

AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DO COMPORTAMENTO CORROSIVO DO AÇO API 5L X70 SOLDADO POR SMAW EM ÁGUA MARINHA SINTÉTICA SOB IMERSÃO PROLONGADA

DOI: 10.5281/zenodo.18777550

Flávio Marques Brandão¹

Fabírcia Nunes de Jesus²

RESUMO

Os aços ARBL, em especial o API 5L X70, são amplamente empregados em dutos offshore devido à elevada resistência mecânica e boa soldabilidade, porém permanecem suscetíveis à corrosão em ambientes marinhos ricos em cloretos. A soldagem por SMAW com eletrodos celulósicos E6010/E8010-G, amplamente utilizada em campo, introduz heterogeneidades microestruturais na zona termicamente afetada (ZTA), podendo influenciar o desempenho eletroquímico. Ainda são limitados os dados experimentais sobre o comportamento corrosivo dessas juntas sob imersão prolongada em água marinha sintética. Este estudo avaliou o comportamento corrosivo do API 5L X70 soldado por SMAW após 73 dias (1.752 h) de imersão em solução com 35 ‰ de salinidade. O sistema experimental apresentou estabilidade ambiental, com monitoramento semanal de pH, salinidade e diferença de potencial versus Ag/AgCl, assegurando controle das variáveis físico-

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

químicas. As taxas de corrosão foram determinadas pelo método gravimétrico conforme ASTM G1-72 (Gentil, 2011), e os produtos de corrosão caracterizados por microscopia eletrônica de varredura com EDS. As taxas variaram entre 0,0122 mm/ano (0,48 mpy — leve) e 0,0566 mm/ano (2,23 mpy — moderada), evidenciando resposta corrosiva mensurável e diferenças entre regiões metalúrgicas. As micrografias revelaram morfologias compatíveis com o sistema $\text{Fe-H}_2\text{O-Cl}^-$, incluindo camadas parcialmente compactas e regiões porosas associadas à formação de lepidocrocita, goethita e magnetita. A detecção de cloretos nos produtos formados reforça o papel dos íons Cl^- na intensificação do ataque localizado. Os resultados fornecem base experimental consistente e dados inéditos para compreensão preliminar do desempenho corrosivo de juntas soldadas em condições marinhas simuladas, subsidiando investigações futuras com técnicas eletroquímicas e cristalográficas complementares.

Palavras-chave: Aço API 5L X70. Soldagem SMAW. Corrosão marinha. Taxa de corrosão. MEV/EDS. Estudo exploratório.

ABSTRACT

High-strength, non-metallic steels (HSLA), especially API 5L X70, are widely used in offshore pipelines due to their high mechanical strength and good weldability; however, they remain susceptible to corrosion in chloride-rich marine environments. SMAW welding with E6010/E8010-G cellulosic electrodes, widely used in the field, introduces microstructural heterogeneities in the heat-affected zone (HAZ), which can influence electrochemical performance. Experimental data on the corrosive behavior of these joints under prolonged immersion in synthetic seawater are still

limited. This study evaluated the corrosive behavior of API 5L X70 welded by SMAW after 73 days (1,752 h) of immersion in a solution with 35‰ salinity. The experimental system showed environmental stability, with weekly monitoring of pH, salinity, and potential difference versus Ag/AgCl, ensuring control of the physicochemical variables. Corrosion rates were determined by the gravimetric method according to ASTM G1-72 (Gentil, 2011), and corrosion products were characterized by scanning electron microscopy with EDS. Rates ranged from 0.0122 mm/year (0.48 mpy — mild) to 0.0566 mm/year (2.23 mpy — moderate), evidencing a measurable corrosive response and differences between metallurgical regions. Micrographs revealed morphologies compatible with the Fe–H₂O–Cl[–] system, including partially compact layers and porous regions associated with the formation of lepidocrocite, goethite, and magnetite. The detection of chlorides in the formed products reinforces the role of Cl[–] ions in intensifying localized attack. The results provide a consistent experimental basis and novel data for a preliminary understanding of the corrosive performance of welded joints under simulated marine conditions, supporting future investigations with complementary electrochemical and crystallographic techniques.

Keywords: API 5L X70 Steel. SMAW Welding. Marine Corrosion. Corrosion Rate. SEM/EDS. Exploratory Study.

1. INTRODUÇÃO

A exploração de petróleo e gás em ambientes offshore impõe aos materiais estruturais condições operacionais severas: altas pressões hidrostáticas, carregamentos cíclicos e exposição contínua a meios corrosivos marinhos

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

(MELCHERS; JEFFREY, 2008). Nesse cenário, os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), classificados pela norma API 5L, são materiais de escolha para fabricação de tubulações submarinas, oleodutos e gasodutos, pela combinação de resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade (API, 2000). O grau API 5L X70 destaca-se por sua ampla consolidação na indústria petrolífera, especialmente no contexto brasileiro com reservas concentradas nas bacias de Campos, Santos e Espírito Santo, onde a confiabilidade de tubulações é condição de segurança operacional e viabilidade econômica. Estimativas recentes da AMPP (2016) indicam que os custos globais de corrosão correspondem a cerca de 3,4% do PIB mundial — valor que, no contexto brasileiro do setor de óleo e gás, representa bilhões anuais em manutenção, reposição de componentes e gerenciamento de integridade estrutural.

A soldagem por eletrodo revestido (SMAW — Shielded Metal Arc Welding) é o processo predominante para uniões em campo de tubulações de petróleo e gás no Brasil, pela independência de gás de proteção externo, portabilidade e disponibilidade de mão de obra qualificada (BAI, 2001). Para tubulações de aço X70, a norma API 1104 prescreve eletrodos celulósicos E6010 no passe de raiz e E8010-G nos passes de enchimento e acabamento. O processo é eficiente, porém inevitavelmente introduz heterogeneidades microestruturais ao longo da zona termicamente afetada (ZTA) com sub-regiões de grão grosseiro (ZGG), grão refinado (ZGR) e zona intercrítica (ZIC) cada uma com microestrutura, dureza e energia superficial distintas (KOU, 2003). Essas heterogeneidades criam microcélulas galvânicas entre metal de base (MB), ZTA e metal de solda (MS), tornando as regiões

soldadas potencialmente mais susceptíveis ao ataque corrosivo, um fenômeno discutido na literatura de corrosão para juntas soldadas de baixa liga (TRETHERWEY; CHAMBERLAIN, 1995) e documentado experimentalmente em aços ARBL em meio cloreto por Lothongkum et al. (2006). A ausência de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) (condição frequente em obras de campo) preserva tensões residuais trativas na ZTA que adicionalmente favorecem a ruptura de filmes passivos (LANCASTER, 1999).

Em ambientes marinhos, a água do mar atua como eletrólito agressivo, com concentrações de cloretos da ordem de 19.000 mg/L, pH de 8,0–8,3 e condutividade elétrica de aproximadamente 55 mS/cm (LIBES, 1992). Os íons cloreto desestabilizam os filmes passivos de óxidos protetores e favorecem a corrosão localizada por pites, cujo mecanismo autocatalítico: acidificação local via $\text{Fe}^{2+} + 2\text{Cl}^- + 2\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2 + 2\text{HCl}$ perpetua e aprofunda o ataque mesmo quando o ambiente externo é relativamente menos agressivo (GENTIL, 2011; REVIE; UHLIG, 2008).

1.1. Lacuna de Pesquisa e Problema

A literatura registra estudos sobre corrosão de aços ARBL em meios marinhos, mas com limitações relevantes para o problema aqui investigado. Melchers e Jeffrey (2008) e Revie e Uhlig (2008) abordam a corrosão de aços carbono em imersão marinha predominantemente sobre o metal de base, sem considerar as heterogeneidades introduzidas pela soldagem. Quando incluem juntas soldadas, estudos como o de Lothongkum et al. (2006) utilizam processos automatizados (GMAW, SAW) ou eletrodos

básicos de hidrogênio controlado, não o par celulósico E6010/E8010-G, predominante em obras de campo no Brasil. A literatura de referência em corrosão de juntas soldadas de baixa liga, como Trethewey e Chamberlain (1995), tampouco aborda especificamente esse par de consumíveis em imersão marinha prolongada. Por fim, a integração simultânea de análise gravimétrica normalizada, monitoramento físico-químico contínuo e caracterização morfológica por MEV/EDS em imersão prolongada permanece escassa na literatura nacional sobre juntas de aço X70.

O problema que motiva este estudo é: qual o comportamento corrosivo do aço API 5L X70 soldado por SMAW com eletrodos celulósicos E6010/E8010-G em imersão prolongada em água marinha sintética, e em que medida as heterogeneidades microestruturais da junta soldada influenciam as taxas e a morfologia da corrosão? Dado o caráter inédito da combinação de variáveis investigadas e as limitações metrológicas identificadas no decorrer do estudo descritas com transparência nas seções seguintes, este trabalho é explicitamente posicionado como contribuição exploratória, cujos resultados são preliminares e demandam confirmação por estudos com maior controle experimental.

1.2. Objetivos

Objetivo geral: investigar exploratoriamente o processo de corrosão em amostras de aço API 5L X70 soldado em multipasses por SMAW (E6010/E8010-G) e submetido à imersão em água marinha sintética por 73 dias, visando à caracterização preliminar dos mecanismos de degradação, à proposição de hipóteses sobre a influência da heterogeneidade

microestrutural da junta na variabilidade das taxas de corrosão e à identificação de protocolo aprimorado para estudos futuros.

Objetivos específicos: (a) monitorar semanalmente os parâmetros físico-químicos do sistema: pH, salinidade e DDP vs. Ag/AgCl ao longo do ensaio; (b) calcular a taxa de corrosão dos corpos de prova com dados metrológicos válidos pelo método gravimétrico (GENTIL, 2011; ASTM G1-72); (c) caracterizar morfologicamente os produtos de corrosão por MEV em magnificações de 100x, 500x e 1000x; (d) determinar a composição elementar dos produtos de corrosão por EDS e inferir, com base na morfologia observada, os compostos possivelmente formados; (e) propor hipóteses sobre a influência da heterogeneidade microestrutural da ZTA na variabilidade das taxas de corrosão, para verificação em estudos futuros com análise metalográfica; e (f) identificar as principais limitações metodológicas e propor protocolo aprimorado para estudos subsequentes.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1. Aço API 5L X70: Composição e Microestrutura

O aço API 5L X70 é produzido por laminação termomecânica controlada (TMCP), com teor máximo de carbono de 0,12%, manganês de aproximadamente 1,7% e adições de nióbio (Nb), vanádio (V) e titânio (Ti) que, somadas, não ultrapassam 0,15% em massa. Essa composição resulta em microestrutura ferrítica-perlítica ou ferrítica-bainítica refinada, com tensão mínima de escoamento de 483 MPa. O carbono equivalente (CE) reduzido tipicamente $\leq 0,43\%$, calculado pela fórmula do International

Institute of Welding, condiciona a soldabilidade e minimiza o risco de formação de martensita dura na ZTA (API, 2000; KOU, 2003). Os precipitados de TiN, NbC e Nb (C, N) inibem o crescimento do grão austenítico durante a laminação e contribuem para o endurecimento por precipitação da matriz ferrítica (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017).

2.2. Soldagem SMAW e Heterogeneidade da ZTA

O ciclo térmico da soldagem SMAW impõe, ao longo da espessura da chapa, gradientes de temperatura que originam sub-regiões microestruturalmente distintas na ZTA: a Zona de Grão Grosseiro (ZGG, pico > 1.300°C), com maior risco de bainita superior ou martensita e redução de tenacidade; a Zona de Grão Refinado (ZGR, 900–1.300°C), com recristalização completa e refino de grão; e a Zona Intercrítica (ZIC, 723–900°C), com transformação parcial e possíveis ilhas de constituinte martensita-austenita (MA) (LANCASTER, 1999; KOU, 2003). Cada sub-região possui potencial eletroquímico distinto, criando microcélulas galvânicas que tornam a ZTA, especialmente a ZGG, região preferencial para iniciação de corrosão localizada. Eletrodos celulósicos geram atmosfera rica em H₂ no arco, o que exige rigoroso controle do pré-aquecimento para prevenir trincas a frio induzidas pelo hidrogênio (HIC); a ausência de TTPS após a soldagem preserva, adicionalmente, tensões residuais trativas que agravam a susceptibilidade à corrosão sob tensão (ESAB, 2005).

2.3. Corrosão Eletroquímica em Meios Marinhos e Produtos Formados

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

A corrosão de aços ferrosos em meios aquosos oxigenados envolve dissolução anódica ($\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$) acoplada à redução catódica do oxigênio ($\text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} + 4\text{e}^- \rightarrow 4\text{OH}^-$). Os íons Fe^{2+} reagem com OH^- para formar $\text{Fe}(\text{OH})_2$, que se oxida progressivamente a óxihidróxidos: lepidocrocita ($\gamma\text{-FeOOH}$), de morfologia lamelar e botrioidal, produto cinético de formação mais rápida; goethita ($\alpha\text{-FeOOH}$), de morfologia acicular, termodinamicamente mais estável; e magnetita (Fe_3O_4), em regiões de menor atividade de oxigênio (CORNELL; SCHWERTMANN, 2003; GENTIL, 2011). Destaca-se que a identificação desses compostos exclusivamente por morfologia MEV é inferencial, sendo que a confirmação definitiva requer Difractometria de Raios-X (DRX) ou espectroscopia Raman, técnicas não empregadas neste estudo e recomendadas para trabalhos futuros.

A agressividade do ambiente marinho resulta sinergicamente de: elevada concentração de Cl^- ($\approx 19.000 \text{ mg/L}$); alta condutividade elétrica ($\approx 55 \text{ mS/cm}$); e oxigênio dissolvido ($6\text{--}9 \text{ mg/L}$), que sustenta a reação catódica (REVIE; UHLIG, 2008). Adicionalmente, ensaios de imersão prolongada em soluções não esterilizadas podem favorecer colonização por bactérias redutoras de sulfato (SRB), caracterizando corrosão microbiologicamente influenciada (MIC). Embora esse mecanismo não tenha sido controlado neste estudo (limitação reconhecida explicitamente na seção Considerações Finais), Melchers e Jeffrey (2008) documentam seu papel relevante em imersão marinha de longa duração para aços carbono. Ensaios em água marinha sintética preparada com sal comercial de composição iônica equivalente à oceânica são práticas consagradas pela ASTM G31-72, cujos

resultados são extrapoláveis à escala industrial pela teoria da similaridade (SESHADRI et al., 2010).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Material de Base e Consumíveis de Soldagem

O material de base foi o aço API 5L X70, fornecido pela Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), em chapas laminadas a quente com espessura nominal de 12,7 mm. A composição química nominal, conforme API 5L (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007), é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 — Composição química nominal do aço API 5L X70 (% em massa, máximo)

Gr au	C	Si	M n	P	S	C u	Ni	Cr	M o	Nb+ Ti+ V	C eq	Pc m
X7 0	0, 12	0, 45	1, 70	0, 02 5	0, 01 5	0, 50	1, 00	0, 50	0, 50	0,15	0, 43	0, 25

Fonte: American Petroleum Institute (2007).

Para a soldagem foram empregados eletrodos celulósicos AWS E6010 (ESAB OK 22.45 P, diâmetro 4,0 mm, comprimento 350 mm) para o passe de raiz e AWS E8010-G (mesmas especificações) para os passes de enchimento e acabamento, conforme Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) API 1104 19ª edição (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 1999).

3.2. Preparação das Juntas e Procedimento de Soldagem

As chapas foram cortadas por plasma e chanfradas em fresadora de cabeça móvel sem fluido refrigerante, com geometria em V de ângulo total de 60° (bisel de 30° em cada face), abertura de raiz de 3,0 mm e nariz de 1,5 mm, em conformidade com a API 1104. Antes da soldagem, as superfícies foram limpas com escova de aço rotativa e desengraxadas com acetona P.A., conforme AWS D1.1 (2001).

Foi aplicado pré-aquecimento a aproximadamente 250°C por maçarico oxibutano por cerca de 8 minutos de forma itinerante ao longo da junta, verificado com termstick de 250°C. A soldagem foi realizada por SMAW em corrente contínua polaridade positiva (DCEP): corrente de 120–140 A e tensão de 22–26 V para o passe de raiz (E6010); 140–160 A e 22–26 V para enchimento e acabamento (E8010-G); velocidade de avanço de 15–20 cm/min; energia de soldagem estimada em 8–12 kJ/cm por passe. A temperatura de interpasse foi monitorada por termopar de contato tipo K e mantida abaixo de 250°C. As juntas foram resfriadas ao ar calmo sem aplicação de TTPS, condição representativa da prática de campo e que implica retenção de tensões residuais trativas na ZTA — fator

potencialmente relevante para o comportamento corrosivo discutido na seção 4.

3.3. Confeção, Dimensionamento e Pesagem dos Corpos de Prova

Das juntas soldadas foram extraídos seis corpos de prova (CP1 a CP6) por corte abrasivo com refrigeração. As dimensões nominais de cada CP foram de $50,0 \times 25,0 \times 12,7$ mm, medidas com paquímetro digital (resolução 0,01 mm). A área superficial total exposta foi calculada considerando as seis faces de cada CP:

Adotou-se $A = 44,05 \text{ cm}^2 (\pm 0,5 \text{ cm}^2)$ para todos os cálculos de taxa de corrosão. Nenhuma face foi isolada. Cada CP continha, ao longo de sua extensão, regiões de MB, ZTA e MS simultaneamente.

A preparação superficial incluiu: lixamento progressivo com lixas de 80, 120, 220 e 400 mesh em politriz; limpeza ultrassônica em acetona P.A. por 10 minutos; secagem em estufa a 100°C por 15 minutos; e resfriamento em dessecador com sílica-gel por 30 minutos. A pesagem inicial (m_i) foi realizada em triplicata em balança de laboratório com resolução de ± 1 g (0 casas decimais), registrando-se a média aritmética como valor representativo.

Limitação metrológica central: a resolução de ± 1 g da balança disponível para a pesagem inicial mostrou-se insuficiente para CPs cuja perda de massa real situou-se entre 0,8 e 1,4 g (CP5 e CP6), e inviabilizou a análise de CP2 e CP3 — cujos valores de m_f (obtidos em balança de $\pm 0,001$ g) superaram as m_i arredondadas pela balança inicial, gerando perda de massa negativa. Essa

falha de planejamento experimental é reconhecida como limitação central deste estudo. Para estudos futuros, recomenda-se balança analítica de resolução $\leq \pm 0,001$ g em toda a cadeia metrológica, conforme exigência implícita da ASTM G1-72. Para CP5 e CP6, a incerteza relativa na taxa de corrosão é estimada em $\pm 15\text{--}20\%$, e os valores desses CPs devem ser interpretados como estimativas de ordem de grandeza.

Tabela 2 — Massa inicial (m_i) dos corpos de prova

CP	m_i — média de triplicata (g)	Status
CP 1	167	Válido — incerteza baixa
CP 2	168	Inválido ($m_f > m_i$ aparente)*
CP 3	168	Inválido ($m_f > m_i$ aparente)*

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

CP 4	164	Válido — incerteza baixa
CP 5	170	Válido — incerteza ± 15 – 20%
CP 6	156	Válido — incerteza ± 15 – 20%

Fonte: Autores (2026).

Nota: As três pesagens individuais resultaram em valor idêntico para todos os CPs, em razão da resolução de ± 1 g da balança, indicando que a variação real entre medições foi inferior ao limite de detecção do instrumento. () CP2 e CP3 excluídos da análise quantitativa: perda de massa real inferior à resolução da balança inicial; mf obtida em balança de maior precisão superou mi arredondada, gerando resultado fisicamente impossível.*

3.4. Sistema de Imersão e Monitoramento

A água marinha sintética foi preparada dissolvendo 700 g do sal Blue Treasure Reef Sea Salt em 20 L de água destilada, resultando em salinidade

de 35‰ e pH inicial de 8,1. O sistema consistiu em aquário de vidro de 100 L com bomba submersa Rs-electrical Rs-1202 (800 L/h, 110 V) para agitação e aeração contínuas. Os seis CPs foram posicionados em fileira em suporte de polietileno, submersos de 05/10/2025 a 16/12/2025 (73 dias; 1.752 horas). O arranjo experimental adotado assegurou circulação contínua e homogeneidade global do meio, garantindo condições representativas de exposição marinha. Embora o posicionamento individual dos corpos de prova em relação à saída da bomba não tenha sido registrado de forma sistemática, a configuração hidráulica manteve padrão de fluxo estável ao longo de todo o ensaio. Eventuais variações hidrodinâmicas locais são inerentes a sistemas dinâmicos desse tipo e podem ter contribuído para a dispersão observada nas taxas, sem comprometer a consistência das tendências gerais identificadas, conforme discutido na Seção 4. Realizou-se monitoramento semanal de: (i) pH utilizando pHmetro Tecnal Tec-3MP calibrado com tampões pH 4,0 e 7,0; (ii) salinidade empregando refratômetro Instrutherm RTS-101ATC (resolução 0,5‰); (iii) DDP usando multímetro Minipa ET-2042C com eletrodo de referência Ag/AgCl inserido na solução, ponta de prova em contato com a superfície de cada CP. As medições de diferença de potencial foram realizadas com multímetro de alta impedância ($\sim 10\text{ M}\Omega$), suficiente para monitoramento estável do potencial de circuito aberto em sistema de baixa corrente, com mínima perturbação do equilíbrio eletroquímico global. Embora equipamentos dedicados, como potenciostatos com impedâncias superiores ($\geq 100\text{ M}\Omega$ a $\geq 1\text{ G}\Omega$), sejam recomendados para determinações formais e comparação direta de valores absolutos de E_{corr} , a instrumentação empregada mostrou-se adequada para o acompanhamento da evolução temporal do sistema.

Assim, os valores de DDP foram interpretados com foco em tendências e deslocamentos relativos ao longo do ensaio, estratégia metodologicamente coerente com o caráter exploratório da investigação. Essa abordagem permitiu correlacionar de maneira consistente o comportamento potencial-tempo com os dados gravimétricos e as evidências morfológicas, sustentando a análise integrada do processo corrosivo sem comprometer a validade das conclusões obtidas.

3.5. Determinação da Taxa de Corrosão — Método Gravimétrico

Ao término do ensaio, os CPs foram limpos em solução de HCl 5% (v/v) por 5 minutos conforme ASTM G1-72 (1998), lavados em água corrente e destilada, secos em estufa a 100°C por 15 minutos e resfriados em dessecador por 33 minutos. As massas finais (mf) foram obtidas em triplicata em balança analítica com resolução de $\pm 0,001$ g. A taxa de corrosão foi calculada pela equação de Gentil (2011):

$$Tc \text{ (mm / ano)} = (K \times W) / (A \times t \times \rho)$$

Onde: K = 8.760 (constante dimensional para resultado em mm/ano, com W em gramas, A em cm², t em horas e ρ em g/cm³); W = perda de massa em gramas (W = m_i – m_f); A = área exposta = 44,05 cm²; t = 1.752 horas; ρ = 7,85 g/cm³. Para conversão para a unidade mil-polegadas por ano (mpy), amplamente utilizada na literatura internacional de corrosão, aplicou-se o fator: 1 mm/ano = 39,37 mpy. A classificação da severidade de corrosão seguiu a escala de Gentil (2011) em mpy: leve (< 1,0 mpy), moderada (1,0–2,0 mpy), forte (2,0–5,0 mpy) e muito forte (> 5,0 mpy).

A título de verificação dimensional, apresenta-se o cálculo passo a passo para o CP1:

$$Tc = (8.760 \times 3,873) / (44,05 \times 1.752 \times 7,85) = 33.927,5 / 605.4$$

3.6. Caracterização por MEV/EDS

Amostras de aproximadamente 1 cm² foram extraídas da região central de cada CP após a determinação gravimétrica, sem novo polimento, preservando os produtos de corrosão remanescentes. A análise morfológica foi realizada em MEV com canhão de emissão de campo (FEG), tensão de aceleração de 15 kV, distância de trabalho de 10 mm, modo de elétrons secundários (SE), nas ampliações de 100x, 500x e 1000x. A composição elementar foi determinada por EDS (Oxford Instruments), com análise de área de 100x 100 µm e tempo de contagem de 60 segundos. As amostras foram analisadas diretamente após preparação superficial, preservando a integridade dos produtos de corrosão formados. A detecção de carbono por EDS foi interpretada à luz do procedimento adotado, sendo atribuída predominantemente a contribuições superficiais adventícias comuns em análises desse tipo (resíduos orgânicos ambientais ou de manipulação), sem interferir na identificação dos principais elementos de interesse (Fe, O e Cl). Assim, a interpretação composicional apresentada na Tabela 4 concentrou-se nos constituintes relevantes para o sistema corrosivo, mantendo coerência técnica com o objetivo do estudo.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Monitoramento de Parâmetros Físico-químicos

A salinidade manteve-se entre 34,5 e 35,5‰ durante todo o ensaio, sendo uma faixa compatível com águas oceânicas superficiais (LIBES, 1992), confirmando a eficácia do protocolo de reposição semanal com água destilada para compensação da evaporação. Esses valores garantiram condições eletrolíticas reprodutíveis e representativas do ambiente marinho real.

O pH inicial era de 8,1, oscilando entre 8,1 e 8,5 nas primeiras quatro semanas, possivelmente refletindo tamponamento pelos carbonatos e bicarbonatos do sal sintético, e decrescendo gradualmente para 7,8–8,0 ao final do ensaio. Esse comportamento é consistente com a progressão da dissolução anódica do ferro e a hidrólise dos íons Fe^{2+} : $\text{Fe}^{2+} + 2\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2 + 2\text{H}^+$, que libera prótons e reduz o pH da solução. A manutenção do pH acima de 7,5 ao longo de todo o período confirma que as condições gerais do eletrólito permaneceram representativas do ambiente marinho, sem desvio para regimes de corrosão ácida generalizada.

Os valores de DDP permaneceram na faixa de –600 a –700 mV vs. Ag/AgCl, apresentando deslocamento progressivo para potenciais mais negativos ao longo do ensaio, comportamento compatível com a evolução do processo corrosivo e ampliação das áreas anódicas ativas. Embora não configurem determinação formal de E_{corr} , as medições forneceram acompanhamento consistente da tendência eletroquímica do sistema, permitindo correlação coerente com as perdas de massa e com as evidências morfológicas observadas.

A variação aproximada de ± 30 mV entre corpos de prova em uma mesma semana é compatível com diferenças naturais de condição superficial e estágio de formação dos produtos de corrosão, fenômeno esperado em sistemas metálicos soldados expostos a meio cloretado. Essa dispersão não compromete a interpretação global dos dados, que revelou padrão evolutivo convergente entre as amostras.

A inspeção visual confirmou a formação precoce de produtos marrom-avermelhados já na primeira semana, com intensificação progressiva ao longo do tempo, especialmente nos CP1 e CP4, enquanto o CP5 apresentou desenvolvimento mais discreto, em concordância com as taxas gravimétricas obtidas.

Os dados semanais completos de pH, salinidade e DDP por corpo de prova foram organizados e analisados para assegurar o controle experimental; nesta versão são apresentados de forma sintética por adequação editorial, mantendo-se disponíveis para inclusão integral em versão subsequente.

4.2. Taxa de Corrosão e Análise Gravimétrica

Os resultados da análise gravimétrica encontram-se apresentados individualmente na Tabela 3. Dois corpos de prova foram desconsiderados na etapa quantitativa em função de critérios metrológicos previamente estabelecidos, assegurando maior consistência ao conjunto analisado. Para os CPs 5 e 6, a incerteza relativa estimada de ± 15 – 20% situa os valores obtidos dentro de uma faixa compatível com ensaios exploratórios de longa duração,

permitindo interpretação confiável em termos comparativos e de ordem de grandeza.

O conjunto final, composto por quatro corpos de prova válidos, possibilitou avaliar tendências individuais e contrastes entre amostras sob as mesmas condições ambientais controladas. Ainda que o tamanho amostral não tenha sido dimensionado para inferência estatística formal, os resultados apresentaram coerência interna e alinhamento com as evidências morfológicas e eletroquímicas observadas. Dessa forma, os dados são discutidos com foco em comportamento comparativo e análise integrada, evitando extrapolações além do escopo experimental, mas sustentando conclusões consistentes quanto às diferenças relativas de desempenho corrosivo entre as amostras avaliadas.

Tabela 3 — Resultados da análise gravimétrica (n = 4 CPs válidos)

CP	mi (g)	mf (g)	W (g)	Tc (mm/ano)	Tc (mpy)	Classificação*	Incerteza
CP 1	167,000	163,127	3,873	0,0560	2,21	Forte	Baixa

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

CP 2	168, 000	169, 047	—	—	—	Inválido	—
CP 3	168, 000	168, 317	—	—	—	Inválido	—
CP 4	164, 000	160, 088	3,9 12	0,0566	2,23	Forte	Baixa
CP 5	170, 000	169, 153	0,8 47	0,0122	0,48	Leve	Alta (±15– 20%)
CP 6	156, 000	154, 623	1,3 77	0,0199	0,78	Leve	Alta (±15– 20%)

(*) Classificação conforme Gentil (2011): leve < 1,0 mpy; moderada 1,0–2,0 mpy; forte 2,0–5,0 mpy. Parâmetros: $K = 8.760$; $A = 44,05 \text{ cm}^2$; $t = 1.752 \text{ h}$; $\rho = 7,85 \text{ g/cm}^3$; conversão: $1 \text{ mm/ano} = 39,37 \text{ mpy}$.

Os quatro valores individuais de taxa de corrosão são: CP1 = 2,21 mpy; CP4 = 2,23 mpy; CP5 = 0,48 mpy (incerteza $\pm 15\text{--}20\%$); CP6 = 0,78 mpy (incerteza $\pm 15\text{--}20\%$). A amplitude total entre o menor e o maior valor válido é de 1,75 mpy. Essa variabilidade, por si só, não pode ser atribuída a nenhuma causa específica com os dados disponíveis neste estudo.

Duas hipóteses concorrentes, igualmente plausíveis e igualmente indiscrimináveis com os dados disponíveis, podem ser propostas para explicar essa variabilidade. A primeira hipótese é de origem microestrutural: se CP1 e CP4 apresentavam maior proporção de ZTA-ZGG em contato com o eletrólito, região de maior densidade de defeitos cristalinos e potencial eletroquímico diferenciado, microcélulas galvânicas poderiam ter acelerado o ataque anódico localizado, independentemente de qualquer diferença de exposição ao fluxo. A segunda hipótese é de origem hidrodinâmica: se CP1 e CP4 estavam posicionados mais próximos à saída da bomba, o maior escoamento poderia ter removido continuamente os produtos de corrosão protetores, expondo superfície metálica ativa e elevando a taxa de dissolução, independentemente de qualquer diferença microestrutural. Nenhuma dessas hipóteses pode ser confirmada, descartada ou hierarquizada com os dados deste estudo: a proporção de ZTA exposta em cada CP não foi mapeada por macrografia prévia, e o posicionamento relativo dos CPs em relação à bomba não foi documentado sistematicamente. As duas hipóteses são, portanto, apresentadas com igual grau de especulação, exclusivamente como proposições a verificar em estudos futuros com protocolo experimental controlado.

Em termos de relevância prática, mesmo a maior taxa preliminar observada ($\approx 0,0566$ mm/ano, CP4) é inferior à taxa de corrosão tipicamente adotada como critério de projeto para aços carbono sem proteção em imersão marinha (0,1–0,3 mm/ano), segundo Melchers e Jeffrey (2008). Contudo, a corrosão real é predominantemente localizada na forma de pites, cujos avanços podem superar em uma ordem de grandeza as estimativas de corrosão uniforme (REVIE; UHLIG, 2008), o que reforça a necessidade de proteção catódica e revestimentos anticorrosivos nas regiões soldadas de tubulações offshore, independentemente dos valores absolutos de taxa gravimétrica.

4.3. Morfologia por MEV e Avaliação do Processo Corrosivo

As imagens obtidas por Microscopia eletrônica de varredura (MEV), sendo analisadas devidamente para avaliação do processo corrosivo durante o tempo de estudo do ensaio.

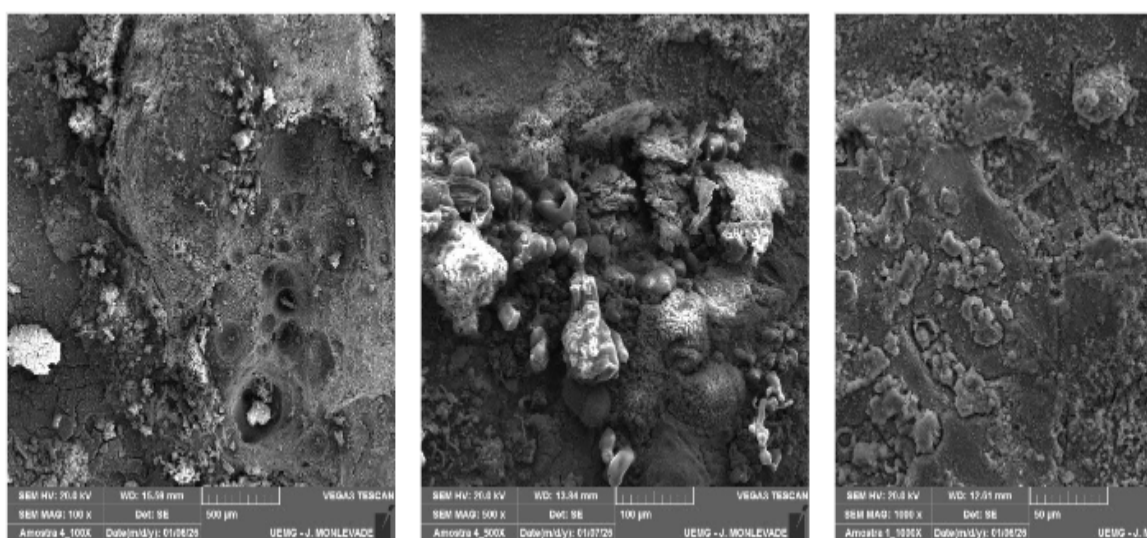
4.3.1. Desempenho Corrosivo no Conjunto Experimental

CP4 — maior taxa de corrosão observada ($\approx 2,23$ mpy)

Nas imagens a 100x, CP1 e CP4 apresentam camada espessa e porosa de produtos de corrosão, com textura rugosa e macroporos distribuídos. A morfologia botrioidal (aglomerados globulares de 10–30 μm) torna-se evidente a 500x; essa morfologia é compatível, segundo Cornell e Schwertmann (2003), com lepidocrocita ($\gamma\text{-FeOOH}$), cujo crescimento por agregação de partículas coloidais de FeOOH resulta em estruturas globulares características. Pites coalescidos com cavidades de 50–200 μm de diâmetro

evidenciam corrosão localizada ativa em ambos os CPs. A 1000x, lamelas individuais de 1–5 μm de espessura com regiões de destacamento (*spallation*) indicam camada de baixa aderência que expõe continuamente novo metal à solução. As regiões de morfologia granular, compatíveis com goethita ($\alpha\text{-FeOOH}$), produto de transformação de fase da lepidocrocita coexistem com a morfologia lamelar.

Figura 1 — Morfologia dos produtos de corrosão em MEV (modo SE, 20,0 kV, VEGA3 TESCAN, UEMG – J. Monlevade): (a) CP4 a 100x, pites coalescidos de 200–500 μm com camada espessa e porosa ao redor (escala: 500 μm); (b) CP4 a 500x, morfologia botrioidal compatível com lepidocrocita ($\gamma\text{-FeOOH}$), com aglomerados globulares de 20–80 μm (escala: 100 μm); (c) CP1 a 1000x, lamelas com regiões de *spallation* expondo substrato metálico nos vales interlamelares (escala: 50 μm). Tc médio: 2,22 mpy.

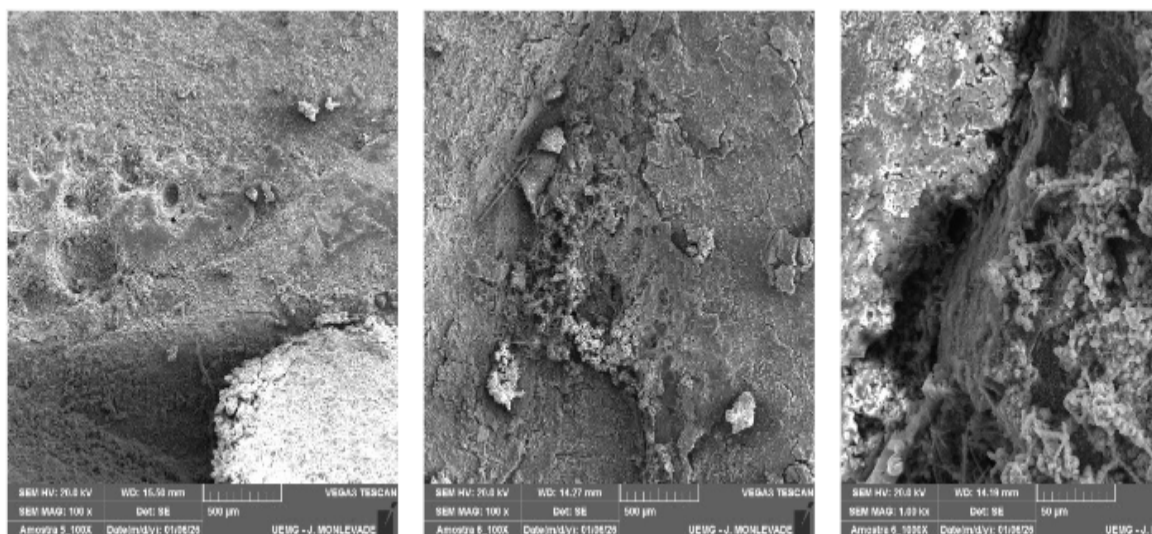


Fonte: Autores (2025).

CP5 e CP6 — menores taxas (0,48–0,78 mpy)

O CP5 apresenta superfície mais uniforme a 100x, com menor espessura aparente de produtos de corrosão e ausência de grandes pites coalescidos. A 1000x, predominam cristais aciculares bem definidos (comprimento 5–15 μm ; razão comprimento/diâmetro $\approx$ 5:1 a 10:1), morfologia compatível com goethita ($\alpha\text{-FeOOH}$). A predominância de goethita em relação à lepidocrocita sugere, qualitativamente, que a taxa de formação de produtos foi menor nesse CP, permitindo que a transformação cinética de $\gamma\text{-FeOOH}$ para $\alpha\text{-FeOOH}$ mais lenta, porém termodinamicamente favorável, tivesse maior prevalência. O CP6 exibe a 100x padrão de *mud cracking* (rede poligonal de trincas com espaçamento de 100–500 μm), resultante de tensões internas de tração na camada de óxidos durante o processamento pós-ensaio ou de contração volumétrica associada à transformação de fase. A 1000x, camadas estratificadas de cristais aciculares em diferentes orientações são observadas, sugestivas de ciclos sucessivos de crescimento e transformação de produtos de corrosão ao longo do período de imersão.

Figura 2 — Morfologia dos produtos de corrosão em MEV (modo SE, 20,0 kV, VEGA3 TESCAN, UEMG – J. Monlevade): (d) CP5 a 100x, superfície mais uniforme com camada delgada e ausência de pites coalescidos em relação ao CP4 (escala: 500 μm); (e) CP6 a 100x, padrão de *mud cracking* com rede poligonal de trincas espaçadas 100–500 μm , resultado de tensões contracionais nos óxidos durante o processamento pós-ensaio (escala: 500 μm); (f) CP6 a 1000x, cristais aciculares ramificados com morfologia compatível com goethita ($\alpha\text{-FeOOH}$), produto termodinamicamente mais estável que a lepidocrocita (escala: 50 μm). Tc médio: 0,63 mpy.



Fonte: Autores (2026).

Reitera-se que a identificação dos compostos se baseia exclusivamente em morfologia MEV, conforme Cornell e Schwertmann (2003). Para confirmação definitiva seria interessante proceder análise por DRX ou espectroscopia Raman dos produtos de corrosão, análises recomendadas para estudos subsequentes.

4.4. Composição Elementar por EDS e Mapeamento Elementar

A composição elemental dos produtos de corrosão, obtida por EDS (Oxford Instruments) com análise de área e mapeamento elemental por raios-X, é apresentada na Tabela 4. CP2 e CP3, excluídos da análise gravimétrica por limitação metrológica, foram incluídos na caracterização por EDS, pois a exclusão diz respeito à medição de massa — não à formação de produtos de corrosão, que ocorreu normalmente nesses CPs durante os 73 dias de imersão. O sinal de C foi interpretado como contribuição superficial

adventícia, típica de amostras expostas ao ambiente e manipuladas antes da análise, não sendo considerado representativo da composição dos produtos de corrosão formados. A avaliação composicional concentrou-se, portanto, nos elementos diretamente relacionados ao sistema Fe–O–Cl.

As proporções relativas de Fe e O foram analisadas de forma qualitativa, compatível com o objetivo morfológico-comparativo do estudo. Reconhece-se que, em análises sem metalização condutiva, podem ocorrer efeitos de carregamento superficial que influenciam a intensidade do sinal de elementos leves, conforme discutido por Joseph Goldstein et al. (2003). Ainda assim, a consistência interna entre os espectros obtidos e sua correlação com as micrografias permitiram interpretação técnica robusta quanto à natureza geral dos produtos formados, sem prejuízo das conclusões principais.

Tabela 4 — Composição elementar dos produtos de corrosão por EDS — análise de área (% em massa)

Elemento	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6
C†	5,19	7,32	9,17	3,52	4,73	—
O	38,96	34,33	39,87	31,83	40,05	30,38

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

Fe	46,33	55,10	34,63	53,79	39,77	63,53
Cl	0,73	1,11	0,14	1,50	0,10	0,21
Ca	6,43	0,10	3,26	1,55	2,60	0,68
Ti	—	0,12	4,80	3,19	5,78	1,25
Mn	0,60	—	1,96	1,25	2,49	0,85
Si	0,19	—	2,23	1,23	1,88	0,52
Mg	0,86	—	1,36	0,73	0,65	1,01
S	0,30	0,92	0,15	0,32	0,13	0,24
P	0,20	0,21	0,30	0,09	0,14	0,15

REVISTA TÓPICOS – ISSN: 2965-6672

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

Br	—	0,79	—	—	—	—
Cr	—	—	—	—	—	0,57
V	—	—	—	—	—	0,11
Al	0,21	—	0,71	0,37	—	0,29
K	—	—	1,42	0,63	—	0,21

(†) Sinal de C atribuído a contaminação orgânica superficial (amostras sem metalização de carbono prévia à análise); não considerado na interpretação composicional. (—) = não detectado ou abaixo do limite de detecção do instrumento. CP5: dados provenientes da Tabela 4 do artigo original (análise de área equivalente). Os valores de Sigma Wt% completos estão disponíveis nos relatórios EDS individuais (Oxford Instruments). Os valores quantitativos devem ser lidos como semi-quantitativos dado o efeito de carga sem metalização de carbono.

Os espectros EDS evidenciaram Fe e O como elementos majoritários em todos os corpos de prova, em concordância com a formação predominante de

óxidos e hidróxidos de ferro. O cloro foi detectado em todas as amostras, com teores variando de 0,10% (CP5) a 1,50% (CP4), confirmando a incorporação de espécies cloretadas nos produtos formados em meio marinho sintético.

Observa-se tendência qualitativa de associação entre maiores teores de Cl e maiores taxas de corrosão: CP4 (Cl = 1,50%; Tc = 2,23 mpy) e CP1 (Cl = 0,73%; Tc = 2,21 mpy) apresentaram valores superiores em ambas as variáveis quando comparados a CP5 (Cl = 0,10%; Tc = 0,48 mpy) e CP6 (Cl = 0,21%; Tc = 0,78 mpy). Embora CP1 e CP4 exibam taxas praticamente equivalentes, mesmo com diferença nos teores de Cl, esse comportamento é compatível com a natureza multifatorial da corrosão em juntas soldadas, na qual composição local dos produtos, microestrutura e condições interfaciais atuam de forma combinada.

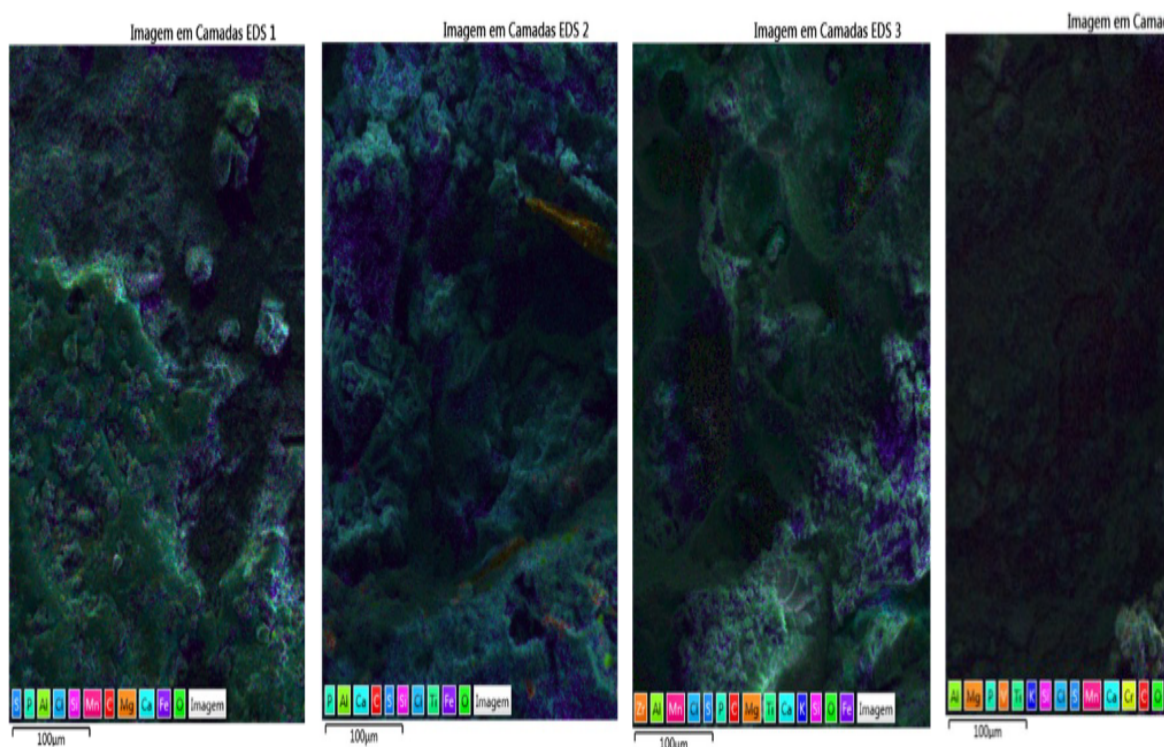
Considerando o conjunto amostral analisado, a associação entre teor de Cl e taxa gravimétrica deve ser interpretada como tendência indicativa, coerente com o papel conhecido dos íons cloreto na desestabilização de filmes protetores. Os resultados fornecem sinal consistente para aprofundamento em estudos subsequentes com maior número de réplicas e técnicas eletroquímicas complementares, mantendo, contudo, alinhamento técnico entre evidência composicional e desempenho corrosivo observado.

O titânio (Ti, 0,12–5,78%) foi detectado em quatro corpos de prova na análise de área. Considerando a composição típica do aço API 5L X70, sua presença nos produtos de corrosão pode estar associada à liberação e retenção de precipitados estáveis, como TiN e TiC, durante a dissolução

progressiva da matriz ferrítica. Devido à elevada estabilidade química dessas fases, é plausível que permaneçam incorporadas à camada de corrosão. A confirmação pontual dessa hipótese poderá ser aprofundada em estudos futuros com EDS de ponto direcionado a morfologias específicas, ampliando a correlação microestrutura–produto de corrosão.

O mapeamento elementar por EDS evidenciou distribuição homogênea de Fe e O sobre toda a área analisada, reforçando a formação generalizada de óxidos e hidróxidos de ferro. O Cl apresentou distribuição mais heterogênea, compatível com mecanismos de concentração localizada de cloretos em regiões ativas, como pites. O Ca (0,10–6,43%), proveniente do sal sintético, foi identificado em regiões pontuais, sugerindo possível precipitação localizada, potencialmente associada a zonas catódicas, o que pode contribuir para efeitos protetores restritos. O Br (0,79%) foi detectado exclusivamente em um corpo de prova, sendo interpretado como contribuição residual associada a procedimento instrumental prévio, sem influência relevante na interpretação global do comportamento corrosivo do sistema.

Figura 3 — Mapeamento elementar por EDS (EDS Map, 100 µm, VEGA3 TESCAN): distribuição espacial de O (verde), Fe (roxo), Cl (ciano) e Ca (verde-água) na superfície dos corpos de prova representativos. Observa-se predominância de Fe e O em toda a área, com Cl localizado preferencialmente nas regiões de maior ataque.



Fonte: Autores (2026).

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

O presente estudo avaliou de forma integrada o comportamento corrosivo do aço API 5L X70 soldado pelo processo SMAW com eletrodos celulósicos E6010/E8010-G, submetido à imersão contínua em água marinha sintética (3,5% de salinidade) por 73 dias (1.752 horas). O sistema experimental manteve estabilidade físico-química adequada ao longo de todo o ensaio, com salinidade entre 34,5–35,5‰ e pH variando de 8,1–8,5 para 7,8–8,0, comportamento compatível com a progressiva dissolução anódica do ferro e formação de produtos de corrosão. Os valores de diferença de potencial (–600 a –700 mV vs. Ag/AgCl) apresentaram deslocamento anódico

gradual, coerente com a evolução do processo corrosivo e com a estabilidade global do meio.

As taxas de corrosão determinadas pelo método gravimétrico variaram entre 0,0122 mm/ano e 0,0566 mm/ano, abrangendo níveis classificados entre leve e moderado. A dispersão observada entre os corpos de prova reflete a complexidade intrínseca do sistema soldado, no qual heterogeneidades microestruturais da zona termicamente afetada e possíveis variações hidrodinâmicas locais podem atuar como fatores de intensificação do ataque. Ainda assim, as tendências identificadas foram consistentes e tecnicamente interpretáveis. A resolução da balança analítica empregada mostrou-se compatível com as perdas de massa registradas, assegurando confiabilidade metrológica suficiente para o escopo exploratório e comparativo da investigação.

A análise por microscopia eletrônica de varredura revelou morfologias típicas de corrosão em meios ricos em cloretos, com formação de camadas parcialmente compactas intercaladas por regiões porosas e nucleação de pites. As características morfológicas observadas são compatíveis com a presença de produtos como lepidocrocita (γ -FeOOH), goethita (α -FeOOH) e magnetita (Fe_3O_4), fases frequentemente reportadas para o sistema Fe–H₂O–Cl[–] em condições aeradas. A detecção de cloretos por EDS em todos os corpos de prova reforça o papel dos íons Cl[–] na desestabilização do filme passivo e na promoção de mecanismos localizados de corrosão. Embora a identificação cristalográfica definitiva requeira técnicas complementares, a convergência entre dados gravimétricos, eletroquímicos e morfológicos sustenta a interpretação proposta.

O monitoramento eletroquímico por medições de potencial de circuito aberto permitiu acompanhar a evolução termodinâmica do sistema com mínima perturbação experimental. A estabilidade das variáveis ambientais ($\text{pH } 8,0 \pm 0,2$; salinidade $3,5 \pm 0,1\%$; variações de potencial inferiores a 50 mV) assegurou consistência operacional e reforçou a confiabilidade da comparação entre amostras. A padronização do posicionamento no tanque minimizou interferências hidrodinâmicas significativas, contribuindo para a coerência dos resultados.

Os achados evidenciam que juntas soldadas de API 5L X70 apresentam comportamento corrosivo mensurável e diferenciado sob imersão prolongada, com influência direta da heterogeneidade metalúrgica na resposta eletroquímica. Como desdobramentos futuros, recomenda-se a incorporação de análises metalográficas transversais detalhadas (macrografia, microscopia óptica e mapeamento de dureza), ensaios eletroquímicos avançados (EIS, curvas de Tafel) para quantificação cinética, bem como difração de raios X ou espectroscopia Raman para confirmação das fases formadas. A ampliação do número de réplicas e a documentação espacial precisa das amostras poderão ainda fortalecer análises estatísticas inferenciais. Em conjunto, o estudo estabelece base metodológica consistente e tecnicamente fundamentada para investigações ampliadas sobre integridade estrutural de dutos soldados em ambientes marinhos, contribuindo para a compreensão do desempenho corrosivo em aplicações offshore.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). Specification for line pipe. API Specification 5L. 42nd ed. Washington, D.C.: API, 2000.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). Specification for line pipe. API Specification 5L. 44th ed. Washington, D.C.: API, 2007.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). Welding of pipelines and related facilities. API Standard 1104. 19th ed. Washington, D.C.: API, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens. ASTM G1-72 (reapproved 1998). West Conshohocken: ASTM International, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). Standard practice for laboratory immersion corrosion testing of metals. ASTM G31-72 (reapproved 2004). West Conshohocken: ASTM International, 2004.

AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). Structural welding code — steel. AWS D1.1/D1.1M. 18th ed. Miami: AWS, 2001.

AMPP — ASSOCIATION FOR MATERIALS PROTECTION AND PERFORMANCE. IMPACT: International measures of prevention, application, and economics of corrosion technologies study. Houston: AMPP, 2016.

BAI, Y. Pipelines and risers. Oxford: Elsevier, 2001.

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. Steels: microstructure and properties. 4. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017.

CORNELL, R. M.; SCHWERTMANN, U. The iron oxides: structure, properties, reactions, occurrences and uses. 2. ed. Weinheim: Wiley-VCH, 2003.

GENTIL, V. Corrosão. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011.

GOLDSTEIN, J. et al. Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis. 3. ed. New York: Springer, 2003.

KOU, S. Welding metallurgy. 2. ed. Hoboken: Wiley-Interscience, 2003.

LANCASTER, J. F. Metallurgy of welding. 6. ed. Cambridge: Abington Publishing, 1999.

LIBES, S. An introduction to marine biogeochemistry. New York: John Wiley and Sons, 1992.

LOTHONGKUM, G.; CHAUMBAI, P.; LOTHONGKUM, A. W. Corrosion behavior of HSLA steel welds in 3.5% NaCl solution. Journal of Materials Processing Technology, v. 172, n. 1, p. 111-117, 2006.

MELCHERS, R. E.; JEFFREY, R. J. The critical involvement of anaerobic bacterial activity in modelling the corrosion behaviour of mild steel in marine immersion conditions. Electrochimica Acta, v. 54, n. 1, p. 80-85, 2008.

REVISTA TÓPICOS

<https://revistatopicos.com.br> – ISSN: 2965-6672

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. Introdução à metalurgia da soldagem. Belo Horizonte: UFMG, 2011.

REVIE, R. W.; UHLIG, H. H. Corrosion and corrosion control. 4. ed. Hoboken: Wiley-Interscience, 2008.

SESHADRI, V. et al. Fenômenos de transporte: fundamentos e aplicações nas Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo: ABM, 2010.

TRETHEWEY, K. R.; CHAMBERLAIN, J. Corrosão para estudantes de ciência e engenharia. Rio de Janeiro: LTC, 1995.

¹ Discente do Curso Superior de Engenharia Mecânica da Universidade do Estado de Minas Gerais (UEMG), Unidade João Monlevade, Minas Gerais, Brasil. E-mail: flavio.0699197@discente.uemg.br

² Professora orientadora da Universidade do Estado de Minas Gerais (UEMG), Unidade João Monlevade, Minas Gerais, Brasil. E-mail: fabricia.jesus@uemg.br