maiores resistência mecânica e dureza e menor ductilidade entre os aços-carbono. Em geral, produtos fabricados a partir destes aços passam pelos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para melhorar suas propriedades mecânicas.

Quanto à nomenclatura, o American Iron and Steel Institute (AISI) e a Society of Automotive Engineers (SAE) denominaram os aços-carbono e os demais aços utilizando quatro dígitos, isto é, no formato XXXX, onde os primeiros dois dígitos indicam os elementos de liga presentes e seus respectivos teores e os dois últimos se referem ao teor de carbono. A American Society for Testing Materials (ASTM) aprimorou as nomenclaturas do AISI e da SAE, adicionando às denominações dos aços letras que correspondem a especificações do seu tipo e/ou produção, além de alterar o número de dígitos para cinco (Kalpakjian e Schmid, 2009).

As propriedades dos aços-carbono são afetadas principalmente por dois fatores: a composição química e a microestrutura. A presença de carbono influencia as propriedades destes materiais, de forma que, em aços-carbono resfriados lentamente (ou seja, em condições em que a austenita é capaz de se transformar completamente), melhora a temperabilidade, a resistência mecânica, a dureza e a resistência ao desgaste, e também reduz a ductilidade, a soldabilidade e a tenacidade (Chiaverini, 2015).

Segundo Silva e Mei, (1988), os aços-carbono também são classificados conforme a microestrutura em:

- Aços Perlíticos: Constituídos por perlita, uma mistura lamelar de ferrita (fase alfa) e cementita ( $Fe_3C$ ). Apresentam resistência e ductilidade. Os aços perlíticos ainda são classificados em Aço Eutetoide (contém aproximadamente 0,77% de carbono, formando

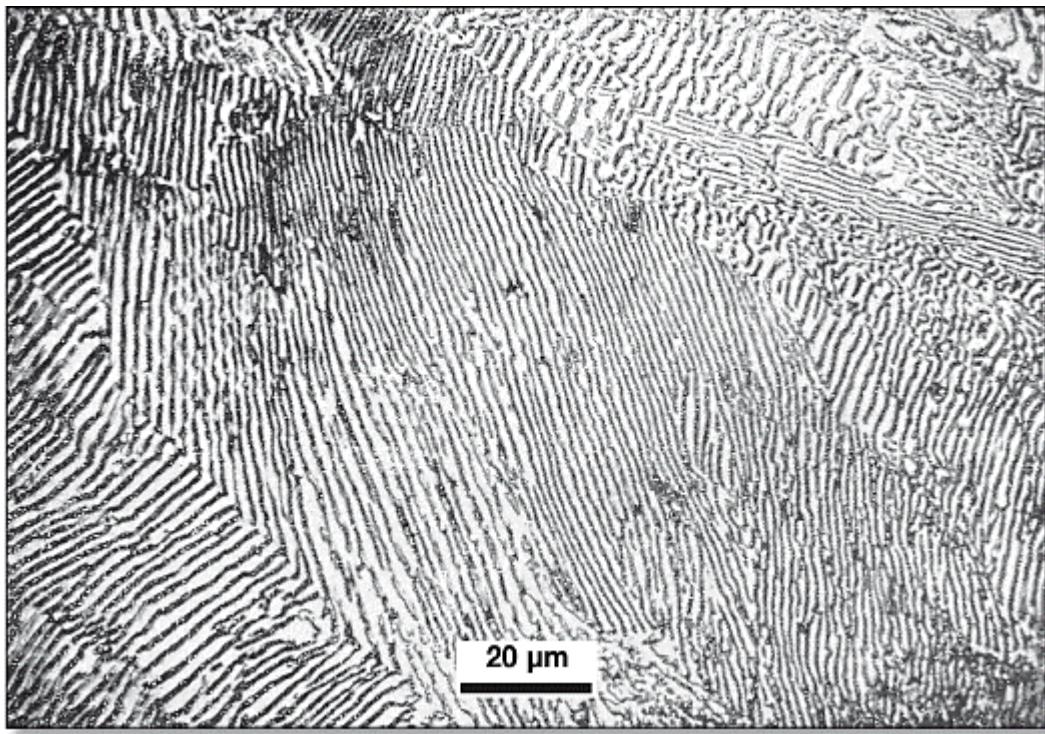
uma estrutura completamente perlítica após o resfriamento lento do estado austenítico), Aço Hipoeutetoide (contém menos de 0,77% de carbono; durante o resfriamento lento, forma uma mistura de perlita e ferrita pró-eutetoide) e Aço Hipereutetoide (contém mais de 0,8% de carbono; no resfriamento lento, resulta em uma mistura de perlita e cementita pró-eutetoide);

- Aços Bainíticos: Constituídos por bainita, que pode ser superior (estrutura mais grossa) ou inferior (estrutura mais fina e acicular), formada a partir da transformação da austenita em temperaturas intermediárias entre a formação da martensita e da perlita. Apresentam resistência e tenacidade;
- Aços Martensíticos: Compostos por martensita, uma estrutura tetragonal de corpo centrado (BCT) resultante da rápida transformação da austenita (fase gama) durante a têmpera. Apresentam alta dureza e resistência mecânica, por outro lado, baixa ductilidade.
- Aços Ferríticos: Contêm menos de 0,02% de carbono, resultando em uma microestrutura predominantemente ferrítica. Apresentam alta resistência à corrosão e boa soldabilidade;
- Aços Austeníticos: Mantém a estrutura austenítica (fase FCC) em temperatura ambiente, geralmente devido à adição de elementos de liga como níquel e manganês, que estabilizam a austenita. Apresentam alta ductilidade, resistência à corrosão e boa tenacidade em baixas temperaturas.

### 3.4 Aços perlíticos

A perlita é um produto de transformação da austenita, constituída por fases alternadas de ferrita e cementita. Essa mistura é essencialmente composta por camadas alternadas de ferrita e cementita (Fideles, 2023). Lamelas vizinhas de ferrita e cementita que cresceram paralelamente entre si constituem uma colônia. Cada colônia tem uma única direção de crescimento e diversas colônias de diferentes direções de crescimento formam uma nódulo, então os nódulos colidem uns com os outros e finalmente todo o processo de transformação é concluído (Tian *et al.*, 2022). A Figura 2 descreve a microestrutura de uma perlita.

**Figura 1:** Micrografia de aço eutetoide de microestrutura perlítica.



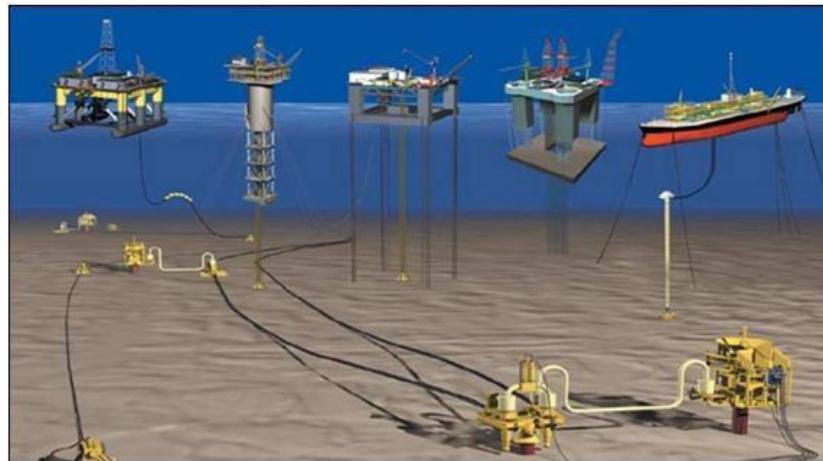
Fonte: COUPAERT, 2008.

Essa microestrutura é muito importante na tecnologia do aço, pois pode se formar em quase todos eles, a depender do tratamento térmico realizado. Tais tratamentos são dependentes diretamente do teor de carbono e de outros elementos de liga que podem variar de acordo com a aplicação desejada (Das; Bradley e Haldar, 2019).

As propriedades mecânicas de aços perlíticos são afetados por sua microestrutura, devido aos tamanhos de nódulos e colônias, bem como o espaçamento da ferrita e lamelas de cementita (Tian *et al.*, 2022).

Os aços perlíticos são valorizados em aplicações onde são exigidos alta resistência à tração e boa resistência à fadiga, como em molas, cabos de aço e dutos flexíveis risers utilizados na indústria de petróleo e gás. A resistência à fadiga é uma característica determinante, especialmente em componentes que são submetidos a cargas cíclicas e variações de tensão. Além disso, os aços perlíticos apresentam adequada resposta a tratamento térmico, o que permite ajustar suas propriedades mecânicas conforme necessário para diferentes aplicações (Nikas; Zhang e Ahlström, 2018).

**Figura 2:** Arranjo submarino típico de exploração.

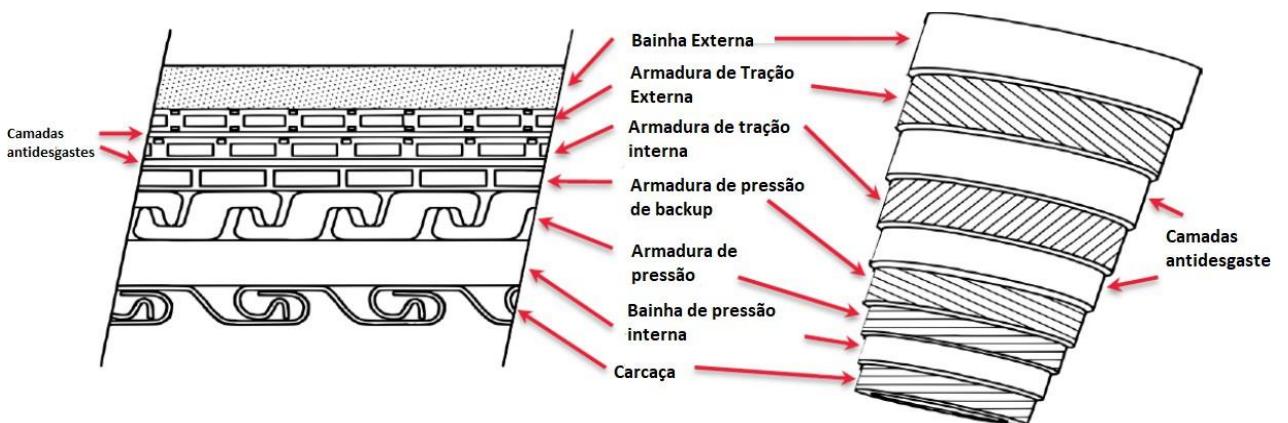


Fonte: LEPAUS, 2010.

### 3.5 Dutos flexíveis risers

Os aços perlíticos, caracterizados por uma estrutura microcristalina que alterna entre ferrita e cementita, são amplamente utilizados na fabricação de dutos flexíveis risers devido à sua combinação de resistência mecânica e ductilidade (Ababkov *et al.*, 2021).

**Figura 3:** Camadas em um duto flexível.



Fonte: Adaptado pelo autor (2025).

Esses materiais são essenciais para aplicações submarinas, onde os risers precisam suportar pressões elevadas, movimentos constantes e ambientes corrosivos. A estrutura dos dutos flexíveis apresenta diversas camadas de materiais metálicos e poliméricos e tem como principais características a resistência à tração, ao colapso, à pressão interna, ao ataque de produtos químicos, facilidade de instalação e de reutilização, flexibilidade, entre outras (Fideles, 2023).

A microestrutura perlítica proporciona uma resistência à fadiga vital para a longevidade dos risers em operações contínuas de exploração e produção de petróleo e gás em águas profundas. Para escoamento do petróleo entre o poço e a unidade marítima de produção offshore são utilizados dutos flexíveis risers construídos com camadas de aço e polímeros. À medida em que se avança para maiores profundidades, maiores desafios são enfrentados, como altas pressões, maior peso do riser, maior força das correntes marinhas, etc. Como solução para alguns desses problemas, os risers flexíveis têm se mostrado mais eficazes e vêm sendo amplamente utilizados para águas profundas (Carvalho *et al.*, 2019).

Além disso, conforme Zhang e Wu (2019), a capacidade de adaptação desses aços às deformações plásticas e à resistência ao desgaste torna-os ideais para enfrentar os desafios técnicos impostos pelas condições extremas do fundo do mar.

Nos últimos anos, as condições operacionais das unidades de produção em águas profundas têm permitido a observação de diversas falhas em risers flexíveis. O principal modo de falha identificado tem sido a ruptura das armaduras de tração (Pereira, 2016).

O estudo dos aços de tração (que compõem as armaduras de tração) submetidos a condições severas de corrosão com CO<sub>2</sub>, NaCl e H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> passa a ser de interesse da indústria do petróleo, além de interessar às empresas fabricantes dos dutos flexíveis que desenvolvem materiais com diferentes composições e tratamentos térmicos. Com isso, a aplicação de materiais diversos e em condições ambientalmente desfavoráveis são fatores de relevância para as indústrias que fabricam tais componentes, pois, dessa forma, visaram à otimização e à qualidade do produto final (Verma; Quraishi e Ebenso, 2020).

### **3.6 Estudos de corrosão sob tensão**

Diversos estudos descrevem a importância de testes de corrosão sob tensão como ferramenta significativa para avaliação de segurança de um material como o desenvolvimento e seleção, prevenção de falhas prematuras e atendimento às regulamentações vigentes (Al'khimenko *et al.*, 2022).

Zhang e colaboradores (2024) promoveram estudos de corrosão sob tensão da liga Ti6321 em ambiente simulado de mar profundo, com diferentes microestruturas. Os autores examinaram amostras com microestruturas distintas e analisaram a morfologia macroscópica das fraturas após teste de corrosão. A partir disso, avaliaram a presença de corrosão sob tensão em todas as amostras, com zonas de pré-trinca, trinca induzida por corrosão sob tensão e fratura mecânica claramente diferenciadas, sendo a extensão variável conforme a microestrutura. Os testes de corrosão sob tensão possibilitaram compreender como diferentes microestruturas

influenciam a susceptibilidade à corrosão sob tensão e a extensão das zonas de trinca. Nesse caso, o estudo de corrosão sob tensão é substancial para o desenvolvimento de medidas preventivas e mitigatórias contra a corrosão em aplicações marítimas, onde a integridade estrutural é crucial para a segurança e eficiência das operações.

Liu e colaboradores (2024), por sua vez, investigaram os efeitos da corrosão sob tensão em juntas soldadas de liga de alumínio ADC12 em solução de NaCl a 3,5%. O estudo da corrosão sob tensão nesta pesquisa analisa a influência do desempenho e a durabilidade de ligas de alumínio em ambientes marítimos, além de compreender mecanismos de comprometimento da integridade estrutural de componentes e peças de alumínio.

Ren e colaboradores (2024) avaliaram o efeito da temperatura de revenimento na resistência à corrosão sob tensão de um aço de baixa liga e alta resistência com alto teor de vanádio, de forma a compreender como diferentes temperaturas de revenimento afetam a susceptibilidade do aço à corrosão sob tensão do material.

### **3.7 Resistência dos aços à corrosão**

De acordo com Luiz e colaboradores (2020), parte da produção mundial de aço é perdida em virtude da corrosão. Os equipamentos para aplicação na indústria petroquímica, em especial, estão sujeitos a diferentes formas de corrosão, dentre os principais mecanismos, destaca-se a corrosão promovida por íons cloreto provenientes da água do mar, corrosão sob tensão em equipamentos submetidos a cargas mecânicas, ação corrosiva de ácidos e dióxido de carbono e corrosão microbiológica, devido a microrganismos existentes no oceano (Groysman, 2017).

A combinação dos fatores mencionados e a importância econômica mundial apresentada por esta indústria, motivam o desenvolvimento de tecnologias que reduzam ou inibam a corrosão nesses meios altamente agressivos, assim como também o desenvolvimento de materiais com elevada resistência à corrosão, como os aços inoxidáveis (Groysman, 2017).

Park e colaboradores (2023) avaliaram formas de proteção do aço contra corrosão principalmente através da otimização da composição química do aço Hadfield, adicionando cromo (Cr). A adição de cromo ao aço auxilia na formação de uma camada passivadora de óxido de cromo mais resistente à corrosão, de modo a limitar o contato da superfície do aço e o ambiente corrosivo, retardando com isso o processo de corrosão.

Para Ai e colaboradores (2022), por sua vez, informa que altos teores de cromo (Cr) e molibdênio (Mo), corroboram para um aumento da resistência do aço, de modo que a presença de cromo na liga forma uma camada passivadora de óxido, enquanto o molibdênio ajuda a

proteger o aço contra a corrosão provocada pela alta concentração de cloreto em ambientes marinhos.

Em trabalho, Li e colaboradores (2015) estudaram os efeitos da inclusão de estanho no aumento da resistência à corrosão do aço. Os autores relataram que um pequeno teor de estanho (cerca de 0,05 % em peso) poderia melhorar a resistência à corrosão do aço. A adição de estanho ao aço, para atuar como um elemento resistente à corrosão, poderia potencialmente reduzir o seu preço pois não há necessidade de grandes concentrações. No estudo observou-se que a taxa de corrosão apresentou uma redução proporcional ao aumento da quantidade de estanho. Assim os autores constataram que a adição desse elemento teve um impacto favorável na resistência do aço à corrosão por pites.

### **3.8    Métodos de tratamento térmico para a esferoidização da cementita**

Segundo Chiaverini (2003), há três formas de realizar o tratamento térmico de esferoidização:

- Aquecimento prolongado em temperaturas próximas à temperatura eutetoide (Região Subcrítica), na qual o material é mantido em temperaturas pouco abaixo da temperatura eutetoide (normalmente entre 700 e 740 °C), durante períodos prolongados. Isso favorece a esferoidização por recristalização e difusão, proporcionando a transformação dos carbonetos lamelares em partículas esféricas;
- Ciclos repetidos de aquecimento e resfriamento em torno da temperatura eutetoide (Região Crítica), na qual o material é aquecido a temperaturas alternadas acima e abaixo de 727 °C, com ciclos controlados. Esse processo causa alterações microestruturais repetitivas que promovem a esferoidização dos carbonetos;
- Aquecimento em temperaturas acima da temperatura eutetoide e resfriamento lento, na qual o material é inicialmente aquecido para atingir parcialmente a região austenítica (acima da de 727 °C) e, em seguida, resfriado muito lentamente. Essa abordagem permite que os carbonetos formem partículas esferoidais durante a transformação.

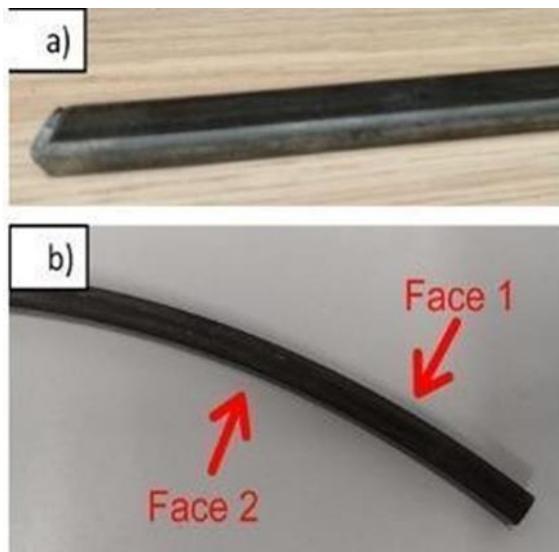
## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Preparação dos corpos de prova, Metalografia, Dureza e Microdureza.

#### 4.1.1 Preparação dos corpos de prova.

As amostras foram extraídas de dois tipos de fios de aços carbono, exemplificados na Figura 4.

**Figura 4:** Amostras utilizadas para os ensaios.



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

O aço carbono (a) foi cortado 14,1 mm de largura por 8,5 mm de espessura, tendo o seu comprimento variado, enquanto o aço (b) foi cortado 10 mm de largura por 8 mm de espessura, tendo o seu comprimento variado. As dimensões de cada corpo de prova são descritas na Tabela 1.

**Tabela 1:** Dimensionamento das amostras.

Material	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
A	14,1	8,5	5,8
B	10	8	4

Fonte: Elaborado pelo autor (2025)

Os corpos de prova passaram por tratamento superficial a fim de remover óxidos e impurezas. Essa ação foi realizada por lixamento com carbeto de silício com granulometrias

variadas (100, 220, 320, 400 e 600). Após o lixamento, as amostras foram lavadas com álcool e secas à temperatura ambiente.

#### *4.1.1.1 Montagem dos corpos de prova*

As amostras foram embutidas em resina-epóxi e conectadas a um fio condutor de cobre, a fim de obter-se contato elétrico. Apenas a superfície frontal dos corpos de prova (face 1) foi exposta ao meio do ensaio.

Foi preparado 8L de solução de água do mar sintética, seguindo especificações da Tabela 2, como também a padronização do pH para 8,2, acompanhada por análise em pHmetro automático usando 0,5 molar de solução de Hidróxido de Sódio para alcalinizar o meio conforme a resolução ASTM 1141. Os ensaios foram realizados submetendo os corpos de prova à pressão de 1 atm e imersos em solução de água do mar sintética e em temperatura ambiente.

**Tabela 2:** Composição para preparação da água do mar sintética.

Reagente	g/L de água do mar Sintética	Quantidade desejada (G)
NaCl (P.A.)	24,543	73,629
Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (anidro)	4,094	12,282
MgCl <sub>2</sub> .6H <sub>2</sub> O	11,112	33,336
CaCl <sub>2</sub> (anidro)	1,158	3,474
SrCl <sub>2</sub> .6H <sub>2</sub> O	0,042	0,126
KCl	0,695	2,085
NaHCO <sub>3</sub>	0,201	0,603
KBr	0,100	0,300
H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub>	0,027	0,081

Fonte: Elaborado pelo autor (2025)

A ausência e presença de gás CO<sub>2</sub> dissolvido em solução de água do mar sintética foi analisada para comparação da influência da formação do ácido carbônico na resistência à corrosão dos corpos de prova submetidos aos experimentos.

#### **4.1.2. Metalografia**

A preparação metalográfica teve como objetivo revelar as fases presentes na superfície da amostra, para tanto após o corte nas dimensões aproximadamente de 10x10x5 mm<sup>3</sup>, foi realizado o embutimento a quente em baquelite como recebida das amostras de aços perlíticos. Em seguida foram lixadas com lixas de granulometria 80, 220, 340, 400, 600 e 1200, logo depois foi feito o polimento nos panos com pasta de diamante de 3 a 1 μ. As amostras foram lavadas com álcool e secadas a temperatura ambiente.

Com objetivo de revelar a microestrutura do material foi feito o ataque químico com Nital 2% para revelar sua microestrutura. A análise microestrutural foi realizada no microscópio óptico Ziess® modelo AX10 acoplado a um computador para equalização das imagens usando o programa AxioCam, disponível no LACAM.

#### **4.1.3 Ensaio de dureza Rockwell**

O ensaio de dureza Rockwell foi realizado com o intuito de avaliar a resistência dos materiais à penetração de um penetrador cônico ou esférico, de acordo com a norma ABNT NBR ISO 6508-1, sendo utilizado o durômetro Rockwell, do Laboratório de Ensaios Mecânicos da UFC. Ao total, foram feitas 12 leituras para cada amostra, em temperatura ambiente.

#### **4.1.4 Ensaio de Microdureza Vickers**

Para adquirir dados sobre como as ligas se comportam mecanicamente, e também para validar as informações de microestrutura já existentes na literatura e identificadas neste estudo, foi realizado um teste de microdureza Vickers (HV) nas amostras de aços carbonos com dimensões aproximadamente de 14,1 x 8,5 x 5,8 mm para o aço carbono do tipo A e 10 x 8,0 x 4,0 mm para o tipo B, preparados como descrita na seção 4.1.1. Este teste foi realizado utilizando um microdurômetro Vickers Digimess, disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos (LEM), seguindo os protocolos estabelecidos pela norma ASTM E384 – 22. Foram realizadas 12 (doze) microindentações utilizando carga de 9,80 N, aplicada durante 10 segundos para cada CP, obtendo assim os valores da microdureza.

### **4.2 Caracterização da estrutura das amostras**

#### **4.2.1 Espectroscopia de Emissão Óptica (EEO)**

O ensaio de Espectroscopia de Emissão Óptica foi utilizado para a obtenção da composição química dos materiais. Para a realização deste procedimento, as amostras, com dimensões de 10mm x 10mm foram lixadas com lixas de carbeto de silício (SiC) com

granulação 100, 220, 340 e 400, seguido em sequência, de lavagem com etanol para desengordurar e uso de jato de ar quente para secar a superfície, de acordo com a Norma ASTM E3 (Preparation of Metallographic Specimens). Logo depois foram submetidas no espectrômetro de emissão óptica SUIMADZU PDA7000 disponível no LACAM, para determinar a composição química das amostras, todo o anterior segundo a Norma ASTM-E415(Standard Test Method for Atomic Emission Vacuum Spectrometric Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel).

#### **4.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)**

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada nas amostras como recebido dos aços carbonos, para analisar os detalhes da morfologia das fases precipitadas. As amostras foram preparadas e atacadas da mesma maneira descrita na seção 4.7.1 para Metalografia. A aquisição de imagens foi feita com o uso de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) modelo FEI ® Quanta 450 e FEI ® Quanta 650.

#### **4.2.3 Espectroscopia Raman**

Os corpos de provas de aços carbonos foram expostos a um ambiente corrosivo, solução de água do mar sintética, com objetivo de avaliar a formação de óxidos sobre a superfície das amostras.

A espectroscopia Raman foi utilizada de forma a identificar produtos de corrosão formada na superfície dos aços perlíticos analisados. As informações obtidas serão extraídas a partir do espalhamento sofrido pela radiação eletromagnética após a interação dela com o material, que pode ser inorgânico ou orgânico. Foi realizado na Central Analítica da UFC para identificação dos produtos de corrosão utilizando-se um espectrômetro modelo Witec alpha300. As áreas selecionadas para essa técnica de caracterização foram aquelas mais expostas ao ambiente corrosivo.

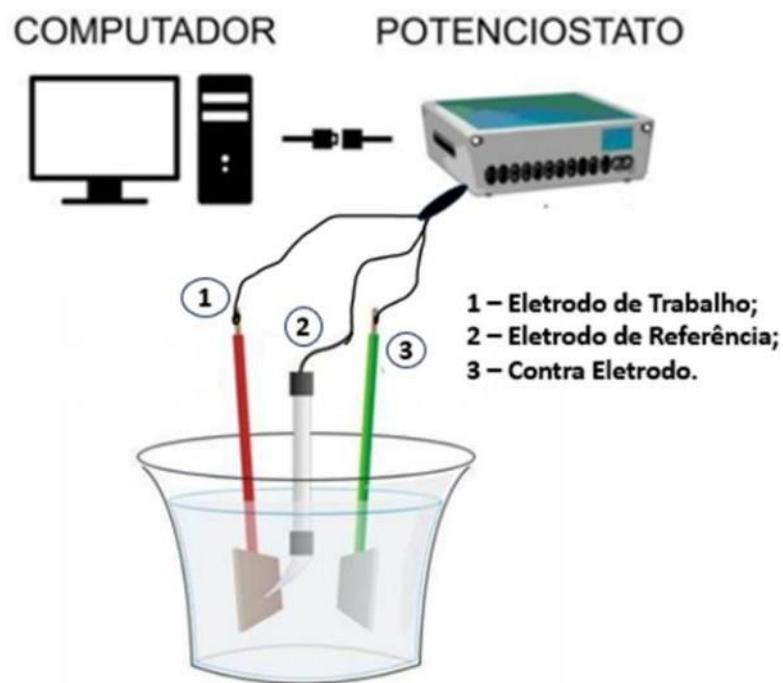
### **4.3 Ensaios eletroquímicos**

Ensaios eletroquímicos constituem ferramentas de avaliação do comportamento dos materiais quando submetidos a um meio corrosivo. Os ensaios que foram realizados no presente trabalho consistiram em monitoramento de potencial de circuito aberto (OCP – Open Circuit Polarization), polarização potenciodinâmica linear e espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE).

#### 4.3.1 Monitoramento de Potencial de circuito aberto (OCP)

As medidas eletroquímicas foram realizadas em uma célula convencional de três eletrodos, como exemplificado na Figura 5. Os eletrodos de trabalho foram as amostras dos aços carbono perlíticos (a) e (b). O eletrodo de Ag(s)/AgCl(s)/Cl<sup>-</sup>/K<sup>+</sup>(aq) saturado foi utilizado como padrão de referência e o eletrodo de platina como contra eletrodo. O meio eletrolítico utilizado foi a água do mar sintética. As medidas foram tomadas a partir de um potenciostato/galvanostato modelo PGSTAT30 (Autolab, Methrom-Eco Chemie) com coleta de dados feita por meio do software NOVA 2.1 no Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LPC) da UFC. O tempo de OCP foi programado em 90 min, tempo no qual houve a estabilização do potencial da amostra para dadas condições estudadas.

**Figura 5:** Montagem da célula eletroquímica.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

#### 4.3.2 Polarização potenciodinâmica linear

A polarização potenciodinâmica linear foi realizada com velocidade de varredura de 0,5mV/s de forma contínua e crescente para uma maior precisão dos dados, introduzindo em diferença de potencial de -0,1 V e finalizando em 2,0 V com a finalidade de analisar as etapas do processo. A intensidade da corrente elétrica de corte foi estabelecida em 1 mA.

### 4.3.3 Espectroscopia de impedância eletroquímica

Antes de cada medida de EIE, foi medido o potencial de circuito aberto (Open Circuit Potential - OCP), inicialmente durante uma hora e meia com o objetivo de determinar o potencial de repouso do sistema. Depois da medida do potencial de circuito aberto, a impedância das amostras de aço carbono foi medida na faixa de frequência de 100 kHz a 0,01Hz e amplitude de 0,01 mV em relação ao potencial de circuito aberto

Com os testes de EIE avaliou-se a resistência à polarização dos aços carbono em soluções de água do mar sintética, temperatura ambiente com e sem saturação de CO<sub>2</sub>. As medidas de impedância foram realizadas em triplicata utilizando a mesma amostra.

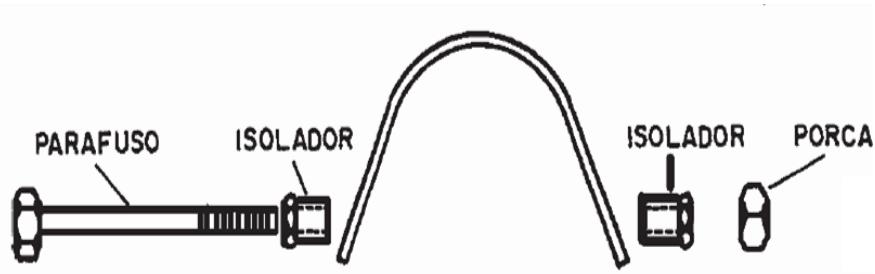
## 4.4 Ensaios de corrosão sob tensão

### 4.4.1 Ensaio de U-Bend

Os aços perlíticos A, com microestrutura mista de perlita com esferas de cementita e o B com microestrutura de perlita fina, foram submetidos ao ensaio de U-bend. Corpos de prova foram cortados em formato retangular com dimensões de 100 x 14 x 3 mm para realização do procedimento. A análise de corrosão sob tensão através de formação de U-bend seguiu-se conforme a metodologia expressa na resolução ASTM G30 – Prática padrão para fabricação e uso de amostras de teste de corrosão sob tensão em U-Bend.

O procedimento de tensionamento em dois estágios implicou no molde para o formato aproximado de U, relaxando a amostra e então seguido da aplicação da tensão de teste por meio de um parafuso com isoladores, como esquematizado na Figura 6. Antes da dobra, todas as superfícies da amostra foram lixadas até 600 grãos de lixa de SiC (carbeto de silício) e desengordurada com álcool.

**Figura 6:** Procedimento de tensionamento dos corpos de prova.



Fonte: Adaptado pelo Autor (2025).

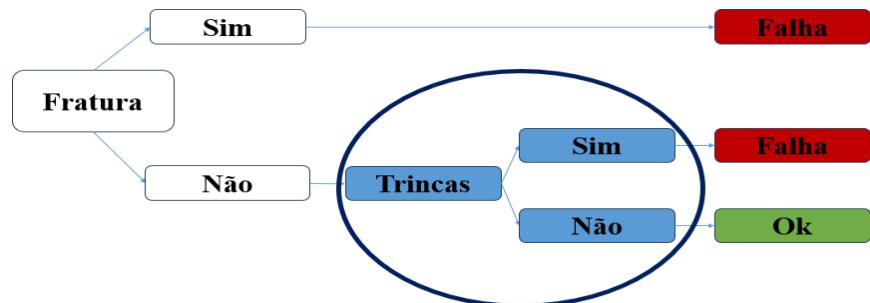
Posteriormente, as amostras dobradas em U foram expostas ao Autoclave CORTEST – LPC com ambiente contendo CO<sub>2</sub> pressurizado. A pressão e a temperatura dentro da câmara foram mantidas em 10 Bar e 40 °C. Nessa condição, os corpos de prova foram armazenados em um recipiente com 1000 ml de água do mar sintética com CO<sub>2</sub> dissolvido por um período de 3 meses.

Após os testes de corrosão sob tensão as amostras foram submetidas a inspeção visual da região tensionada antes da retirada do isolador por meio de um estereoscópio com magnificação de 20-100x com o intuito de averiguar a degradação com morfologia semelhante a trincas ou pites.

Após análise, foi feita a liberação do isolador com o corte da região tensionada de modo transversal para facilitar a etapa de lixamento, medindo também a distância da face exposta à área de interesse.

Na preparação metalográfica houve o acompanhamento da diminuição da espessura da baquelite durante a etapa de lixamento com o intuito de chegar à espessura final, seguido de inspeção da superfície da amostra para registro de trincas.

**Figura 7:** Análise dos corpos de prova após a exposição.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

#### 4.5 Perda de massa por análise gravimétrica

Para a realização do ensaio de perda de massa foi utilizado o método gravimétrico de diferença de peso, onde as amostras foram lixadas com lixa de granulometria 220 à 600, os cupons foram identificados e a área de cada um foi medida com um paquímetro. Após desengordurar os cupons com sabão e álcool, foi realizada uma limpeza das superfícies dos cupons, frente e verso, secando-as rapidamente. A pesagem de cada cupom foi feita em uma balança analítica, cordões com abraçadeiras de nylón foram preparados para pendurar os cupons nos bêqueres, garantindo que ficasse totalmente imersos em altura mediana nas soluções correspondentes, e as soluções foram colocadas nos bêqueres, aguardando-se 24 horas para

posteriormente serem observadas as características do ataque em cada uma delas. Por fim, os cupons foram retirados, lavados com pasta abrasiva e água corrente esfregando-os para remover o óxido não aderente, e foram colocados em solução de Clark por 30 segundos para retirada do óxido aderente. Os corpos de prova foram enxaguados novamente em água corrente, secados rapidamente com álcool, e cada cupom foi pesado novamente em balança analítica para avaliação das mudanças de peso após o experimento.

A taxa de corrosão foi calculada pelo método de diferença de peso utilizando a seguinte equação:

$$T.C. (\text{mm/yr}) = 8760 * W / (D * A * T) \quad (\text{Eq.1})$$

Onde:

T.C.: Taxa de corrosão, em milímetros por ano. W: perda de peso em g.

D: densidade metálica (7,87g/cm<sup>3</sup>) A: Área de eletrodos de ferro (cm<sup>2</sup>)

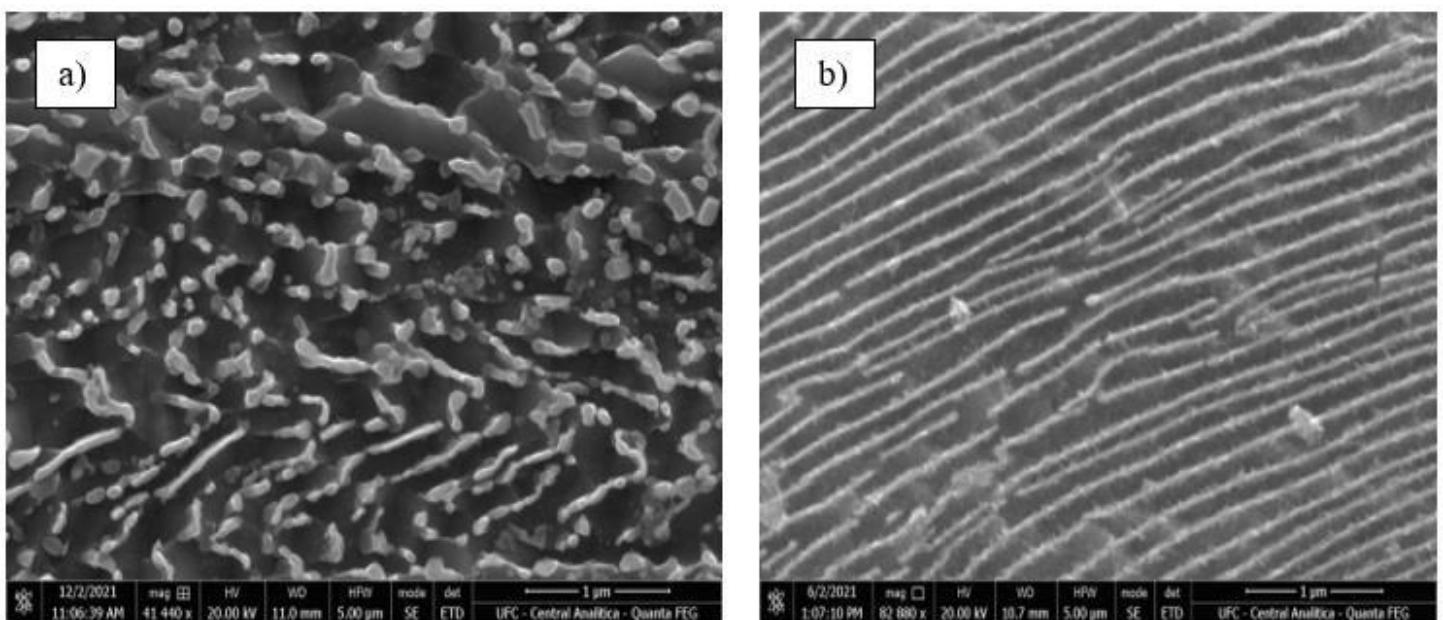
T: Tempo total de exposição em horas

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Microscopia por Emissão Óptica

A preparação metalográfica com ataque químico e análise sob microscopia eletrônica óptica possibilitou analisar as microestruturas dos aços estudados. As microestruturas são representadas nas micrografias da Figura 8.

**Figura 8:** Micrografia do aço A (8a) e aço B (8b).



Fonte: Elaborado pela equipe do projeto dos risers do LACAM-LEM-LPC (2025).

Com base na Figura 8a, deferiu-se que o aço A apresenta microestrutura com regiões mistas, descrevendo um aço perlítico com esferas de cementita. Essa microformação se deve a um possível tratamento térmico que o material possa ter sido submetido.

Em relação ao aço B, a microestrutura apresentada corresponde à formação de perlita fina. Por sua vez, sua formação ocorre durante o resfriamento controlado da austenita, quando a transformação acontece em temperaturas próximas da temperatura eutetoide, mas ainda abaixo dela, em um resfriamento moderadamente rápido. Esse processo promove o crescimento de camadas finas de ferrita e cementita, resultando em uma microestrutura mais refinada (Chiaverini, 2003), como apresentada na Figura 8b.

Como os aços estudados apresentam caráter sigiloso, as informações a respeito da formação de microestrutura e tratamento térmico seguem desconhecidas.

Apesar disso, a compreensão da microestrutura dos aços perlíticos A e B permite caracterizar suas propriedades mecânicas, como dureza, tenacidade, resistência ao desgaste, ductilidade, dentre outras.

## 5.2 Composição Química

Para a análise da composição química das amostras, foi-se utilizado o espectrômetro de emissão óptica SUIMADZU PDA7000 disponível no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará (UFC), com a finalidade de determinar a composição química dos aços. A Tabela 3 quantifica e determina a composição química dos aços A perlítico com cementita esferoizada e B com perlita fina.

**Tabela 3:** Composição química em porcentagem de massa dos aços analisados.

Aços Carbono	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	V	Al	Mo	Ti	Fe
A	0,74	0,75	0,23	0,004	0,015	0,039	0,026	0,005	0,036	0,006	0,003	Bal
B	0,78	0,62	0,28	0,006	0,004	0,026	0,030	0,005	0,041	0,006	0,003	Bal

Fonte: Elaborado pela equipe do projeto dos risers do LACAM-LEM-LPC (2025).

Com base na concentração de carbono expostos na Tabela 3, os aços A, perlítico com esferas de cementita é hipoeutetoide e B com perlita fina é eutetoide, pois contêm aproximadamente 0,8% de carbono, formando uma estrutura completamente perlítica após o resfriamento lento do estado austenítico (MEI e SILVA, 1988).

Ademais, as informações da Tabela 3 exibem elementos que auxiliam na desoxidação (Chiaverini, 2012), como o manganês (Mn), Cromo (Cr), Níquel (Ni) e Alumínio (Al). A importância desses metais na constituição dos aços A e B se dá pela remoção de oxigênio dissolvido no aço líquido, evitando a formação de óxidos indesejáveis que comprometem a qualidade do material (Zhang; Chou e Li, 2014). Esse processo melhora a formação da microestrutura perlítica lamelar, assegurando propriedades mecânicas superiores, como maior resistência, dureza e resistência ao desgaste. Além disso, reduz fragilidades, melhora a usinabilidade e a soldabilidade do aço, garantindo um desempenho confiável em aplicações críticas (Kimura, 2022).

As diferenças na composição química entre os aços estudados revelam características importantes que influenciam suas propriedades mecânicas, físico-químicas e comportamento em aplicações práticas.

O aço B, com microestrutura de perlita fina, possui um teor relativamente maior de carbono (0,78% contra 0,74% no aço A), o que confere maior resistência à tração e dureza, mas também reduz sua ductilidade e tenacidade em relação ao aço A contíudo de uma microestrutura com cementita esferoizada (Zou; Ding e Tang, 2021).

O manganês, por sua vez, presente em maior quantidade no aço A (0,75% contra 0,62%), contribui para melhorar a resistência ao desgaste e à tração, enquanto o menor teor no aço B pode favorecer a soldabilidade (Gogaev *et al.*, 2022).

O silício é quantificado em maior concentração no aço B (0,28% contra 0,23% no aço A), aumentando sua resistência mecânica e dureza, o que pode torná-lo mais adequado para aplicações que exigem alta resistência ao desgaste (Yi *et al.*, 2020).

Em contrapartida, o aço A apresenta teores mais baixos de fósforo (0,015% contra 0,004%) e enxofre (0,004% contra 0,006%), o que o torna mais dúctil e menos suscetível à fragilidade (Harrelson; Rou e Wilcox, 1986).

O cromo, que é mais abundante no aço A (0,039% contra 0,026%), contribui para maior resistência à corrosão e ao desgaste (Podany *et al.*, 2022).

Já a concentração de níquel, presente em níveis muito baixos em ambos os aços, é relativamente mais elevada no aço B (0,030% contra 0,026%), contribuindo para uma maior tenacidade, especialmente em baixas temperaturas do aço (Yao *et al.*, 2020).

O alumínio e o titânio têm concentrações quase idênticas nos dois aços, sugerindo processos de desoxidação e controle semelhantes (Matsuwaka *et al.*, 2020).

Quanto ao molibdênio, ambos possuem teores iguais (0,006%), indicando que a resistência ao calor e à fluência conferida, como descrito por Mileiko (2019), não é prioridade em nenhum dos materiais.

Com base na concentração desses elementos, o aço A constituído com microestrutura mista de perlita com esferas de cementita pode apresentar maior adequabilidade para aplicações que demandam maior resistência ao desgaste, à corrosão e boa ductilidade, sendo um material mais versátil. Por outro lado, o aço B, com microestrutura de perlita fina, com seu maior teor de carbono e silício, é mais indicado para situações que submetem o aço a alta resistência mecânica e dureza, ainda que com menor ductilidade.

### 5.3 Ensaio Mecânicos

#### 5.3.1 Dureza Rockwell

Após o corte e preparação das amostras, os valores de dureza Rockwell B foram calculados em 12 indentações. Os resultados são expressos na Tabela 4.

**Tabela 4:** Dureza Rockwell B dos aços A e B em 12 indentações.

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	$\mu$	$\sigma$
AÇO A	19	20	19	19	20	19	20	18	18	19	18	18	18,91	0,79
AÇO B	18	18	19	18	19	18	20	19	20	20	19	20	19	0,85

Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

Conforme os resultados desse experimento, descritos na Tabela 4, o aço B com microestrutura de perlita fina apresenta dureza levemente maior em relação ao aço A com microestrutura contendo cementita esferoizada (18,91 HRB para o aço A contra 19 HRB do aço B).

De acordo com Nikiel, Szczepanik e Korpala (2021), a presença de cementita esferolizada causa uma queda na dureza do aço, gerando espaço para posteriores análises de propriedades mecânicas, que justificam a redução da dureza apresentada pelo aço A.

O aço B com microestrutura de perlita fina apresenta uma dureza de 19 HRB. Segundo Qiao e Zhu (2021), o aço perlítico com uma microestrutura refinada apresenta boa ductilidade e dureza. Os autores também verificaram a influência do elemento alumínio em um aço perlítico, resultando em uma aceleração da formação da perlita, reduzindo o espaçamento interlamelar e obtendo assim uma perlita fina.

#### 5.3.2 Microdureza Vickers

Os valores de microdureza na escala Vickers foram calculados em 12 indentações e são expressos na Tabela 5, a seguir.

**Tabela 5:** Microdureza Vickers dos aços A e B em 12 indentações.

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	$\mu$	$\sigma$
AÇO A	373	383,9	373	375,7	375,7	367,8	367,8	367,8	370,4	386,6	375,7	367,8	373,77	6,28
AÇO B	370,4	375,7	373	381,1	381,1	383,9	395,2	383,9	383,9	395,2	378,4	395,2	383,08	8,47

Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

Os dados apresentados pela Tabela 5 corroboram com os dados obtidos no ensaio mecânico de dureza em escala Rockwell disposto na Tabela 4, que descrevem o aço B com microestrutura de perlita fina, detendo de maior dureza em relação ao aço A com microestrutura contendo esferas de cementita. O aço B apresenta microdureza calculada em média 383,08 HV contra 373,77 HV referente à microdureza apresentada pelo aço A.

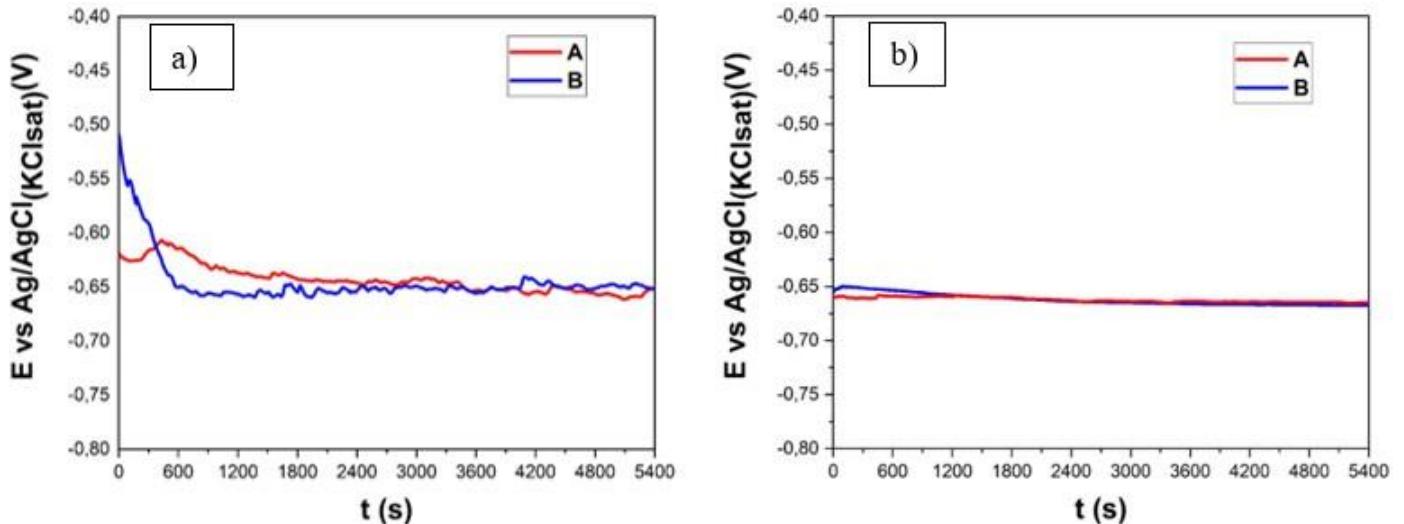
A diferença na microdureza entre os aços A e B está também relacionada às suas microestruturas. O aço B, com microestrutura de perlita fina, apresenta maior dureza devido à sua estrutura lamelar refinada de ferrita e cementita, que dificulta o movimento das discordâncias e aumenta a resistência mecânica (Qiao e Zhu, 2021). Já o aço A, composto por microestrutura de cementita esferoidizada, possui partículas esféricas de cementita dispersas em uma matriz de ferrita, o que reduz a dureza, mas confere maior ductilidade e facilidade de conformação (Nikiel; Szczepanik e Korpala, 2021). A perlita fina no aço B promove maior microdureza, enquanto a cementita esferoidizada no aço A prioriza propriedades que facilitam a usinagem e conformação plástica.

## 5.4 Ensaio Eletroquímicos

### 5.4.1 Potencial de Circuito Aberto (OCP)

Curvas de Potencial de Circuito Aberto (OCP) foram obtidas para determinar o estado de equilíbrio do sistema entre as reações anódicas (oxidação) e catódicas (redução) que ocorrem na superfície do eletrodo (Sanches, 2019), comparando a oxirredução nos aços A e B sob condições pressóricas de CO<sub>2</sub>. A Figura 9 abaixo evidencia os resultados das curvas de OCP.

**Figura 9:** Curvas de OCP dos aços A e B com ausência (9a) e presença (9b) de CO<sub>2</sub>.

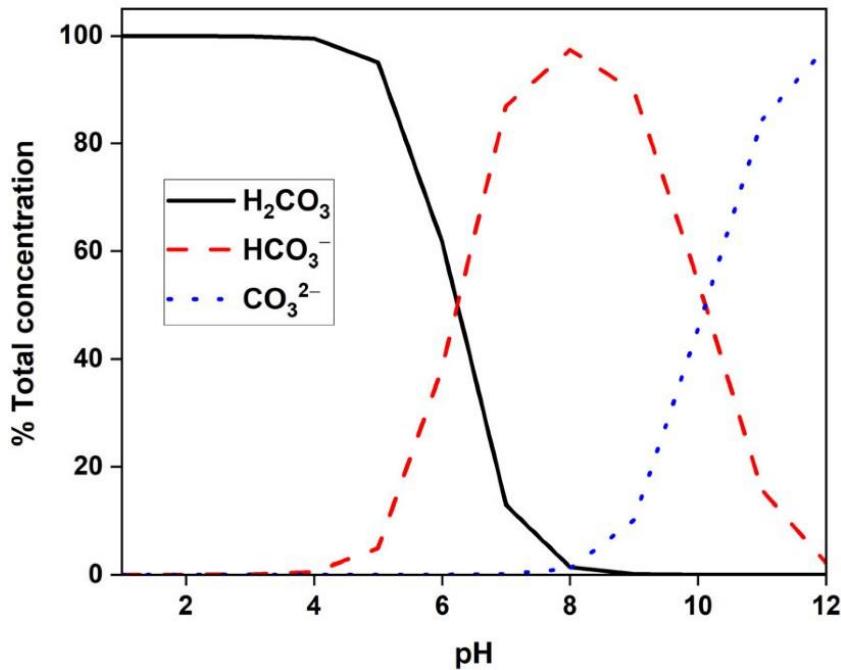


Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

Analisando o comportamento das curvas de OCP, exibidos na Figura 9, evidenciou-se que independente da presença do CO<sub>2</sub> saturado na solução as curvas mantiveram um potencial de equilíbrio estável, ou seja, não houve tendência para um potencial mais positivo geralmente indicando maior resistência à corrosão (em sistemas metálicos) ou tendência de um potencial mais negativo podendo sugerir maior suscetibilidade à corrosão. Dessa forma, é possível concluir que a saturação de CO<sub>2</sub> na solução não foi suficiente para que houvesse o processo de corrosão dos materiais aços carbono.

Em um estudo proposto por das Chagas Almeida e colaboradores (2017), a corrosão de aço carbono sob atmosférica rica em CO<sub>2</sub> depende da dissolução de gás em solução para se tornar um potencial agente oxidante. Apenas em baixas temperaturas, elevadas pressões e pH abaixo de 6,0, o CO<sub>2</sub> está dissolvido em sua forma de ácido carbônico e efetivamente age na oxidação do ferro na superfície do aço carbono. A Figura 10 descreve o equilíbrio químico de CO<sub>2</sub> e a coexistência da formação de ácido carbônico (H<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>), íon hidrogenocarbonato (HCO<sub>3</sub><sup>-</sup>) e íon carbonato (CO<sub>3</sub><sup>2-</sup>).

**Figura 10:** Especiação de formação de derivados de CO<sub>2</sub> dependentes de pH.



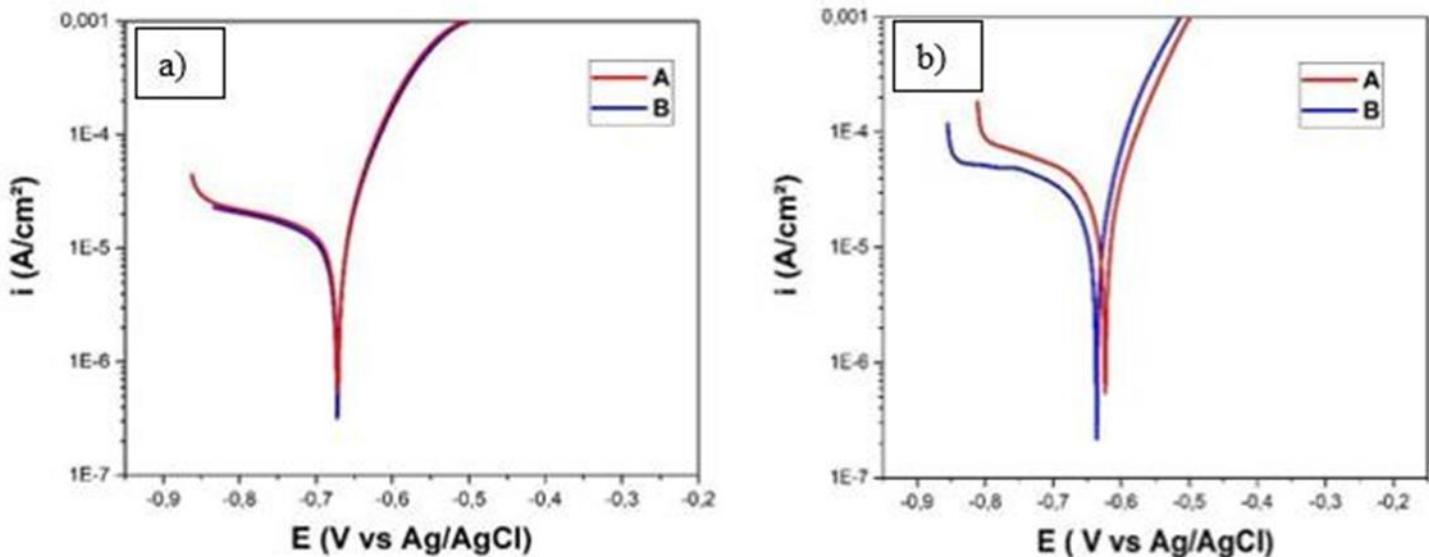
Fonte: RAYAROTH *et al.*, 2023.

De acordo com o gráfico da Figura 10 e os resultados de *OCP* obtidos nessa pesquisa, a influência de CO<sub>2</sub> como potencial agente oxidante não é efetiva, tendo em vista que a dissolução do gás nas condições experimentais (pH 8,2, pressão de 1 bar e temperatura ambiente ~25 °C) não compete para a formação do ácido carbônico (H<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>), principal agente de corrosão do ferro em aço carbono.

#### 5.4.2 Polarização Anódica

Curvas quanto ao comportamento dos aços no ensaio de polarização linear anódica foram obtidas e possibilitaram analisar a resistência à corrosão dos aços A e B. A Figura 12 descreve a propriedade de polarizabilidade dos aços quando submetidos a presença de CO<sub>2</sub>.

**Figura 11:** Curvas de Polarização Linear Anódica dos aços A e B com ausência (11a) e presença (11b) de CO<sub>2</sub>.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

Com base nos resultados obtidos nas Figuras 12a e 12b, em concomitância aos resultados de curvas de *OCP*, pode-se perceber que ambos os aços A, constituído de uma microestrutura mista de perlita com esferas de cementita e B, constituído de uma microestrutura de perlita fina, independente da atmosfera, apresentaram corrosão ativa, o material se oxida rapidamente, e a corrente aumenta com o potencial. Apesar do qual, devido à saturação de CO<sub>2</sub> em solução, os aços carbono sofreriam maior reação de oxidação quando alteradas as condições de temperatura, pH e pressão, como justificado por das Chagas Almeida e colaboradores (2017).

Os dados analisados nas Figuras 12a e 12b não evidenciaram a formação de zona de passivação, onde ocorre a constituição de camada de óxido, mesmo com a redução da corrente e aumento do potencial.

Diante dessas informações, infere-se que os aços apresentam potencial de oxidação, contudo a formação de camada de óxidos não é estável, sendo inábil para promover a proteção dos materiais. Esse fato está relacionado:

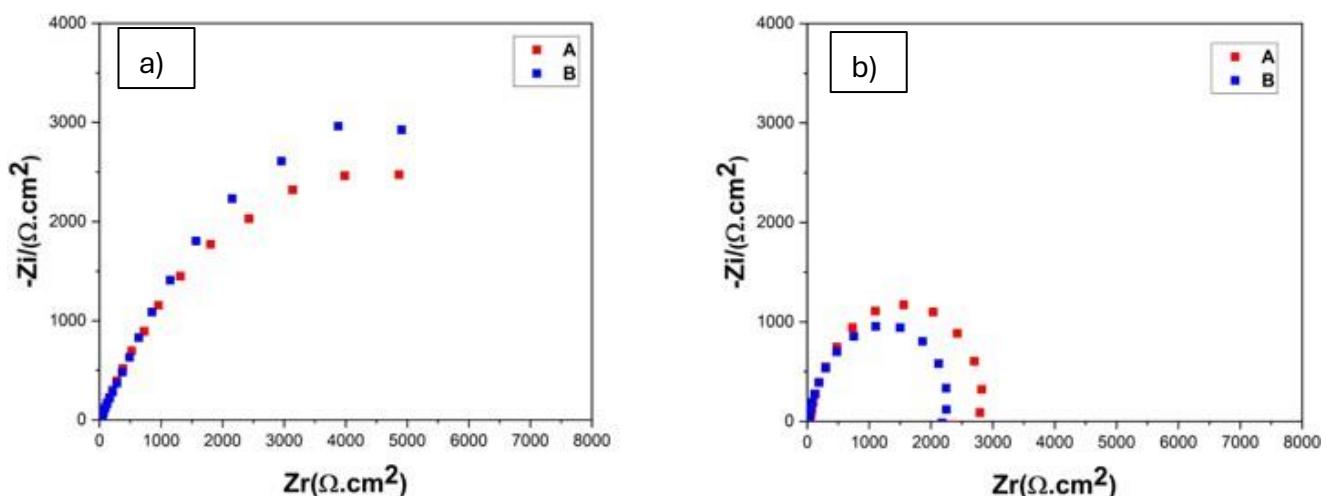
- A composição química dos aços não é adequada. Segundo Olefjord (1980), o baixo teor na concentração de elementos de liga, como cromo (Cr), níquel (Ni) ou molibdênio (Mo), que são essenciais para formar uma camada de óxido estável, corroboram para a desestabilização da formação de tal óxido e na proteção contra corrosão;
- Ao meio corrosivo qual os materiais são apresentados. Ambientes altamente agressivos, como soluções ricas em cloretos, como é o caso da solução de água do mar sintético,

também corroborou para a dissolução da camada de óxidos assim que se forma, tornando impossível a estabilização da passivação (Ai *et al.*, 2016).

#### 5.4.3 Espectroscopia de Impedância Eletroquímica – EIE

Na Figura 12 é demonstrado o gráfico de Nyquist que ajuda na compreensão da relação entre a impedância real ( $Z_{real}$ ) e a imaginária ( $Z_{imag}$ ) em sistemas eletroquímicos.

**Figura 12:** Curvas de Nyquist obtidas dos ensaios de EIE para os aços carbono A e B, sem saturação de CO<sub>2</sub> (12a) e com saturação de CO<sub>2</sub> (12b).



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

A estimativa dos valores da resistência ôhmica e a resistência de transferência de carga ( $Zr(\Omega \cdot \text{cm}^2)$ ) pode ser obtida por meio da extrapolação dos arcos capacitivos para o eixo de impedância real em espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE). A resistência está diretamente associada à resistência à corrosão do material, sendo inversamente proporcional às taxas de corrosão mensuradas, conforme descrito pelos modelos eletroquímicos de corrosão (Chaves *et al.*, 2006; Hermas e Morad, 2008; Fattahalhosseini *et al.*, 2011; Polo, Cano e Bastidas, 2002).

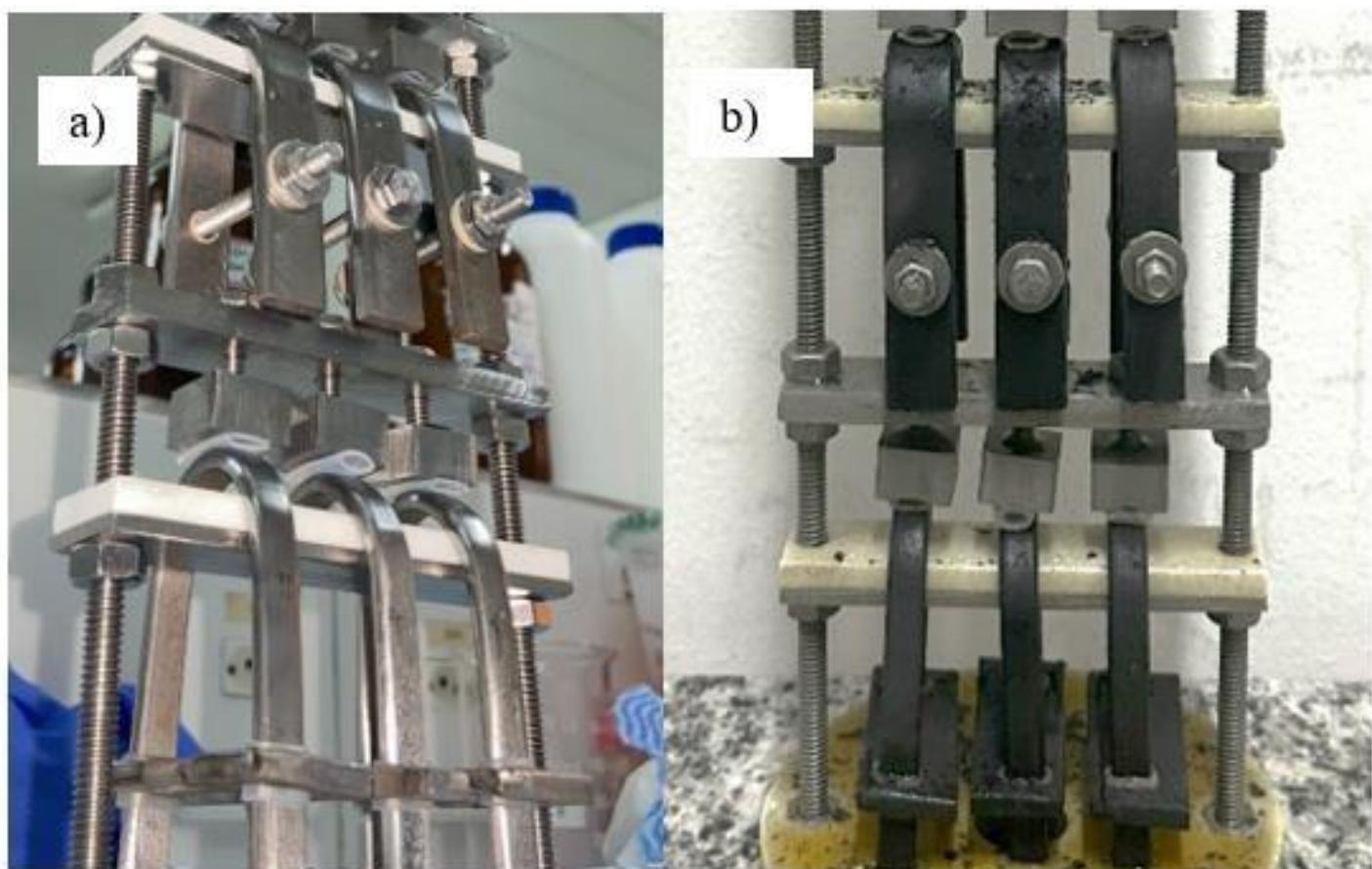
De acordo com os gráficos da Figura 13, observa-se uma diminuição dos valores da resistência à corrosão com a presença de CO<sub>2</sub>. Tal resultado levaria a compactuar que o CO<sub>2</sub> saturado na solução, por torná-la mais ácida, está potencializando o processo de transferência de carga, aumentando, cineticamente, o processo corrosivo das amostras. Por outro lado, a dissolução de CO<sub>2</sub> nas condições experimentais não compete para a formação de ácido carbônico (H<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>) suficiente para que houvesse resultados mais discrepantes. Estudos

propostos por Bacca (2022), em condições similares, descrevem que não há formação de óxidos e camada passivadora estável, pois o meio compete para a formação de íon de carbonato ( $\text{CO}_3^{2-}$ ) e as reações e camadas que originam são de carbonato de ferro ( $\text{FeCO}_3$ ). Assim, o controle do pH, temperatura e pressão do sistema é essencial para uma saturação de  $\text{CO}_2$  mais concentrada, de forma a acentuar o processo corrosivo.

### 5.5 Ensaio de Corrosão Sob Tensão U-bend

O ensaio de corrosão sob tensão U-bend evidenciou durante o seu período de testes a susceptibilidade dos aços estudados à corrosão e a formação de trincas.

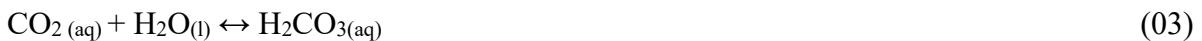
**Figura 13:** Amostras antes (13a) e depois (13b) de serem ensaiadas.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

O mecanismo da corrosão sob tensão do aço carbono induzida por  $\text{CO}_2$  pode ser descrito pelas seguintes etapas (Al-Moubaraki; Obot, 2021; Mubarak *et al.*, 2023):

O CO<sub>2</sub> se dissolve em água e forma o ácido carbônico (H<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>), conforme as equações 01 e 02. O dióxido de carbono só é corrosivo quando dissociado em água e forma o ácido carbônico.



Ocorre a dissociação do ácido carbônico, sendo a reação catódica, que é dependente do pH, representada pelas equações 03-06.



A reação anódica do aço é representada pela equação 07. Uma vez que os íons de ferros reagem com os íons carbonato (Eq. 08), ocorre a formação do carboneto de ferro (FeCO<sub>3</sub>) (Eq. 08), um filme passivo que irá proteger a superfície metálica do prolongamento da corrosão. A reação global do mecanismo de corrosão por CO<sub>2</sub> é representada pela equação 09.



Com a presença das tensões de trabalho, o filme passivo será desprendido da superfície do aço carbono, que fica desprotegida e exposta ao meio corrosivo, iniciando novamente o mecanismo de corrosão descrito pelas equações 07 e 08 (Al-Moubaraki e Obot, 2021). Esse processo se prolonga até a falha do material e pode causar danos socioambientais graves.

Na Figura 13, são apresentados os corpos de prova antes e após a submissão ao ensaio de U-bend. Após um período de exposição de três meses sob as condições especificadas na Tabela 6, as amostras foram removidas da autoclave e submetidas a uma inspeção visual. Desde a etapa inicial da análise, antes da remoção dos esforços mecânicos aplicados, foi possível identificar a formação de produtos de corrosão severa nas amostras do aço perlítico A,

em contraste com o comportamento do aço perlítico B, que apresentou maior resistência à corrosão.

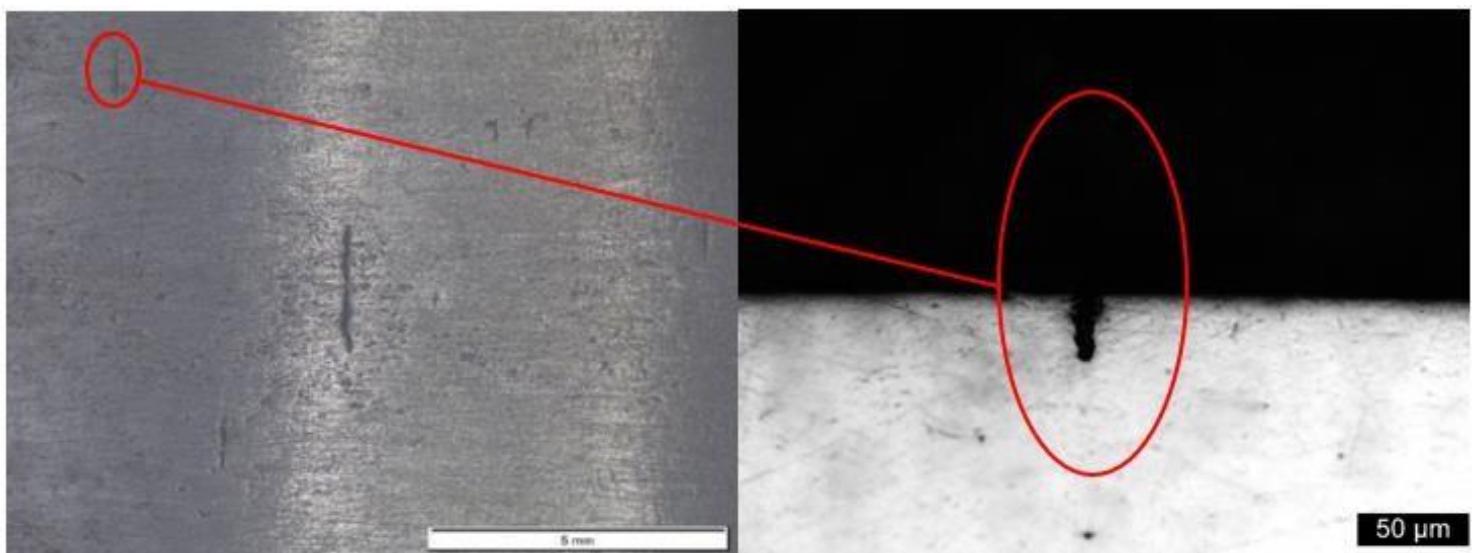
**Tabela 6:** Condições para realização do ensaio em autoclave.

Propriedade dos materiais		Parâmetro de carregamento	Parâmetros de Ensaio			Saturação (dias)	Duração do teste (meses)
Material	Condições de superfície	Deformação final (%)	Solução	Temperatura (°C)	Pressão de CO <sub>2</sub> (bar)		
A	Polida	14	Água do mar sintética	40	10	5	3
B	Polida	14	Água do mar sintética	40	10	5	3

Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

Após inspeção visual, seguiu-se com o uso do estereoscópio para análise de formação de trincas na superfície onde foi realizado o dobramento e aplicado a tensão. As Figuras 15-20 demonstram a susceptibilidade à formação de trinca nos corpos de prova.

**Figura 14:** Inspeção visual do corpo de prova A-1.



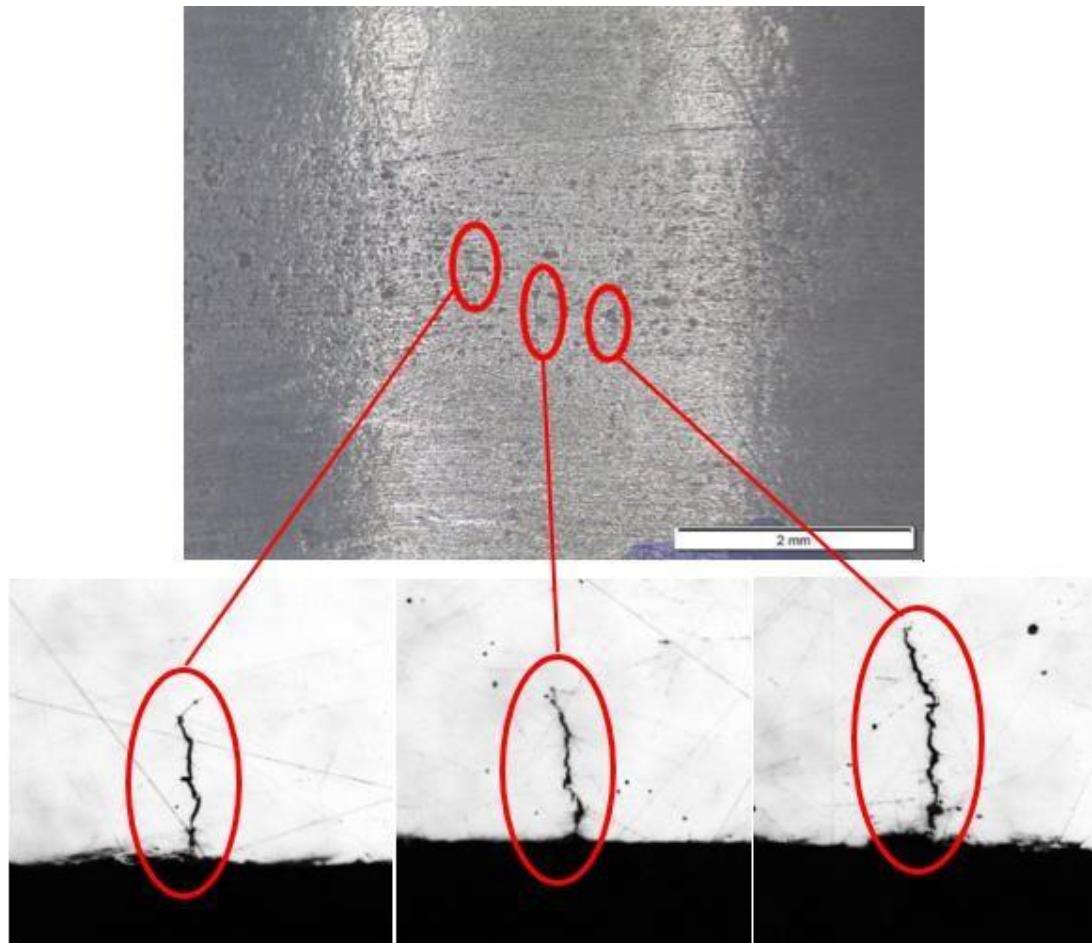
Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

**Figura 15:** Inspeção visual do corpo de prova de A-2.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

**Figura 16:** Inspeção visual do corpo de prova de A-3.



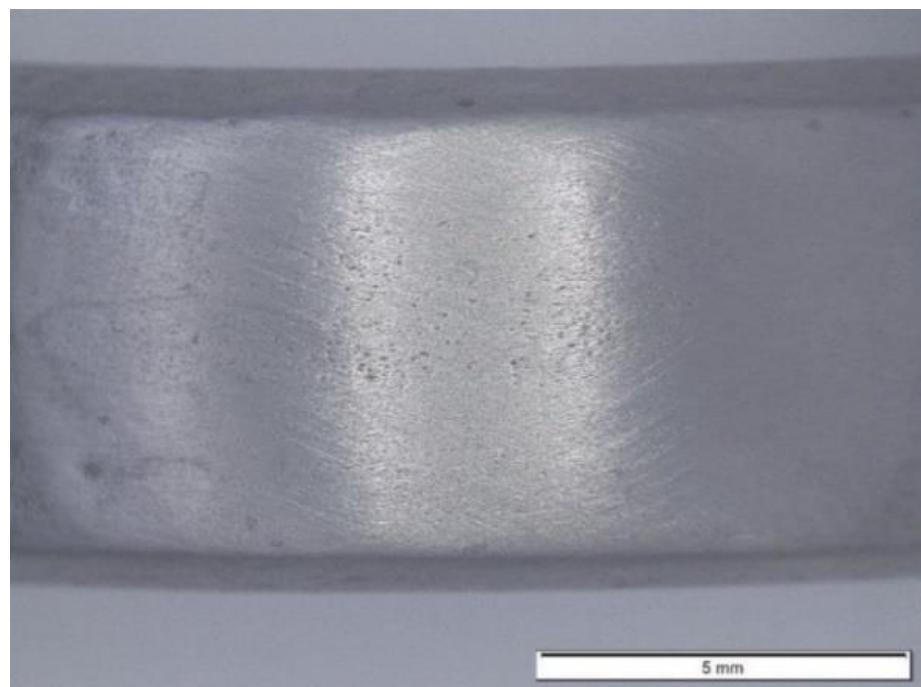
Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

**Figura 17:** Inspeção visual do corpo de prova B-1.



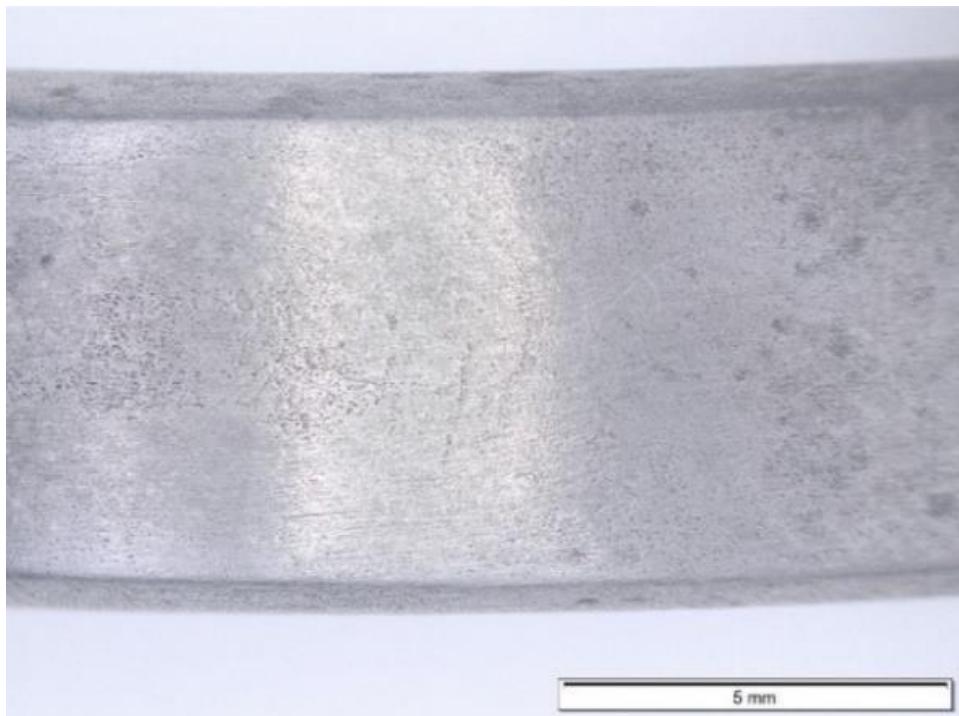
Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

**Figura 18:** Inspeção visual do corpo de prova B-2.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

**Figura 19:** Inspeção visual do corpo de prova B-3.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

A Tabela 7 descreve a formação de trincas tendo base as Figuras 15-20 obtidas através de estereoscópio.

**Tabela 7:** Resumo da susceptibilidade a formação de trinca nos aços carbono.

<b>Propriedades dos materiais</b>		<b>Trinca</b>
<b>Material</b>	<b>Condições de Superfície</b>	
A-1	Polida	Trinca encontrada
A-2	Polida	Não houve formação de trinca
A-3	Polida	Trinca encontrada
B-1	Polida	Não houve formação de trinca
B-2	Polida	Não houve formação de trinca
B-3	Polida	Não houve formação de trinca

Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

As Figuras 15 e 17 apresentaram formação de trincas finas. Essa formação é característica de Corrosão Sob Tensão, que ocorre pela combinação de tensões trativas e um

ambiente corrosivo específico, no caso, a solução de água do mar sintética ao qual as amostras foram submetidas. Essas trincas, geralmente retilíneas e sem ramificações, iniciam-se em regiões de alta tensão e podem crescer de forma imperceptível até comprometer a estrutura (Shi *et al.*, 2019). Por outro lado, não há evidências da formação de trincas nos corpos de prova do aço B com microestrutura de perlita fina, submetidos às mesmas condições experimentais sob U-Bend.

Diante dos resultados mensurados, pode-se concluir que o aço B, constituído de microestrutura de perlita fina, apresenta maior aplicabilidade como constituinte de armaduras de tração pertencentes aos dutos flexíveis quando comparadas ao aço A, constituído de microestrutura de perlita fina, sob as mesmas condições.

## 5.6 Caracterização por Espectroscopia Raman

A análise das superfícies de corpos provas submetidas a um meio corrosivo destina-se a avaliar a formação de óxidos sobre a superfície das amostras. Técnicas de caracterização por MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) e Espectroscopia Raman foram as principais metodologias designadas para a obtenção de informações de camadas depositadas nos materiais, uma vez submetidos a condições adversas.

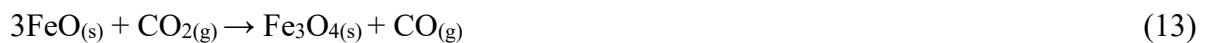
Por meio de Espectrosocopia Raman, averiguou-se a formação de óxidos na superfície do material e a simulação de formação de óxidos na superfície metálica. Os principais filmes que se formam sobre as amostras estudadas, neste trabalho e em condições similares ao de corrosão aqui avaliados, são  $\text{FeCO}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  e  $\text{FeSO}_4$ , como citados na literatura (Sheikh, 2023; Buzgar; Buzatu e Sanislav, 2009).

Como descrito por Banás (2007), o dióxido de carbono, ao entrar em contato com água, leva à formação de ácido carbônico ( $\text{H}_2\text{CO}_3$ ) que, uma vez dissociado, origina o íon carbonato ( $\text{CO}_3^{2-}$ ) que, ao reagir com o íon ferroso ( $\text{Fe}^{2+}$ ), resulta na produção de carbonato de ferro. Por sua vez, carbonato de ferro pode ser detectado por espectroscopia Raman em comprimentos de onda 290, 520, 734 e  $1080 \text{ cm}^{-1}$ , como resultado da formação de óxido sobre a superfície de metais (Simpson e Melendres, 1996).

Sheik (2023) avaliou a superfície de metais aço-carbono por meio da espectroscopia Raman. Para os ensaios eletroquímicos, o meio usado foi sob solução de água do mar sintética e  $\text{CO}_2$  saturado. O resultado obtido na caracterização foi a formação de uma película de magnetita ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) e hematita ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ). Tais compostos podem ser explicados pela decomposição de  $\text{FeCO}_3$  (Heuer e Stubbins, 1999), descrito pelas equações 12



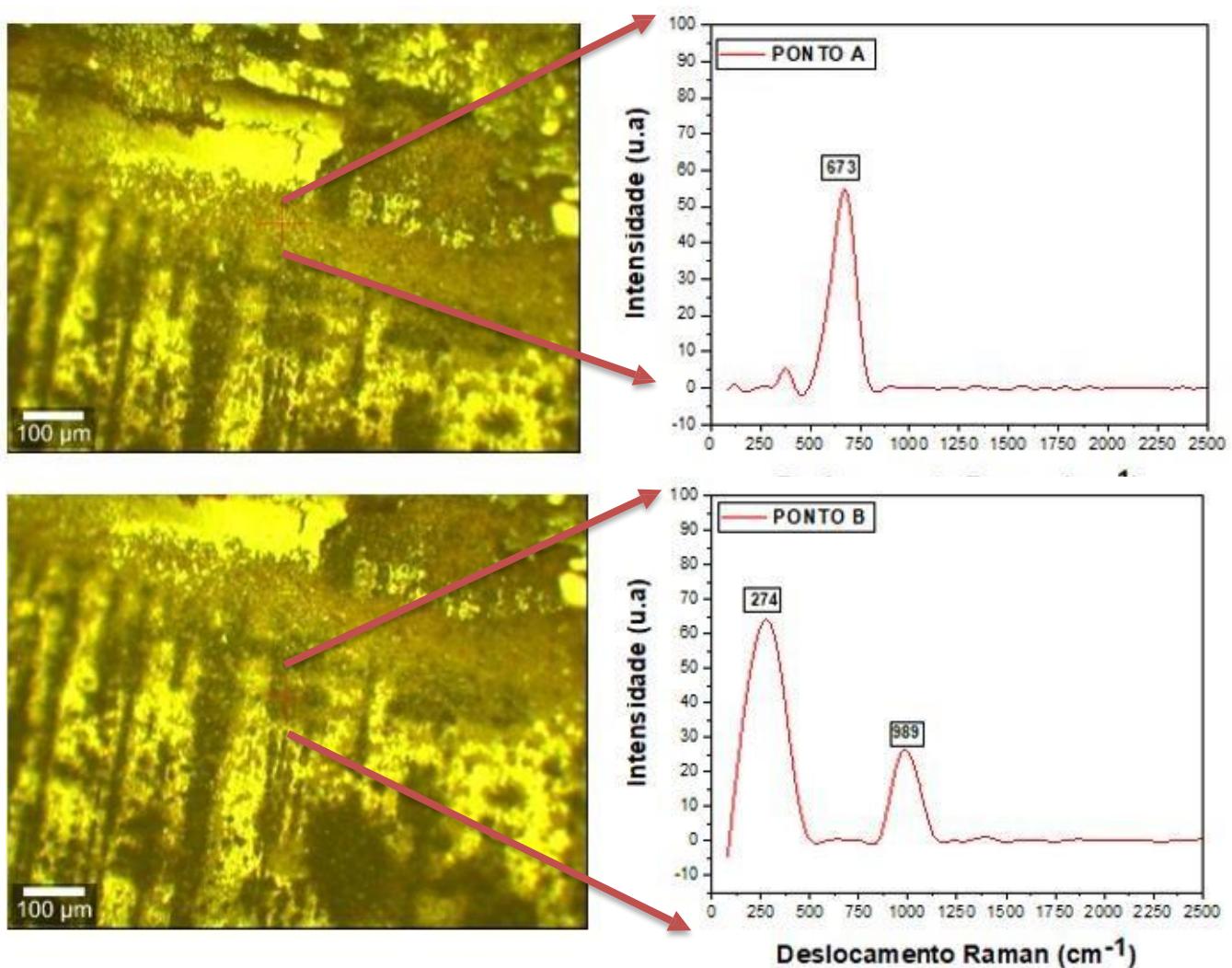
A transformação de FeO se dão pelas equações 13 e 14 (Islam e Farhat, 2015):

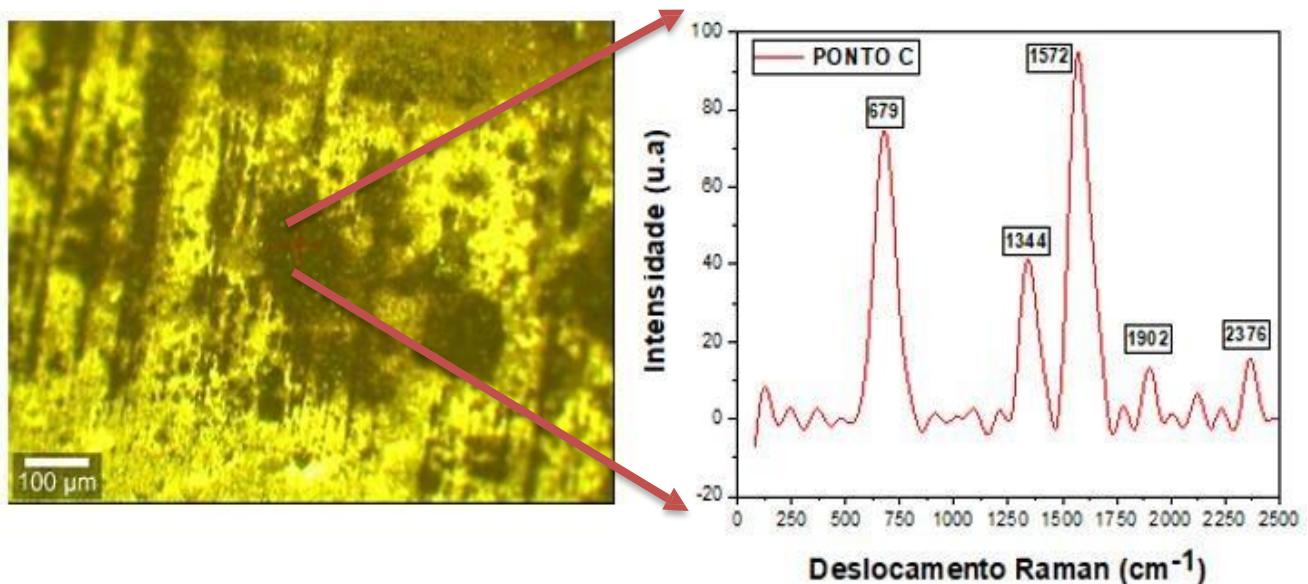


Na presença de oxigênio, ocorre a transformação para  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , como descreve a Equação 15:



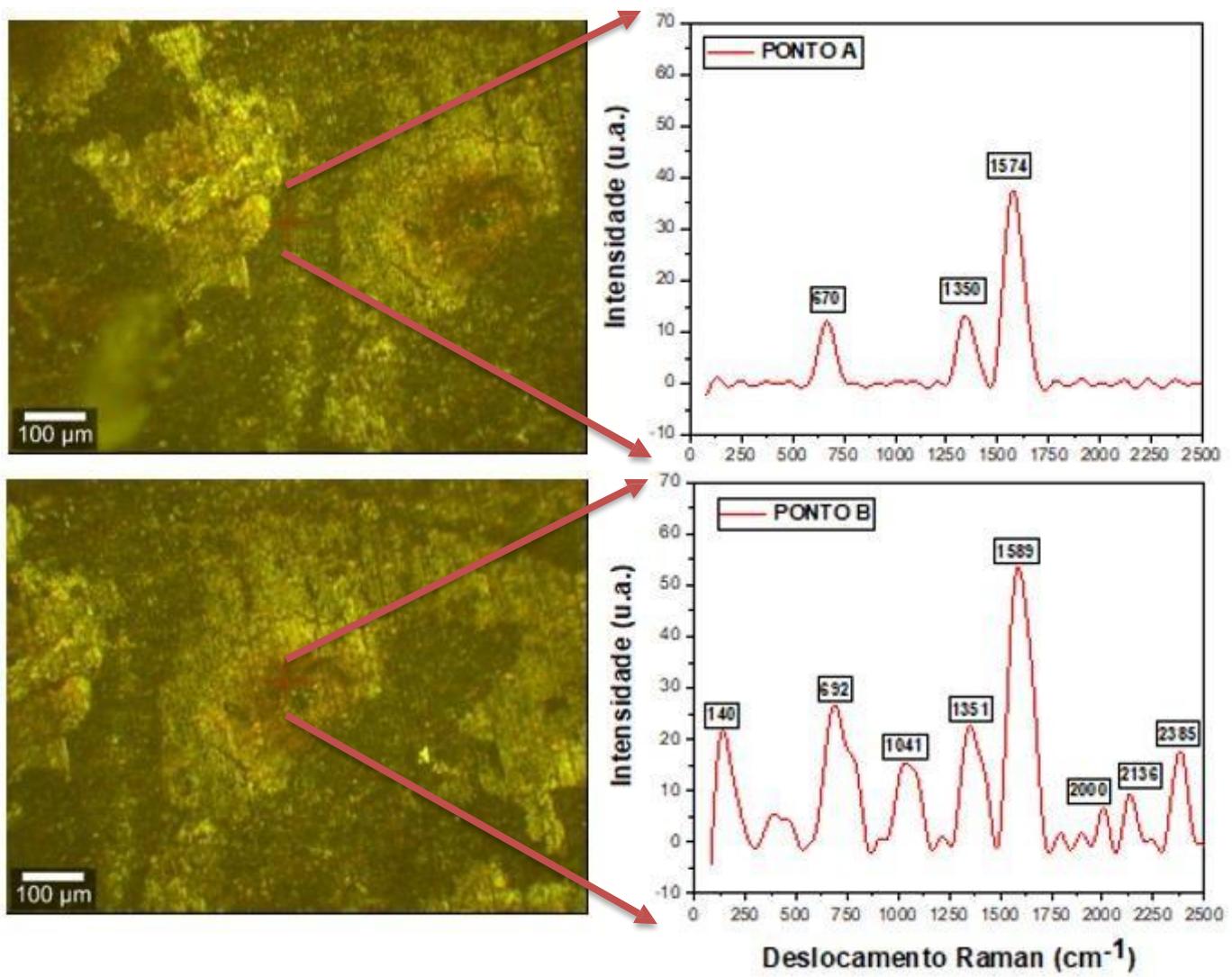
**Figura 20:** Micrografia da amostra A sem saturação de  $\text{CO}_2$ , destaque para o ponto de captura de espectro Raman com picos característicos.

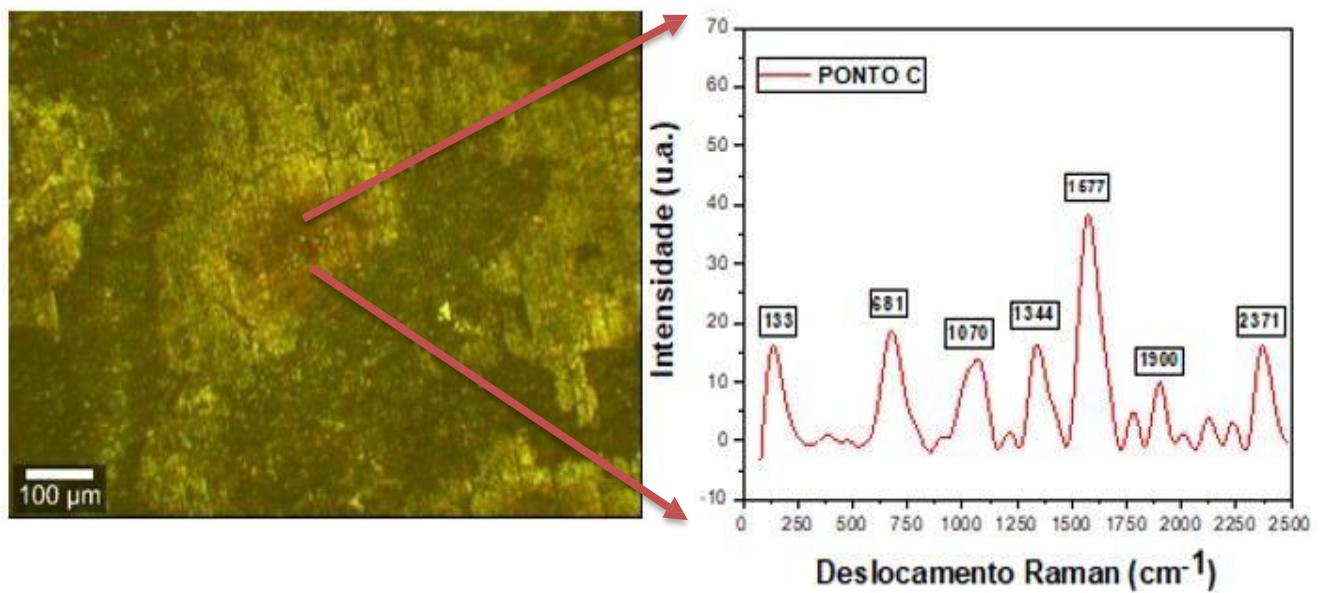




Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

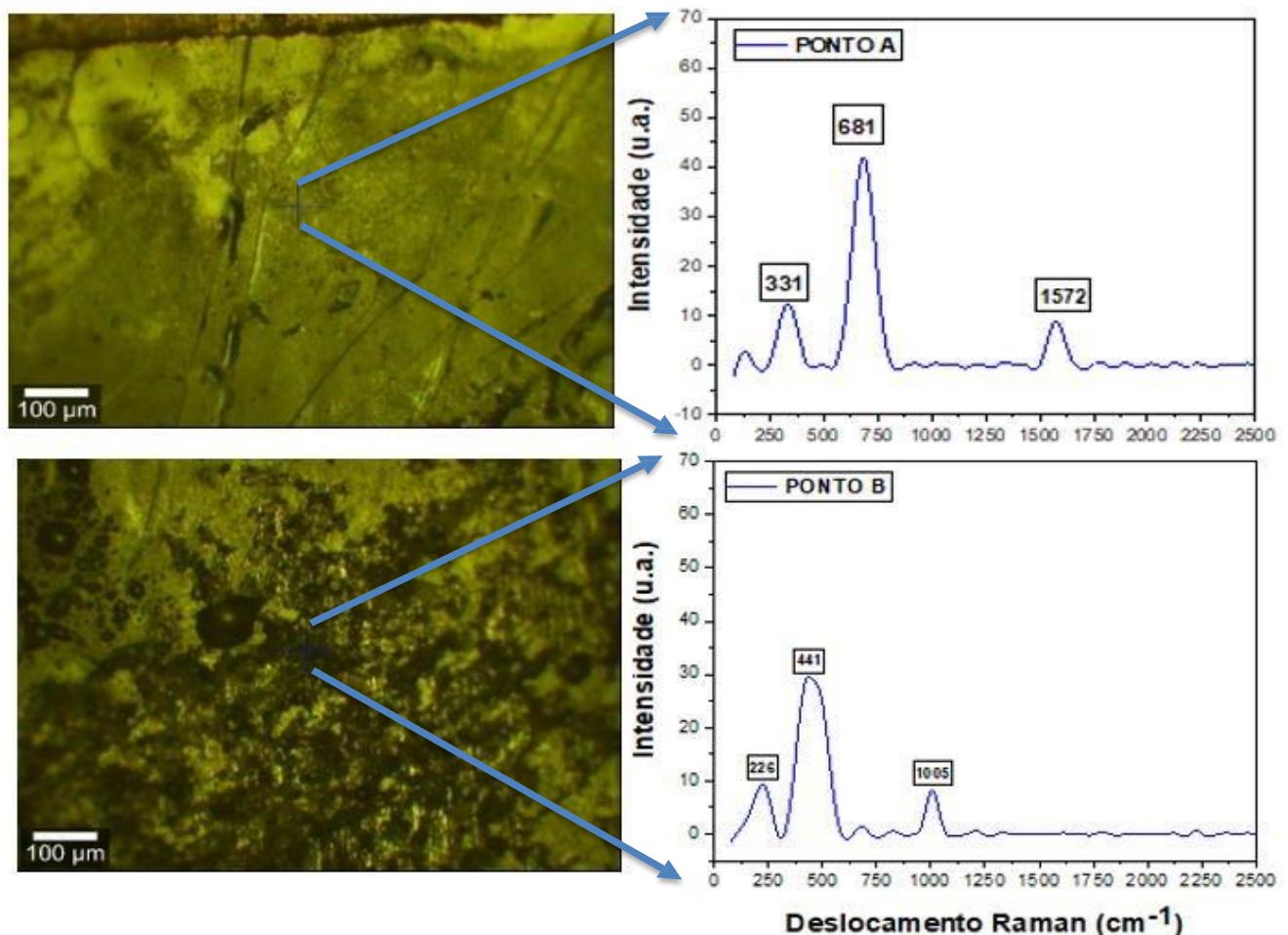
**Figura 21:** Micrografia da amostra A com saturação de CO<sub>2</sub>, com destaque para o ponto de captura de espectro Raman com picos característicos.





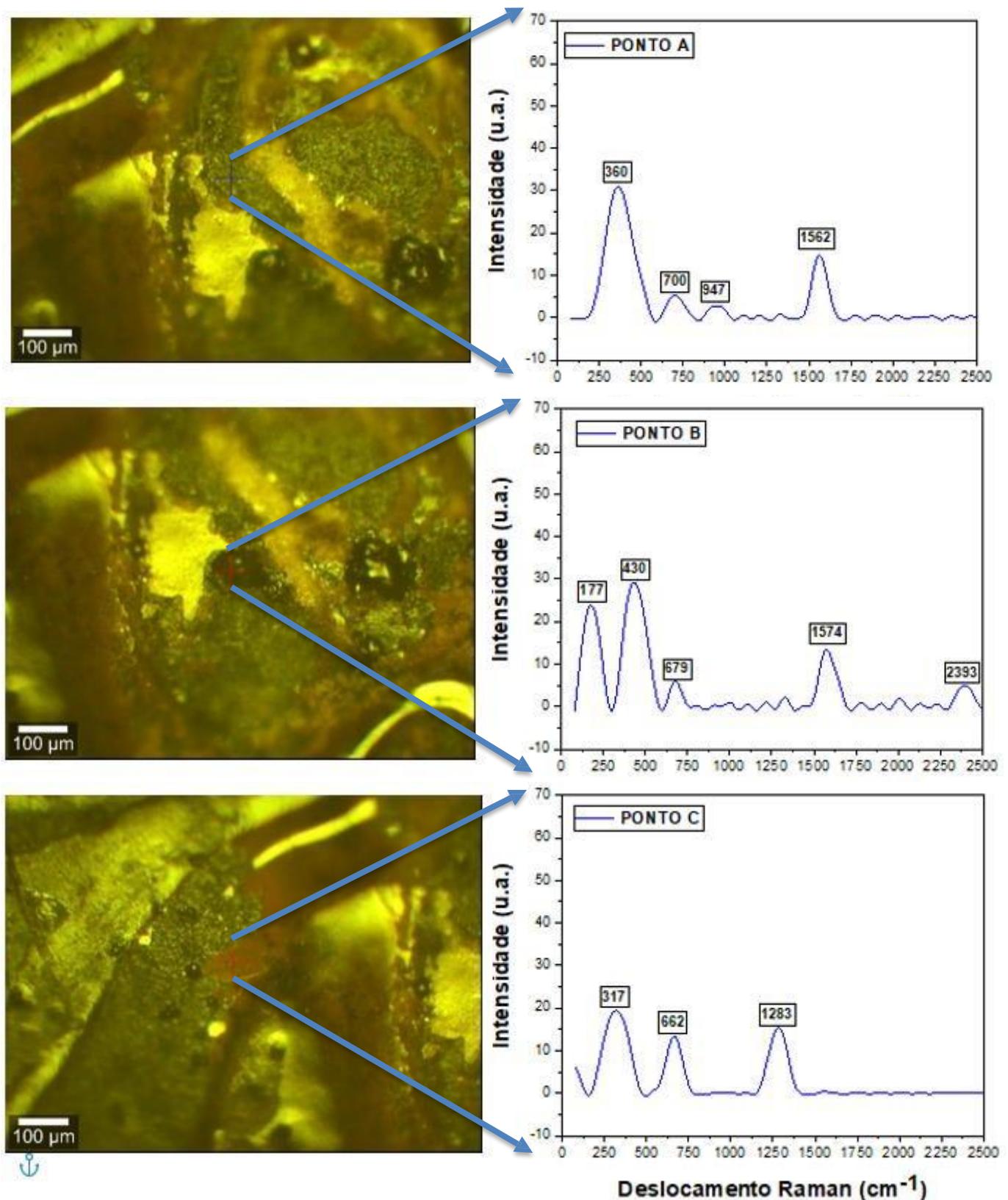
Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

**Figura 22:** Micrografia da amostra B sem saturação de CO<sub>2</sub> destaque para o ponto de captura de espectro Raman com picos característicos.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

**Figura 23:** Micrografia da amostra B com saturação de CO<sub>2</sub> destaque para o ponto de captura de espectro Raman com picos característicos.



Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

Os espectros de Raman das Figuras 21-24 apresentam as estruturas dos aços estudados com e sem saturação de CO<sub>2</sub> em pontos diferentes. Em ambos os espectrogramas, são apresentados picos resultantes da formação de óxidos de ferro. Sob condições pressóricas de CO<sub>2</sub> saturado, analisa-se a formação de novos picos, característicos da produção de carbonatos e derivados de gás carbônico. A Tabela 8 descreve os picos identificados na constituição dos corpos de prova A com microestrutura mista de perlita com esferas de cementita e B com microestrutura de perlita fina.

**Tabela 8:** Identificação dos Picos Raman cm<sup>-1</sup> dos aços carbonos quando submetidos ou não a saturação de CO<sub>2</sub>.

<b>Corpo de prova A sem saturação de CO<sub>2</sub></b>		<b>Corpo de prova B sem saturação de CO<sub>2</sub></b>	
Picos Raman cm <sup>-1</sup>		Picos Raman cm <sup>-1</sup>	
673, 679	Magnetita (Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> )	441, 681	Magnetita (Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> )
989	Sulfato de Ferro (FeSO <sub>4</sub> )	1005	Oxido ou Hidróxido de Ferro
274	Lepidocrocita (γ-FeOOH)	226, 331	Lepidocrocita (γ-FeOOH)
1344, 1572	Hematita (α-Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	1572	Hematita (α-Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )
<b>Corpo de prova A com saturação de CO<sub>2</sub></b>		<b>Corpo de prova B com saturação de CO<sub>2</sub></b>	
Picos Raman cm <sup>-1</sup>		Picos Raman cm <sup>-1</sup>	
133, 140	Hidrotalcita de ferro (Fe <sub>2</sub> (OH) <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> )	177	Siderita (FeCO <sub>3</sub> )
670, 681	Magnetita (Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> )	317	Lepidocrocita (γ-FeOOH)
		700	Magnetita (Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> )
		947	Fosfato PO <sub>4</sub> <sup>3-</sup>

1344, 1350, 1351, 1577	Hematita ( $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ )	360, 430, 662, 679	Magnetita ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ )
1041, 1070	Carbonato de Ferro ( $\text{FeCO}_3$ )	1283	Ligaçāo Fe-O-C
1574, 1589	Estiramento em C-O em Carbonato ( $\text{CO}_3^{2-}$ )	1565, 1574	Estiramento em C-O em Carbonato ( $\text{CO}_3^{2-}$ )
1900, 1902	Precipitação de Hidróxido de Ferro ( $\text{Fe(OH)}_3$ )	2000, 2136, 2393	Característicos do estiramento das ligações de C-O na molécula de $\text{CO}_2$
2000, 2136, 2371, 2376, 2385	Característicos do estiramento das ligações de C-O na molécula de $\text{CO}_2$		

Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

De acordo com a Tabela 8, os picos intensos na faixa de 670-680  $\text{cm}^{-1}$  são picos característicos de magnetita ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ), bem como descritos por Young e colaboradores (2019). Picos intensos de magnetita ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) podem corroborar para uma camada de óxido frágil no aço carbono, especialmente em ambientes salinos como a água do mar. Embora a magnetita possa atuar como uma barreira protetora, sua efetividade depende da compacidade e aderência à superfície do metal (Song *et al.*, 2018). Se a camada for porosa ou instável, íons agressivos, como o cloreto ( $\text{Cl}^-$ ), podem penetrar e acelerar a corrosão (Song *et al.*, 2017).

Por sua vez, a Tabela 8 apresenta picos na faixa de 200-300  $\text{cm}^{-1}$ , que descrevem a formação de hidróxidos e óxidos de ferro na superfície metálica. A formação de Lepidocrocita ( $\gamma\text{-FeOOH}$ ) é detectada em 274  $\text{cm}^{-1}$  e corresponde à análise do pico descrito por Shengxi e Hihara (2012). A lepidocrocita pode interagir com íons cloreto ( $\text{Cl}^-$ ), presentes na água do mar sintética, promovendo corrosão por pite (Shengxi e Hihara, 2012).

Os cloretos induzem a um alto nível de corrosão por ser um íon de diâmetro bastante pequeno, podendo penetrar na estrutura intergranular metálica. Este tipo de ataque resulta, frequentemente, em corrosão do tipo localizada (Gentil, 1996).

Nos aços carbono, os íons cloreto tendem a corroer a superfície de maneira homogênea. No entanto, caso o material apresente irregularidades, como impurezas, contornos de grão ou uma textura superficial rugosa, a corrosão pode se concentrar em áreas específicas, resultando em um ataque localizado (Telles, 2003).

A Tabela 8 ainda descreve a formação de picos em 1344 e 1572 cm<sup>-1</sup>, que são picos característicos à formação de hematita ( $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) (Gupta *et al.*, 2002; Ramos Moreno, 2015).

Por sua vez, os espectros de Raman das Figuras 22 e 24 descrevem as estruturas dos aços A e B, respectivamente, com saturação de CO<sub>2</sub> em pontos diferentes. Em decorrência da dissolução de CO<sub>2</sub> em água, há-se a formação de ácido carbônico. A variação de pH influencia a formação dos íons carbonato (CO<sub>3</sub><sup>2-</sup>), bicarbonato (HCO<sub>3</sub><sup>-</sup>) e ácido carbônico (H<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>). Os picos de intensidade moderada na faixa de 1000-1200 cm<sup>-1</sup> são decorrentes da formação de carbonato de ferro (FeCO<sub>3</sub>) na estrutura do metal, assim como descrito por Young e colaboradores (2019). As bandas 133, 140, em correlação com picos 1041 e 1070 denotam a formação de hidroxcarbonatos de ferro, como a produção de hidrotalcita de ferro II (Fe<sub>2</sub>(OH)<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>).

A formação de hidróxidos e óxidos de ferro na superfície metálica do aço A sob condições pressóricas de CO<sub>2</sub> também apresentam picos de 1351 e 1344, 1569 e 1577 cm<sup>-1</sup>, atribuídos à produção de hematita ( $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) (GUPTA *et al.*, 2002; RAMOS MORENO, 2015).

O pico fraco em 1900 cm<sup>-1</sup> é atribuído à precipitação de hidróxido de ferro (Fe(OH)<sub>3</sub>) formado através da oxidação do Ferro (II) em meio aerado. Em outras palavras, a formação de hidróxido de ferro (III) se dá somente pela presença de gás oxigênio (O<sub>2</sub>) em meio reacional. Assim, constata-se que o meio não foi completamente desaerado.

Já os picos em 2000, 2136, 2371, 2376 e 2385 cm<sup>-1</sup> são característicos do estiramento das ligações de C-O na molécula de CO<sub>2</sub> (Dos Santos *et al.*, 2012). Isso descreve que nem todo gás carbônico introduzido foi dissolvido na solução sintética de água do mar. Uma parte do gás carbônico se adere à superfície do metal.

Os espectrogramas de Raman foram resolutos na determinação dos óxidos, hidróxidos e carbonatos formados durante o processo de oxidação dos aços. Ademais, os dados apresentam intensa formação de hematita no aço A em comparação ao aço B. Essa informação é substancial para destacar a alta suscetibilidade do aço A de sofrer corrosão em relação ao aço B. A constituição concorrente de hidróxidos de ferro (FeOOH) e hematita (Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) sugerem uma transição para uma camada menos efetiva, tornando o aço mais vulnerável à corrosão localizada (Jurek e Szklarska-Smialowska, 1976; Kim e Kim, 2017).

## 5.7 Perda de massa por análise gravimétrica

Este estudo foi realizado com o objetivo de prever a mudança de peso e a taxa de corrosão em 6 corpos de prova imersos em solução de água do mar sintética com dissolução de CO<sub>2</sub>. A partir dos dados de variação de massa das amostras de aço dadas as condições

metodológicas já citadas, foi possível quantificar as taxas de corrosão (mm/ano) as quais são apresentadas nas Tabelas 9 e 10.

**Tabela 9:** Taxa de corrosão dos corpos de prova imerso em solução de água do mar sintética com saturação de CO<sub>2</sub> durante 1 dia.

Tipo	Amostras	Perda de massa (g)	Área (cm <sup>2</sup> )	Tempo (dias)	Densidade metálica (g/cm <sup>3</sup> )	Taxa de corrosão (mm/ano)	Média (mm/ano)	Desvio Padrão
A	1	0,031	13,346	1	7,766	1,116	1,125	
	2	0,031	12,869	1	7,766	1,154		
	3	0,028	12,192	1	7,766	1,106		
B	1	0,034	6,767	1	7,766	2,409	2,536	0,131
	2	0,036	6,386	1	7,766	2,671		
	3	0,029	5,505	1	7,766	2,526		

Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

**Tabela 10:** Taxa de corrosão dos corpos de prova imerso em solução de água do mar sintética com saturação de CO<sub>2</sub> durante uma semana (7 dias).

Tipo	Amostras	Perda de massa (g)	Área (cm <sup>2</sup> )	Tempo (dias)	Densidade metálica (g/cm <sup>3</sup> )	Taxa de corrosão (mm/ano)	Média (mm/ano)	Desvio Padrão
A	1	0,363	13,199	7	7,766	1,849	1,883	0,030
	2	0,363	12,764	7	7,766	1,909		
	3	0,336	11,954	7	7,766	1,891		
B	1	0,239	6,104	7	7,766	2,632	2,668	0,068
	2	0,224	5,737	7	7,766	2,626		
	3	0,203	4,959	7	7,766	2,748		

Fonte: Elaborado pelo Autor (2025).

Os resultados analisados na Tabela 9 e 10 evidenciam uma maior perda de massa do aço B com microestrutura de perlita fina em comparação ao aço A com microestrutura de perlita com esferas de cementita, no período de um e sete dias. Esse comportamento evidencia uma possível corrosão localizada do aço A, como pites ou fissuras, que não afetam tanto a massa total, mas comprometem a integridade do material. Por sua vez, o aço B evidencia uma corrosão de forma mais uniforme, resultando em maior perda de massa, contudo sem comprometer sua estrutura e sua resistência mecânica.

Ademais, uma reversibilidade da perda de massa poderá ser analisada em virtude do comportamento que cada aço apresenta ao sofrer corrosão. O aço B apresenta uma corrosão superficial e uniforme, enquanto o aço A apresenta corrosão localizada, caracterizada por perda de massa irregular e inconstante. Assim, é possível sugerir que o aço A não apresenta taxa de corrosão constante, mas exponencial, levando à maior perda de massa com o tempo em relação ao aço B. Novos estudos poderão ser realizados a fim de caracterizar a perda de massa dos corpos de prova a longos períodos de tempo.

## 6 CONCLUSÕES

Esse trabalho teve como objetivo comparar a suscetibilidade à corrosão de dois aços perlíticos pertencentes a armaduras de tração de dutos flexíveis risers utilizados na extração de óleo e gás pelas offshore. Os aços foram avaliados através de suas propriedades mecânicas, eletroquímicas e caracterizados por meio de técnicas prospectivas, microscópicas e espectroscópicas.

O aço A, com microestrutura de perlita e esferas de cementita, apresenta propriedades mecânicas de dureza e microdureza levemente maiores em relação às do aço B, que possui uma microestrutura de perlita fina.

Além disso, os aços A e B demonstraram resistência eletroquímica semelhante nos ensaios de polarização, mas apresentaram variação na resistência à corrosão em meio com e sem saturação de CO<sub>2</sub> nos testes de impedância indicando que a microestrutura mista de perlita com esferas de cementita do aço B tem uma melhor trabalhabilidade em soluções com saturação de CO<sub>2</sub>.

Em ensaio de U-bend, o aço B com microestrutura de perlita fina, apresentou maior resistência e menor suscetibilidade à corrosão sob tensão em relação ao aço A com microestrutura de perlita com esferas de cementita, que levou à formação de trincas e produtos de corrosão bem mais acentuados.

Através de espectroscopia Raman, assimilou a suscetibilidade à corrosão do aço A com microestrutura de perlita com esferas de cementita, à formação intensa de produtos de corrosão instáveis como hematita e lepidocrocita. No aço B com microestrutura de perlita fina, a formação de óxidos de ferro foi menos intensa, com maior produção de carbonatos de ferro e, com isso, maior estabilidade dos corpos de prova.

O aço B com microestrutura de perlita fina apresenta, por outro lado, maior taxa de perda de massa inicialmente em relação ao aço A com microestrutura de perlita com esferas de cementita, e pode estar relacionado ao tipo de corrosão que cada amostra sofre, onde o aço B apresenta corrosão uniforme e superficial enquanto o aço A apresenta corrosão localizada e inconstante.

Diante dos dados mensurados, o aço B com microestrutura de perlita fina, adequa-se às condições pressóricas, térmicas e eletroquímicas a qual são submetidas armaduras de tração de dutos flexíveis quando comparado ao aço A, logo seria o ideal para compor as armaduras de tração dos dutos flexíveis.

## **SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Realizar os mesmos ensaios elaborados no presente estudo em temperatura na faixa de 40°C e 60°C, com pressões elevadas de modo a simular ainda mais as condições reais.

Realizar o ensaio de perda de massa em um período ainda maior, a fim de obter a velocidade de corrosão, bem como comparar as propriedades entre os aços A e B, podendo assim verificar a possibilidade de uma reversibilidade da perda de massa em virtude do comportamento que cada aço apresenta ao sofrer corrosão.

## REFERÊNCIAS

- ABABKOV, N.; SMIRNOV, A.; DANILOV, V.; ZUEV, L.; POPOVA, N.; NIKONENKO, E. Structural-phase state, mechanical properties, acoustic and magnetic characteristics in the sustainable deformation localization zones of power equipment made of structural and heat resistant steels. **Metals**, v. 11, n. 10, p. 1638, 2021.
- AI, Z. Y.; ZHOU, S. X.; RONG, Y.; ZHANG, K.; SONG, D. (Ano). Experimental and analytical investigation on high chloride-attack resistibility of alloy corrosion-resistant steel Cr10Mo1. **Materials Chemistry and Physics**, v. 283, n. 126002, 2022.
- AI, Zhiyong et al. Passivation characteristics of alloy corrosion-resistant steel Cr10Mo1 in simulating concrete pore solutions: combination effects of pH and chloride. **Materials**, v. 9, n. 9, p. 749, 2016.
- AL'KHIMENKO, A. A.; DAVYDOV, A. D.; KHAR'KOV, A. A.; MUSHNIKOVA, S. Y.; KHAR'KOV, O. A.; PARMENOVA, O. N.; YAKOVITSKII, A. A. Methods of corrosion testing used for development and commercial exploitation of new shipbuilding steels and alloys. Review. Part II. Corrosion cracking and field marine tests. **Izvestiya. Ferrous Metallurgy**, v. 65, n. 3, p. 154-162, 2022.
- AL-MOUBARAKI, A. H.; OBOT, I. B. Corrosion challenges in petroleum refinery operations: Sources, mechanisms, mitigation, and future outlook. **Journal of Saudi Chemical Society**. Elsevier B.V.
- AYODEJI, A. I.; FAYOMI, O. S. I.; DANIYAN, A. A.; BABAREMU, K. O.; ABIOYE, P. O.; AGBOOLA, O. Corrosion Phenomena and the Occurrences; A comment. In IOP Conference Series: **Materials Science and Engineering**, v. 1107, n. 1, p. 012101, 2021.
- BACCA, K. R. G. **Propriedades eletroquímicas, mecânicas e tribológicas dos produtos de corrosão formados no aço API X65 em ambientes de pressão supercrítica de CO<sub>2</sub>**. 2022. 123 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2022. Disponível em: <[https://tede2.pucrs.br/tede2/bitstream/tede/10582/4/DIS\\_KATRYANNE\\_ROHANA\\_GEORG\\_BACCA\\_COMPLETO.pdf](https://tede2.pucrs.br/tede2/bitstream/tede/10582/4/DIS_KATRYANNE_ROHANA_GEORG_BACCA_COMPLETO.pdf)>. Acesso em: 9 fev. 2025.
- BARRAGAN, R. M. **Estudo do comportamento mecânico, em fadiga e tenacidade à fratura do aço 300M temperado com duplo revestimento**. 2016. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciências de Materiais). Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016. Disponível em: <[https://teses.usp.br/teses/disponiveis/18/18158/tde-31102017-152755/publico/Dissert\\_Barragan\\_RonaldM.pdf](https://teses.usp.br/teses/disponiveis/18/18158/tde-31102017-152755/publico/Dissert_Barragan_RonaldM.pdf)>. Acesso em: 9 fev. 2025.
- CALLISTER, J. W. D.; RETHWISCH, D. G. Materials Science and Engineering. **Wiler**, v. 9, s. n., 2014.
- CARVALHO, B. de S.; GUROVA, T.; ESTEFEN, S. F.; LEONTIEV, A. Análise da integridade de arames das armaduras de tração de risers flexíveis através do método inverso de magnetostrição. **Conferência sobre tecnologia de equipamentos**, v. 15, s. n., 2019.

CHAVES, R.; COSTA, I.; MELO, H. G. de; WOLYNCE, S. Evaluation of selective corrosion in UNS S31803 duplex stainless steel with electrochemical impedance spectroscopy. **Electrochimica Acta**, v. 51, n. 8, p. 1842–1846, 2006.

CHEN, Z.; JAFARZADEH, S.; ZHAO, J.; BOBARU, F. A coupled mechano-chemical peridynamic model for pit-to-crack transition in stress-corrosion cracking. **Journal of The Mechanics and Physics of Solids**, v. 146, n. 104203, 2021.

CHENG, Y. F. **Stress corrosion cracking of pipelines**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2013

CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 7, s. n., 2015.

CHIAVERINI, V. Tratamento térmico das ligas metálicas. **Makron Books**, v. 3, n. 146, 2003.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. **Editora Blucher**, v. 4, n. 3, 2008.

CORROSIONPEDIA. **Active Path Dissolution**, 2019. Disponível em: <<https://www.corrosionpedia.com/definition/1506/active-path-dissolution>>. Acesso em 18 fev, de 2024.

DAS, S.; BRADLEY, P.; HALDAR, A. Medium carbon fully pearlitic steel: microstructures and properties after wire drawing. **Materials Science and Technology**, v. 35, n. 5, p. 585-595, 2019.

DAS CHAGAS ALMEIDA, T.; BANDEIRA, M. C. E.; MOREIRA, R. M.; MATTOS, O. R. New insights on the role of CO<sub>2</sub> in the mechanism of carbon steel corrosion. **Corrosion Science**, v. 120, p. 239-250, 2017.

FATTAH-ALHOSSEINI, A.; TAHERI-SHOJA, S.; HEYDARI-ZEBARDAST, B. MOHAMADIAN, P. An Electrochemical Impedance Spectroscopic Study of the Passive State on AISI 304 Stainless Steel. **International Journal of Electrochemistry**, v. 2, p. 1– 8, 2011.

FIDELES, F. F. M. **Avaliação do comportamento eletroquímico de três (3) tipos de aços eutetoides em ambientes ricos em NaCl, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> e CO<sub>2</sub>**. 2023. 80f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) do Centro de Ciências e Tecnologia, Departamento de Engenharia de Materiais e Metalúrgica. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza-CE, 2023. Disponível em: <[https://repositorio.ufc.br/bitstream/riufc/74096/3/2023\\_dis\\_ffmagineles.pdf](https://repositorio.ufc.br/bitstream/riufc/74096/3/2023_dis_ffmagineles.pdf)>. Acesso em: 9 fev. 2025.

GENTIL, V. Corrosão. **Rio de Janeiro: LTC**, v. 6, n. 2, p. 360, 2011.

GENTIL, V. **Corrosão. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos**, v. 3, n. 7, p. 280, 1996.

GOGAEV, K.; PODREZOV, Y.; VOLOSHCHENKO, S.; ACKEPOB, M.; MINAKOV, N.; SHURIGIN, B. Increase in wear resistance due to manganese alloying of ADI cast iron. **Bulletin of the National Technical University KhPI Series: New Solutions in Modern Technologies** v. 2, n. 12, p. 10-15, 2022.

GUPTA, R.; SOOD, A.K.; METCALF, P.; HONIG, J. M. Raman study of stoichiometric and Zn-doped Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. **Physical Review B**, v. 65, n. 10, p. 10-18, 2002.

GROYSMAN, A. Corrosion problems and solutions in oil refining and petrochemical industry. **Cham: Springer**, v. 32, s. n., p. 351, 2017.

HAGHDADI, N.; LALEH, M.; MOYLE, M.; PRIMIG, S. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges. **Journal of Materials Science**, v. 56, p. 64-107, 2020.

HARRELSON, K. J.; ROU, S. H.; WILCOX, R. C. Impurity element effects on the toughness of 9Cr-1Mo steel. **Journal of Nuclear Materials**, v. 141, p. 508-512, 1986.

HARSIMRAN, S.; SANTOSH, K.; RAKESH, K. Overview of corrosion and its control: A critical review. **Proceedings on Engineering Sciences**, v. 3, n. 1, p. 13-24, 2021.

HERMAS, A. A.; MORAD, M. S. A comparative study on the corrosion behaviour of 304 austenitic stainless steel in sulfamic and sulfuric acid solutions. **Corrosion Science**, v. 50, n. 9, p. 2710–2717, 2008.

JIN, A. The Discussion On The Influence Of The Form And Content Of Carbon On The Properties Of Carbon Steel And Cast Iron. **IOP Conference Series: Earth and Environmental Science**, v. 580, n. 1, p. 58-70, 2020.

JUNIOR, C. A. R. **Caracterização de trincas de corrosão sob tensão em gasoduto de aço API 5L X65**. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia Mecânica) da Universidade Federal Fluminense, Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 2020. Disponível em: <<https://app.uff.br/riuff/bitstream/handle/1/16545/Caracteriza%C3%A7%C3%A3o%20de%20trincas%20de%20corros%C3%A3o%20sob%20tens%C3%A3o%20em%20gasoduto%20de%20a%C3%A7o%20API%205L%20X65.pdf?sequence=1&isAllowed=y>>. Acesso em: 9 fev. 2025.

JUREK, J.; SZKLARSKA-SMIALOWSKA, Z. Susceptibility of the Oxide Film Formed on Steel in Air at 100 to 400 C to Local Breakdown in Borate Buffer Solutions Containing Cl<sup>-</sup> Anions. **Corrosion**, v. 32, n. 8, p. 309-312, 1976.

KHALIFEH, A. Stress corrosion cracking behavior of materials. **Engineering Failure Analysis**, v. 10, n. 1, p. 55-75, 2020.

KALPAKJIAN, S.; SCHMID, S. R. Manufacturing Engineering and Technology. **Prentice Hall**, v. 6, n. 1, 2009.

KIM, Y.; KIM, J. Corrosion behavior of pipeline carbon steel under different iron oxide deposits in the district heating system. **Metals**, v. 7, n. 5, p. 182, 2017.

KIMURA, Y. Preface to the Special Issue on “Lamellar Structure in Structural Metallic Material and Its Mechanical Property”. **ISIJ International**, v. 62, n. 2, p. 281-281, 2022.

LI, D. Stress corrosion damage evolution analysis and mechanism identification for prestressed steel strands using acoustic emission technique. **Structural Control and Health Monitoring**, v. 25, n. 8, p. e2189, 2018.

LI, S.; HIHARA, L. H. In situ Raman spectroscopic identification of rust formation in Evans' droplet experiments. **Electrochemistry communications**, v. 18, p. 48-50, 2012.

LIU, S.; YANG, Z.; CHEN, L.; LUO, L.; HUANG, H.; LIN, X. Stress corrosion effects on ADC12 Al alloy tungsten inert gas welding joint in 3.5 wt% NaCl solution. **Vacuum**, v. 224, n. 113170, 2024.

LUIZ, L. A.; HENKE, S. L.; KURELO, B. C. E. S.; SOUZA, G. B.; ANDRADE, J.; MARINO, C. E. B. (Ano). Aços Inoxidáveis Aplicados na Indústria Petroquímica: Estudo Comparativo da Resistência à Corrosão por Técnicas Eletroquímicas. **Tecnologia em Metalúrgica, Materiais e Mineirais**, v. 17, n. 1, p. 61-70, 2020.

MATSUWAKA, D. Deoxygenation of liquid titanium with aluminum addition. **MATEC Web of Conferences EDP Sciences**, v. 321, n. 14, p. 10002-10014, 2020.

MILEIKO, S. T. High temperature molybdenum matrix composites. **Ceramics International**, v. 45, n. 7, p. 9439-9443, 2019.

MOLITERNO, A.; BRASIL, R. M. L. F. Elementos para projetos em perfis leves de aço. **São Paulo: Blucher**, v. 2, s. n., 2015.

NAM, N. D.; PARDO, A. Effect of tin on the corrosion behavior of sea-water corrosion-resistant steel. **Materials & Design**, v. 84, n. 1, p. 1-9, 2015.

NATASYA, T.; KHAIRAFAH, M. E.; SEMBIRING, B.; SARI, M.; HUTABARAT, L. N. Corrosion Factors on Nail. **Indonesian Journal of Chemical Science and Technology**, v. 5, n. 1, p. 47-50, 2022.

NIKAS, D.; ZHANG, X.; AHLSTRÖM, J. Evaluation of local strength via microstructural quantification in a pearlitic rail steel deformed by simultaneous compression and torsion. **Materials Science and Engineering**, v. 737, n. 1, p. 341-347, 2018.

NIKIEL, Piotr; SZCZEPANIK, Stefan; KORPAŁA, Grzegorz. Accelerated Spheroidization of Cementite in Sintered Ultrahigh Carbon Steel by Warm Deformation. **Metals**, v. 11, n. 2, p. 328, 2021.

OLEFJORD, I. The passive state of stainless steels. **Materials Science and Engineering**, v. 42, n. 7, p. 161-171, 1980.

PARK, J. S.; LEE, S. C.; CHOI, J. K.; KIM, S. J. Advanced Hadfield Steel with Cr-optimization Resists against Corrosion and Erosion-corrosion. **Applied Surface Science**, v. 637, n. 157875, 2023.

**PEREIRA, P. A. S. Inspeção externa de armaduras de tração de risers flexíveis utilizando a técnica das correntes parasitas.** Tese (Doutorado em Engenharia Oceânica). COPPE. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2016. Disponível em: <[https://www.researchgate.net/publication/387711352\\_ESTUDO\\_DE\\_APPLICACAO\\_DA\\_TECNICA\\_DE\\_CORRENTES\\_PARASITAS\\_NO\\_MONITORAMENTO\\_DE\\_ARAMES\\_DE\\_RISERS\\_FLEXIVEIS](https://www.researchgate.net/publication/387711352_ESTUDO_DE_APPLICACAO_DA_TECNICA_DE_CORRENTES_PARASITAS_NO_MONITORAMENTO_DE_ARAMES_DE_RISERS_FLEXIVEIS)>. Acesso em: 9 fev. 2025.

PODANY, Pavel et al. High manganese TWIP steel with increased corrosion resistance. **Metals**, v. 12, n. 10, p. 1765, 2022.

POLO, J.; CANO, E.; BASTIDAS, J. An impedance study on the influence of molybdenum in stainless steel pitting corrosion. **Journal of Electroanalytical Chemistry**, v. 537, n. 2, p. 183–187, 2002.

QIAO, L.; ZHU, J. Machine learning-guided design of pearlitic steel with promising mechanical and tribological properties. **Advanced Engineering Materials**, v. 23, n. 12, p. 2100505, 2021.

RAMOS-MORENO, L. M. **Espectroscopía Raman y microscopía de fluorescencia de pigmentos en complejos cerámicos de Nariño.** 2015. Trabalho de Conclusão de Curso (Física). Universidad de Los Andes, Facultad de Ciencias, Bogotá D.C., 2015. Disponível em: <<https://repositorio.uniandes.edu.co/entities/publication/b78c2e6e-1173-4a3d-9cf5-58fa095507a7>>. Acesso em: 9 fev. 2025.

RAYAROTH, M. P.; BOCZKAJ, G.; AUBRY, O.; ARAVIND, U. K.; ARAVINDAKUMAR, C. T. Advanced oxidation processes for degradation of water pollutants—ambivalent impact of carbonate species: a review. **Water**, v. 15, n. 8, p. 1615, 2023.

REN, Y.; CHENG, X.; LI, W.; WANG, Q.; ZENG, F. Effect of tempering temperature on stress corrosion resistance of a low alloy high strength steel with high vanadium content. **Materials Today Communications**, v. 39, n. 108730, 2024.

SHEN, Z.; ARIOKA, K.; LOZANO-PEREZ, S. A mechanistic study of SCC in Alloy 600 through high-resolution characterization. **Corrosion Science**, v. 132, n. 1, p. 244-259, 2018.

SHI, C.; GONG, Y.; YANG, Z. G.; TONG, Q. Peridynamic investigation of stress corrosion cracking in carbon steel pipes. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 219, n. 7, p. 106604, 2019.

SANCHES, L. P. **Estudo comparativo quanto à resistência à corrosão entre aços inoxidáveis utilizados em trocadores de calor.** 2009. 117 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2009. Disponível em: <<https://pantheon.ufrj.br/bitstream/11422/8047/1/monopolio10003588.pdf>>. Acesso em: 9 fev. 2025.

SANTOS, P. M. Using FT-IR microspectroscopy for testing statistical algorithms for differentiation of *Candida albicans*, *Candida dubliniensis* and *Candida parapsilosis*. **Revista Brasileira de Engenharia Biomédica**, v. 28, n. 1, p. 398-409, 2012.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. **Metais Especiais**, v. 2, n. 1, p. 1-18, 1988.

SONG, G. D. Galvanic effect of magnetite on the corrosion behavior of carbon steel in deaerated alkaline solutions under flowing conditions. **Corrosion Science**, v. 131, n. 10, p. 71-80, 2018.

SONG, Y. Effects of chloride ions on corrosion of ductile iron and carbon steel in soil environments. **Scientific reports**, v. 7, n. 1, p. 6865, 2017.

TAIT, W. S. Electrochemical corrosion basics. In: Handbook of environmental degradation of materials. **William Andrew Publishing**, v. 3, n. 1, p. 97-115, 2018.

TAYLOR, C. D.; LU, P.; SAAL, J.; FRANKEL, G. S.; SCULLY, J. R. Integrated computational materials engineering of corrosion resistant alloys. **Materials Degradation**, v. 2, n. 1, p. 6, 2018.

TELLES, P. C. S., Materiais para Equipamentos de Processo. **Editora Interciência Ltda**, v. 6, n. 1, 2003.

TIAN, J.; WANG, H.; ZHU, M.; ZHOU, M.; ZHANG, Q.; SU, X.; GUO, A.; XU, G. Improving mechanical properties in high-carbon pearlitic steels by replacing partial V with Nb. **Materials Science and Engineering**, v. 887, n. 10, p. 142622-142630, 2022.

TSCHIPTSCHIN, A. P. **Aço: Sua aplicação e relação com o carbono**. Gerdau: Blog de Aços Especiais. 2019. Disponível em: <<https://www2.gerdau.com.br/blog-acos-especiais/aco-e-sua-aplicacao-e-relacao-com-o-carbono>>. Acesso em 15 mai. 2024.

VERMA, C.; QURAISHI, M. A.; EBENSO, E. E. Corrosive electrolytes. **International Journal of Corrosion and Scale Inhibition**, v. 9, n. 4, p. 1261-1276, 2020.

WANG, L.; XIN, J.; CHENG, L.; ZHAO, K.; SUN, B.; LI, J.; WANG, X.; CUI, Z. Influence of inclusions on initiation of pitting corrosion and stress corrosion cracking of X70 steel in near-neutral pH environment. **Corrosion Science**, v. 147, n. 10, p. 11007-11022, 2019.

YAO, Z. Investigation on microstructure and properties of low-carbon wear-resistant steels with addition of Cr and Ni. **Steel Research International**, v. 91, n. 7, p. 1900677-1900688, 2020.

YI, H. Y. Effects of silicon on the microstructure and mechanical properties of 15–15Ti stainless steel. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 33, n. 10, p. 1583-1590, 2020.

ZHANG, H.; ZHANG, F.; HAO, F.; SUI, Y.; LI, W.; LI, X.; HOU, J.; GUO, W. Stress corrosion behavior and mechanism of Ti6321 alloy with different microstructures in stimulated deep-sea environment. **Materials Science and Engineering**, v. 812, n. 14, p. 1209-1215, 2024.

ZHANG, Q.; WU, S. Three-dimensional study on touch down zone of steel catenary riser under cyclic loading in saturated seabed. **Ocean Engineering**, v. 190, n. 10, p. 106411-106420, 2019.

ZHANG, G. H.; CHOU, K.; LI, F. S. Deoxidation of liquid steel with molten slag by using electrochemical method. **ISIJ International**, v. 54, n. 12, p. 2767-2771, 2014.

ZOU, Y.; DING, H.; TANG, Z. Effect of carbon content on deformation behavior and partitioning of manganese in medium-Mn steels. **Metals**, v. 11, n. 4, p. 667, 2021