CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

Renata Maria Seara Martins

ESTUDO CINÉTICO DA CORROSÃO DO AÇO CARBONO EM MEIO ÁCIDO CLORÍDRICO E NÍTRICO

Timóteo

2024

Renata Maria Seara Martins

ESTUDO CINÉTICO DA CORROSÃO DO AÇO CARBONO EM MEIO ÁCIDO CLORÍDRICO E NÍTRICO

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Fernando Castro de Oliveira
Coorientador: Prof. Dr. Almir Silva Neto

Timóteo
2024

Martins, Renata Maria Seara.
M386e Estudo cinético da corrosão do aço carbono em meio ácido clorídrico e nítrico / Renata Maria Seara Martins. – 2024.
86 f. : il.
Orientador: Fernando Castro de Oliveira.
Coorientador: Almir Silva Neto.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Timóteo, 2024.
Bibliografia.

1. Aço Carbono. 2. Cinética Química. 3. Corrosão. 4. Inibidores de Corrosão. 5. Engenharia de Materiais. I. Oliveira, Fernando Castro de. II. Silva Neto, Almir. III. Título.

CDU: 620.193-034.14

Ficha elaborada pela Biblioteca - *campus* Timóteo - CEFET-MG
Bibliotecária: Monalisa Mendonça Morais Silva - CRB6-2308

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
COORDENAÇÃO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 44 / 2024 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.061213/2024-64

Belo Horizonte-MG, 06 de dezembro de 2024.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ESTUDO CINÉTICO DA CORROSÃO DO AÇO CARBONO EM MEIO ÁCIDO CLORÍDRICO E NÍTRICO

Autora: Renata Maria Seara Martins

Orientador: Prof. Dr. Fernando Castro de Oliveira

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 18 de dezembro de 2024 esta Dissertação:

Prof. Dr. Fernando Castro de Oliveira (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Almir Silva Neto (COORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Jorge Luis Coleti (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. Tiago Almeida Costa (EXAMINADOR EXTERNO)
Universidade Federal de Viçosa - UFV

(Assinado digitalmente em 18/12/2024 19:01)
ALMIR SILVA NETO
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DMQTM (11.63.04)
Matrícula: 1036181

(Assinado digitalmente em 18/12/2024 18:16)
FERNANDO CASTRO DE OLIVEIRA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DMQTM (11.63.04)
Matrícula: 1544870

(Assinado digitalmente em 19/12/2024 17:01)
JORGE LUIS COLETI
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DMQTM (11.63.04)
Matrícula: 1212397

(Assinado digitalmente em 19/12/2024 12:29)
TIAGO ALMEIDA SILVA
ASSINANTE EXTERNO
*CPF: ***.***.806-**

Visualize o documento original em **https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp** informando seu número: **44**, ano: **2024**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão: **06/12/2024** e o código de verificação: **9b288fb5e7**

Dedico este trabalho a Deus, nosso alicerce, à minha família, que sempre foi minha base, e aos amigos que, de diversas formas, contribuíram para concretização deste sonho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por me conceder saúde, o combustível essencial para perseguirmos nossos objetivos.

À minha família – pais, irmãos e marido – pelo amor incondicional e incentivo ao longo dessa jornada. Vocês me apoiaram em cada desafio, sempre me encorajando a perseverar e a seguir em busca dos meus sonhos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Fernando Castro de Oliveira, pela confiança depositada no meu trabalho e por sua dedicação incansável em me auxiliar ao longo deste caminho.

Ao Prof. Dr. Almir Silva Neto, pela valiosa coorientação e suporte.

Ao Prof. Dr. Tiago Almeida Silva, pelo apoio técnico nos ensaios realizados em Viçosa.

Aos docentes do CEFET-MG e a CAPES, pela oportunidade ímpar de crescimento acadêmico e pessoal. Deixo aqui minha eterna gratidão a todos.

E a todos aqueles que, de alguma maneira, contribuíram para a conclusão deste mestrado, o meu sincero agradecimento.

RESUMO

A corrosão é um processo espontâneo que gera grandes prejuízos econômicos para diversos setores industriais, resultando na perda de milhões de dólares anualmente. O aço carbono 1020, devido às suas propriedades mecânicas e baixo custo, é amplamente empregado em indústrias siderúrgicas, refinarias de petróleo, indústria automobilística, agroindústrias, entre outras. Este trabalho apresenta um estudo detalhado sobre a cinética do mecanismo de corrosão do aço carbono 1020 em soluções de ácidos fortes, amplamente utilizados em contextos industriais e rotinas de laboratório. Para isso, foram realizadas medições diretas (perda de massa) e indiretas (pH, condutividade iônica, curvas de polarização e potencial de circuito aberto) da taxa de corrosão do aço carbono 1020 em diferentes concentrações de ácidos clorídrico (HCl) e nítrico (HNO_3). Nos ensaios com HCl, os resultados de perda de massa, pH e condutividade iônica indicaram uma cinética de corrosão de ordem zero ($k = 10^{-5}$ g min^{-1}), sugerindo a existência de um gargalo no mecanismo de corrosão, corroborado pelas análises de polarização e potencial de circuito aberto. Esse gargalo foi atribuído à saturação da superfície do aço por íons H^+ e Cl^-, resultando em um processo de corrosão uniforme, como observado nas imagens microscópicas obtidas por meio de análise metalográfica. Por outro lado, no sistema contendo HNO_3, os mesmos experimentos revelaram uma cinética de primeira ordem nos primeiros 60 minutos de exposição ($k = 10^{-2}$ g min^{-1} a 10^{-3} g min^{-1}). Após esse período, houve a passivação da superfície do aço, devido à presença de íons nitrato (NO_3^-). Além disso, foi observado o efeito da solubilidade das fases contendo perlita e carbonetos, que aumentaram a área de contato da superfície do aço, evitando a saturação observada no sistema HCl. Este estudo contribui para uma compreensão mais profunda da corrosão do aço carbono 1020 em ambientes ácidos, fornecendo análises sobre a sua resistência e os mecanismos de corrosão que ocorrem em diferentes condições industriais.

Palavras-chave: Passivação do aço. Processo de corrosão. Cinética química. Ácido clorídrico. Ácido nítrico.

KINETIC STUDY OF 1020 CARBON STEEL CORROSION IN HYDROCHLORIC AND NITRIC ACID MEDIA

ABSTRACT

Corrosion is a spontaneous process that causes significant economic losses across various industrial sectors, resulting in the loss of millions of dollars annually. Carbon steel 1020, due to its mechanical properties and low cost, is widely used in steel mills, oil refineries, the automotive industry, agribusiness, and other sectors. This work presents a detailed study of the kinetics of the corrosion mechanism of carbon steel 1020 in strong acid solutions, which are widely used in industrial contexts and laboratory routines. For this purpose, both direct (weight loss) and indirect (pH, ionic conductivity, polarization curves, and open circuit potential) measurements of the corrosion rate of carbon steel 1020 were performed in different concentrations of hydrochloric (HCl) and nitric (HNO_3) acids. In the HCl tests, the results of weight loss, pH, and ionic conductivity indicated a zero-order corrosion kinetics ($k = 10^{-5}$ g min^{-1}), suggesting the existence of a bottleneck in the corrosion mechanism, corroborated by the polarization curves and open circuit potential techniques. This bottleneck was attributed to the saturation of the steel surface by H^+ and Cl^- ions, resulting in uniform corrosion, as observed in microscopic images obtained through metallographic analysis. On the other hand, in the system containing HNO_3, the same experiments revealed first-order kinetics during the first 60 minutes of exposure ($k = 10^{-2}$ g min^{-1} to 10^{-3} g min^{-1}). After this period, the steel surface became passivated due to the presence of nitrate (NO_3^-) ions. Additionally, the solubility of phases containing pearlite and carbides was observed, which increased the contact area of the steel surface, preventing saturation as seen in the HCl system. This study contributes to a deeper understanding of the corrosion behavior of carbon steel 1020 in acidic environments, providing analyses on its resistance and the corrosion mechanisms that occur under different industrial conditions.

Keywords: Steel passivation. Corrosion process. Chemical kinetics. Hydrochloric acid. Nitric acid.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Gráfico do aumento de número de publicações sobre inibidores de corrosão ao longo dos anos.....17
Figura 2: Esquemático de uma pilha galvânica.....21
Figura 3: Exemplos de tipos de corrosão quanto à morfologia.....24
Figura 4: Corrosão uniforme em chapa de aço carbono.....25
Figura 5: Diagrama de fases ferro-carbono.....30
Figura 6: Micrografia óptica do aço carbono 1020.....33
Figura 7: Curvas representativas de velocidades de corrosão.....35
Figura 8: Esquemático de célula eletroquímica ligada ao potenciostato.....40
Figura 9: Variação do potencial em função da corrente circulante: polarização..41
Figura 10: Curvas típicas de Tafel obtidas através de polarização potenciodinâmica.....42
Figura 11: Dimensões dos corpos de prova aço carbono 1020.....45
Figura 12: Etapas das técnicas de caracterização do trabalho.....45
Figura 13: Substratos metálicos após etapa de preparação.....46
Figura 14: Medição da massa inicial.....49
Figura 15: Ensaio de perda de massa.....49
Figura 16: Esquemático da montagem do corpo de prova e célula eletroquímica de três eletrodos.....52
Figura 17: Microscópio óptico com câmera integrada.....53
Figura 18: Perdas acumulativas de peso versus tempo de exposição em soluções de HCl.....54
Figura 19: Curva de variação de peso (Δm × t) em soluções de HCl.....56
Figura 20: (a) Condutividade iônica e (b) curvas de pH em soluções de HCl.....58
Figura 21: (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) OCP em soluções de HCl.....59
Figura 22: Perdas de peso acumuladas versus tempo de exposição em soluções de HNO_3.....62
Figura 23: Modelo de primeira ordem para perda de massa em soluções de HNO_3.....63

Figura 24: (a) Condutividade iônica e (b) curvas de pH em soluções de HNO_3...64
Figura 25: (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) OCP em soluções de HNO_3.....65
Figura 26: Imagens de microscopia óptica obtidas em amostras de aço após ataque por soluções de HCl.....68
Figura 27: Imagens de microscopia óptica obtidas em amostras de aço após ataque por soluções de HNO_3.....69
Figura A. 1. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 0.10 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.....80
Figura A.2. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 0.25 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.....80
Figura A.3. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 0.50 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.....80
Figura A.4. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 1.00 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.....81
Figura A.5. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 2.00 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.....81
Figura A.6. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.....81
Figura A.7. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.....82
Figura A.8. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.....82
Figura A.9. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.....82
Figura A.10. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.....83
Figura A.11. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 0.10 M e (b) Modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.....83
Figura A.12. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 0.25 M e (b) Modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.....83

Figura A.13. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 0.50 M e (b) Modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.....84
Figura A.14. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 1.00 M e (b) modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.....84
Figura A.15. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 2.00 M e (b) modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.....84
Figura A.16. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 2.00 M e (b) modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.....85
Figura A.17. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.....85
Figura A.18. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.....85
Figura A.19. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.....86
Figura A.20. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.....86
Figura A.21. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.....86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Classificação dos aços segundo a norma ABNT NBR 4948-1.....31
Tabela 2: Classificação do aço 1020 em correspondência com outras normas..32
Tabela 3: Unidade de taxa de corrosão desejada, unidade de área e valores do fator K.....37
Tabela 4: Composição química (% m/m) da liga de aço carbono 1020 determinada por espectroscopia de fluorescência de raios X.....44
Tabela 5: Concentrações dos ácidos.....48
Tabela 6: Resultados do modelo de ordem zero aplicado para perda de massa no sistema HCl.....56
Tabela 7: Resultados eletroquímicos obtidos por polarização potenciodinâmica para aço carbono em meio ácido clorídrico.....61
Tabela 8: Resultados do modelo de primeira ordem aplicado para perda de massa no sistema HNO_3.....64
Tabela 9: Resultados eletroquímicos obtidos por polarização potenciodinâmica para aço carbono em meio ácido nítrico.....67

LISTA DE ABREVIAÇÕES

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI - Instituto Americano de Aço (do inglês, *American Iron and Steel Institute*)

BS - Padronização Britânica (do inglês, *British Standard*)

E^* - Potencial de Corrosão

E_{corr} - Potencial de Corrosão

EIS - Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (do inglês, *Electrochemical Impedance Spectroscopy*)

E_{pp} - Potencial de Passivação

E_{trans} - Potencial de Transpassivação

i_{corr} - Corrente de Corrosão

JIS - Padronização da Indústria Japonesa (do inglês, *Japanese Industrial Standards*)

OCP - Potencial de Circuito Aberto (do inglês, *Open-Circuit Potential*)

pH - Potencial hidrogeniônico

PIB - Produto Interno Bruto

SAE - Sociedade Internacional de Engenheiros Automotivos (do inglês, *Society of Automotive Engineers*)

W Nr - Número do material, norma alemã (do alemão, *Werkstoffnummer*)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....16
2 OBJETIVOS.....19
2.1 OBJETIVO GERAL.....19
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....19
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....20
3.1 PROCESSO DE CORROSÃO.....20
3.2 TIPOS DE CORROSÃO.....23
3.3 CORROSÃO EM MEIO ÁCIDO.....27
3.4 AÇOS CARBONO.....29
3.5 CINÉTICA DA CORROSÃO.....33
3.6 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO DA CORROSÃO METÁLICA.....40
3.6.1 Polarização potenciodinâmica.....40
3.6.2 Potencial de circuito aberto.....43
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....44
4.2 MATERIAIS.....44
4.2 MÉTODOS.....45
4.3 TRATAMENTO DAS AMOSTRAS E PREPARAÇÃO DOS SISTEMAS.....46
4.3.1 Preparação dos substratos metálicos de aço carbono 1020.....46
4.3.2 Preparação dos meios corrosivos.....47
4.4 CARACTERIZAÇÃO DO PROCESSO.....48
4.4.1 Teste de perda de massa.....48
4.4.2 Medições de pH.....50
4.4.3 Medições de condutividade iônica.....50
4.4.4 Curvas de polarização potenciodinâmica e potencial de circuito aberto.....51
4.4.5 Microscopia óptica.....52
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....54
5.1 ESTUDO CINÉTICO DA CORROSÃO EM MEIO HCl.....54
5.2 ESTUDO CINÉTICO DA CORROSÃO EM MEIO HNO_3.....61
5.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA DOS SUBSTRATOS METÁLICOS.....67

6 CONCLUSÃO.....72
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....74
REFERÊNCIAS.....75
APÊNDICE A: GRÁFICOS SUPLEMENTARES DOS TESTES DE PERDA DE MASSA.....80

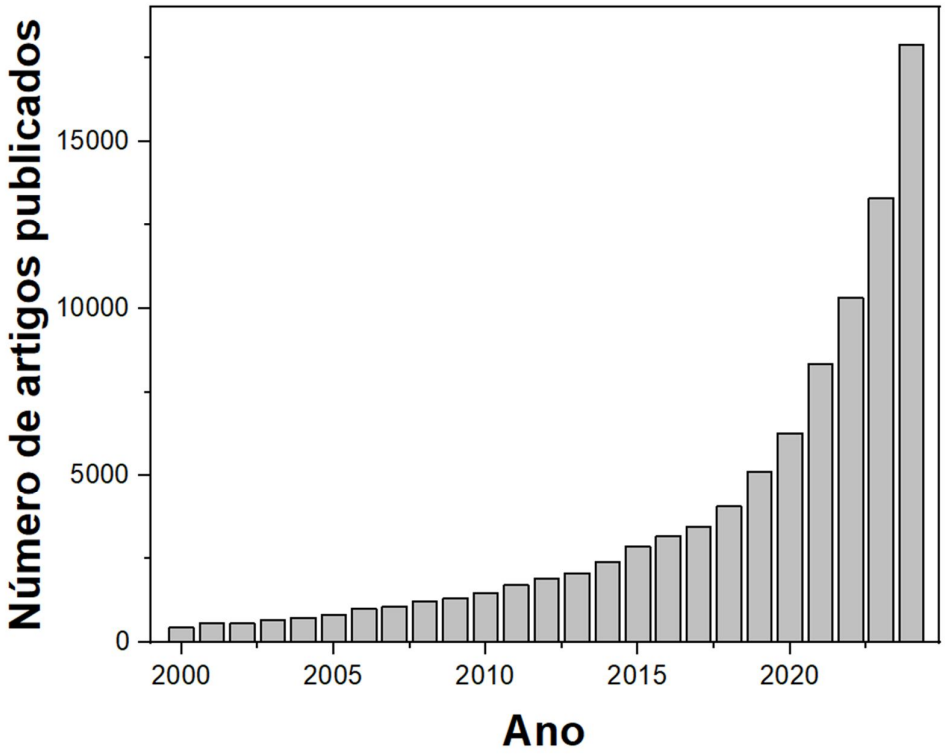
1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

Os materiais metálicos desempenham um papel fundamental em diversas aplicações do nosso cotidiano, e a evolução da humanidade tem sido intimamente ligada ao desenvolvimento desses materiais, dada sua vasta aplicabilidade. Os metais são extraídos da natureza a partir de minérios, com o ferro sendo o mais amplamente beneficiado no mundo atualmente. O ferro é a principal matéria-prima na produção de diversos tipos de aço, sendo os mais comuns os aços carbono e inoxidáveis (KAPPES, 2020).

A corrosão é um processo espontâneo que afeta os materiais metálicos, causando sua deterioração e impactando diretamente diversos setores industriais, como siderurgia, refinarias de petróleo, indústrias automobilísticas, agroindústrias, entre outros. O custo global associado à corrosão, incluindo manutenções, substituição de equipamentos, perda de eficiência e degradação dos materiais, atinge cerca de US$ 2,5 trilhões anuais, segundo o Banco Mundial, o que representa aproximadamente 3,4% do Produto Interno Bruto (PIB) mundial. No entanto, com a adoção de métodos eficazes de prevenção à corrosão, é possível reduzir entre 15% e 35% desses custos (KOCH *et al.*, 2016).

Os prejuízos causados pela corrosão nas indústrias anualmente são apenas um dos fatores que justificam o grande volume de investimentos direcionados às pesquisas nessa área (LANDOLT, 2007; OBOT *et al.*, 2019). A Figura 1 demonstra o crescimento contínuo no número de artigos e dissertações dedicados ao estudo de métodos de combate e prevenção da corrosão, de acordo com um levantamento realizado na base de dados do portal *Science Direct* em dezembro de 2024, utilizando a palavra-chave “Inibidores de corrosão”. Percebe-se pela análise do gráfico um constante aumento nas publicações voltados para o tema inibidores de corrosão, evidenciando que há um grande desenvolvimento de pesquisas nesta área.

Figura 1: Gráfico do número de publicações sobre inibidores de corrosão.



Fonte: Autora (2024), Dados extraídos do portal Science Direct utilizando a palavra-chave "Inibidores de corrosão".

Apesar dos avanços significativos no campo da ciência e tecnologia da corrosão, esse fenômeno ainda representa um grande desafio para indústrias em todo o mundo. Embora seja possível controlar a corrosão por meio da adoção de métodos apropriados e do uso de materiais altamente resistentes, isso geralmente implica custos adicionais. Como resultado, muitas indústrias optam por utilizar materiais metálicos mais econômicos, complementados por métodos de proteção adequados. A escolha do método de proteção é geralmente baseada em uma análise de custo-benefício e no desempenho esperado em suas aplicações específicas (VINUTHA, VENKATESHA, 2016).

O aço carbono, devido às suas propriedades mecânicas e baixo custo, é amplamente utilizado nos setores industriais. Além disso, ele tem excelentes propriedades mecânicas e metalúrgicas que são essenciais para sua aplicação para diferentes setores. No entanto, este material tem baixa resistência à corrosão, reduzindo o desempenho e a vida útil dos produtos de engenharia.

Portanto, é necessário aplicar metodologias que atuem contra o processo de corrosão. Sabe-se que o excessivo ataque de corrosão ocorre em superfícies de aço carbono implantadas em ambientes contendo ácidos aquosos (BOUANIS *et al.*, 2016).

O aço carbono é suscetível a diferentes formas de corrosão induzidas por cloreto, entre outros. Os ácidos clorídrico e nítrico são ácidos mais comuns utilizados em ambientes industriais, porém são os mais difíceis de manusear do ponto de vista da corrosão. É necessário extremo cuidado na seleção de materiais para lidar com estes ácidos, mesmo em concentrações relativamente diluídas ou em soluções de processo contendo quantidade apreciável desses ácidos (AFOLABI *et al.*, 2014; WHILLOCK *et al.*, 2017).

Conhecer a cinética de reação desses processos permite uma escolha mais eficaz do método para combater a corrosão. A cinética da reação é o estudo das taxas dos processos químicos e inclui investigações sobre como diferentes condições experimentais podem influenciar a velocidade de uma reação química e fornece informações sobre o mecanismo da reação e os estados de transição, bem como a construção de modelos matemáticos que podem descrever as características de uma reação química (LEVINE, 2009; ASADI *et al.*,2018).

Este trabalho apresenta uma investigação detalhada sobre a cinética do mecanismo de corrosão do aço carbono 1020 em soluções de ácidos fortes, relevantes para a indústria e aplicáveis em rotinas laboratoriais. Os experimentos podem ser realizados com orçamentos relativamente baixos, tornando-os acessíveis para estudos práticos e aplicados.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho teve como objetivo geral estudar o comportamento cinético da corrosão do aço carbono 1020 em meio contendo ácido clorídrico e nítrico.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Analisar a cinética de corrosão do aço carbono 1020 nos meios corrosivos de HCl e HNO_3 nas concentrações 0.10 M, 0.25 M, 0.50 M, 1.00 M e 2.00 M através de ensaios de perda de massa, pH, condutividade iônica do meio;
- Relacionar a cinética de corrosão aos ensaios eletroquímicos das curvas de polarização potenciodinâmica e potencial de circuito aberto;
- Avaliar as características morfológicas das superfícies submetidas à corrosão por microscopia óptica e relacionar aos resultados de taxa e cinética de corrosão obtidos;
- Propor modelos matemáticos que tentem descrever as características das reações químicas observadas nos processos de corrosão.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 PROCESSO DE CORROSÃO

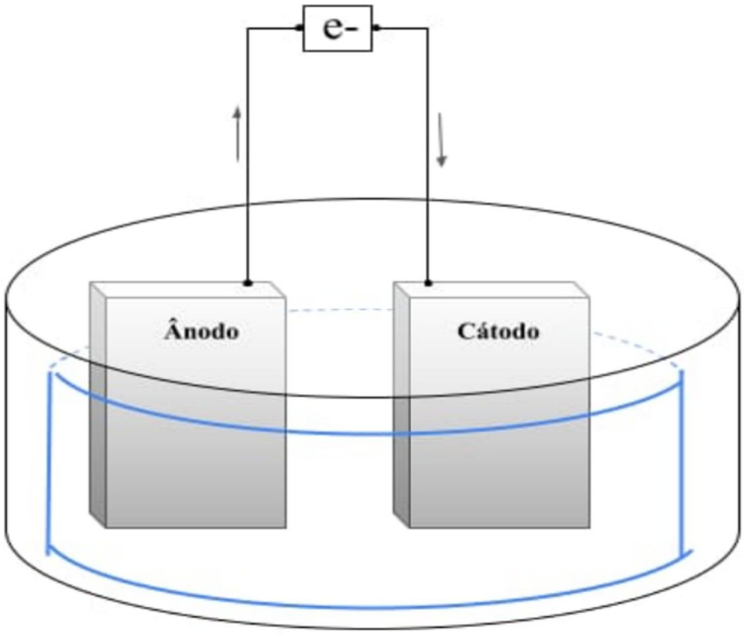
A corrosão é um processo espontâneo decorrente de interações químicas ou eletroquímicas entre o material e o meio ambiente, podendo ou não estar associada a interações mecânicas. Isso afeta uma ampla gama de materiais, com maior impacto sobre os metálicos, promovendo sua distribuição e comprometendo seu desempenho, o que os torna inadequados para a aplicação a que se destina. A corrosão tem repercussões diretas na vida moderna, uma vez que metais e ligas metálicas são amplamente empregados em diversos setores, incluindo equipamentos eletrônicos, máquinas industriais, armas, meios de transporte e tanques de armazenamento, entre outros, que são indispensáveis no cotidiano contemporâneo (ACHARYA *et al.*, 2013; ESMAILZADEH, ALIOFKHAZRAEI, SARLAK, 2018).

A corrosão pode ser definida de diversas maneiras, sendo frequentemente descrita como o processo inverso à fabricação de um metal. Durante a produção de materiais metálicos, um composto inicial é submetido a processos que consomem energia para convertê-lo em metal. No entanto, os metais possuem uma tendência natural para retornar ao seu estado inicial mais estável, quimicamente semelhante ao minério de origem. Esse retorno ocorre por meio do processo de corrosão, no qual o metal sofre transformações químicas que o levam de volta à sua forma original, geralmente na forma de óxidos ou outros compostos resultantes (BUZZETTI, 2016; ROBERGE, 2019).

A corrosão eletroquímica, predominantemente na natureza, envolve reações de oxirredução que ocorrem em um sistema formado por duas regiões distintas: o ânodo e o cátodo. No ânodo, onde ocorrem as reações de oxidação, o material sofre corrosão e libera elétrons, os quais são transferidos por meio de um condutor até o cátodo, onde se dão as reações de redução. Ambos os eletrodos estão imersos em um eletrólito, uma solução condutora que permite o fluxo de íons entre as regiões. Esse sistema, conhecido como pilha galvânica, ocorre uma diferença de potencial eletroquímico, promovendo o fluxo de elétrons

do material de maior potencial para o de menor potencial, resultando nas restrições localizadas do ânodo. Esse processo é influenciado por fatores como a composição do material, como características do eletrólito, a temperatura e a presença de agentes corrosivos, sendo essencial compreender esses mecanismos para o desenvolvimento de métodos de proteção. Na Figura 2 pode-se conferir este fenômeno descrito acima (CHAUBEY *et al.*, 2018; FAYOMI *et al.*, 2018).

Figura 2: Esquemático de uma pilha galvânica.



Fonte: Autora (2023).

Os materiais metálicos estão entre os mais suscetíveis aos efeitos da corrosão, com destaque para o ferro e suas ligas. O ferro-gusa, obtido por meio da redução de minerais de ferro, constitui uma base para a produção de diversos tipos de aço. Durante o processo de fabricação, elementos de liga são incorporados ao ferro-gusa para conferir propriedades específicas ao aço, de acordo com o critério para a sua aplicação final. Essa personalização resulta em uma ampla variedade de classes de aços, cujas propriedades podem variar significativamente, abrangendo aspectos físicos, químicos, mecânicos,

eletromagnéticos, dentre outros, permitindo sua utilização em inúmeras aplicações (LLEWELLYN, HUDD, 1998; BANERJEE, 2017).

Uma das ligas metálicas mais utilizadas na engenharia e na indústria, é a de aço carbono devido ao seu custo-benefício, com grande aplicabilidade em diferentes setores desde a petroquímica à siderúrgicas, e um custo relativamente baixo, porém, este tipo de aço é mais suscetível a sofrer corrosão do que o aço inoxidável (CHIAVERINI, 1984; AKPANYUNG, LOTO; 2019).

Deve-se ressaltar que embora o aço inoxidável possua características otimizadas para resistir à corrosão, ele não é completamente imune a esse processo. A ocorrência de corrosão depende de uma interação complexa de variáveis que deve ser cuidadosamente verificada em função da aplicação pretendida. Entre os fatores cruciais estão o tipo de emprego do material, a natureza do meio corrosivo e as condições operacionais às quais o material será submetido. Uma avaliação detalhada desses parâmetros é essencial para garantir o desempenho e a durabilidade ao qual o material se destina (VERNON, 1957; ATKINS, JONES, 2006).

Todos esses fatores devem ser cuidadosamente avaliados por um projetista na fase de planejamento industrial antes da implementação do produto final no processo produtivo. A seleção do material a ser elaborado em uma aplicação específica deve considerar uma combinação de critérios de parâmetros, incluindo requisitos de qualidade, segurança operacional, previsões econômicas e conformidade com as regulamentações ambientais. Essa abordagem multidisciplinar é fundamental para garantir o desempenho, a sustentabilidade e a eficiência do produto (TELLES, 2003; ABADIAS, 2018).

O estudo do processo de corrosão exige uma análise detalhada dos mecanismos fundamentais que governam sua ocorrência, considerando variáveis como o material metálico, o meio corrosivo e as condições operacionais. No que diz respeito ao material metálico, é crucial avaliar aspectos como composição química, tratamentos térmicos ou mecânicos aplicados, condição superficial e o tipo de união ou contato entre diferentes materiais, pois todos esses fatores afetam sua suscetibilidade à corrosão. Em relação ao meio corrosivo, elementos como composição química, temperatura, concentração de

espécies químicas e o pH são determinantes para o tipo e a intensidade do processo corrosivo. Além disso, as condições operacionais, incluindo as solicitações mecânicas (tensões estáticas ou dinâmicas), o movimento relativo entre as superfícies e a forma de exposição ou exposição do metal ao ambiente, têm grande influência sobre a dinâmica da corrosão. Uma compreensão integrada dessas variáveis é essencial para o desenvolvimento de estratégias de mitigação e prevenção de corrosão em aplicações industriais, garantindo maior durabilidade, segurança e eficiência dos materiais (RABALD,1978; AKPANYUNG, LOTO; 2019).

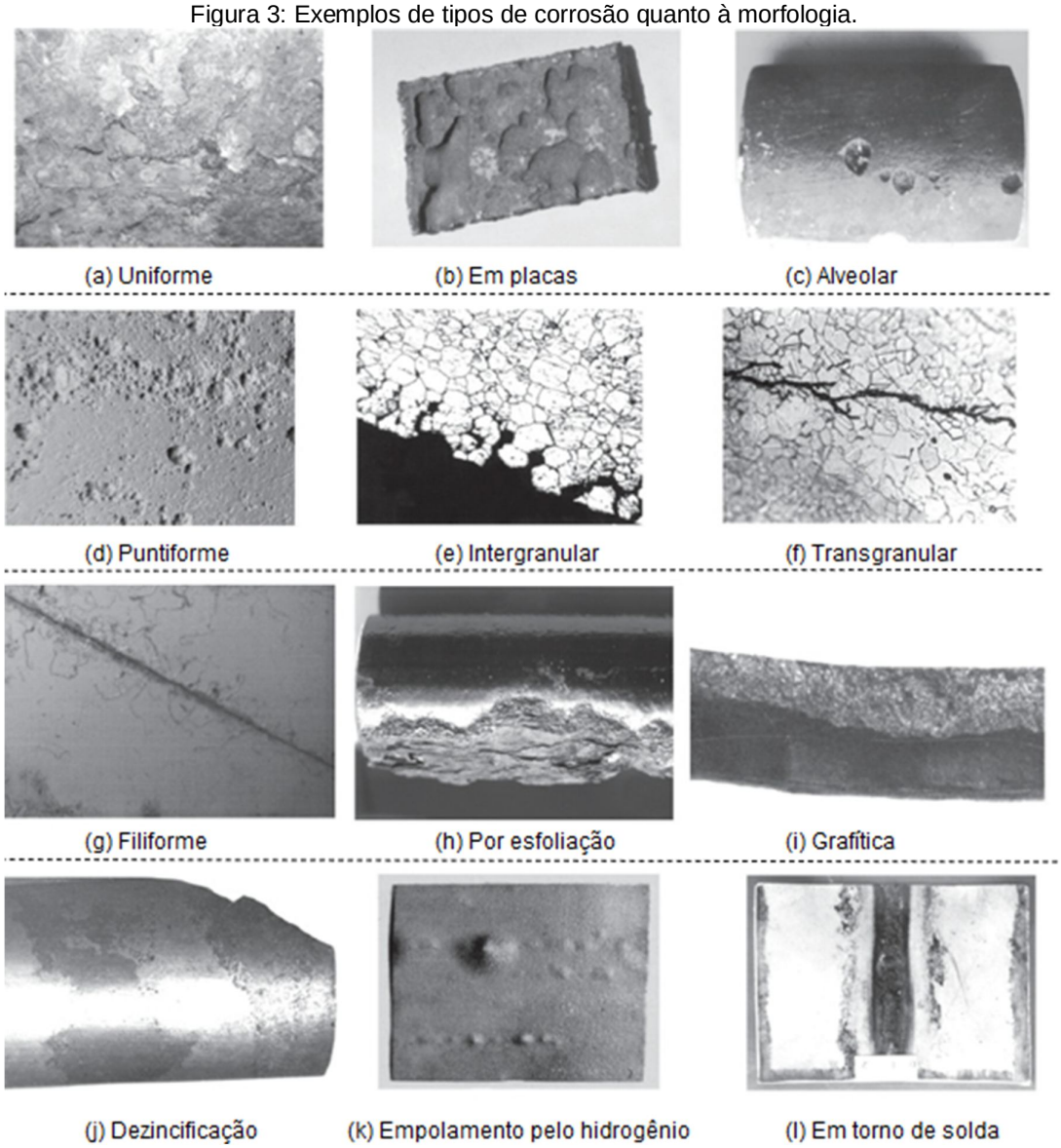
3.2 TIPOS DE CORROSÃO

A corrosão metálica é um processo em que o metal transforma do estado metálico para uma forma combinada, sendo este termodinamicamente espontâneo e irreversível. Sendo o metal o agente redutor da reação de oxidação-redução, ele cede elétrons ao meio corrosivo onde está presente, e o metal é deteriorado através da sua superfície. A corrosão ocorre de diversas maneiras com características físicas e químicas diferentes, sendo o seu conhecimento um aliado para o esclarecimento do mecanismo e caracterização do mesmo, sendo essencial na aplicação de medidas adequadas para a proteção e prevenção deste processo (DARIVA, GALIO, 2014; KAPPES, 2020).

Ocorrem diferentes formas de corrosão, podendo ser classificadas de acordo com a sua morfologia ou por seus mecanismos de ataques. As formas mais usuais utilizadas são referentes à morfologia, sendo classificadas da seguinte forma: uniforme, por placas, alveolar, puntiforme ou por pite, intergranular, intragranular, filiforme, por esfoliação, grafítica, dezincificação, em torno do cordão de solda e empolamento pelo hidrogênio (ESMAILZADEH, ALIOFKHAZRAEI, SARLAK, 2018).

Na Figura 3 estão representados os 12 tipos de corrosão classificados quanto à morfologia.

Figura 3: Exemplos de tipos de corrosão quanto à morfologia.



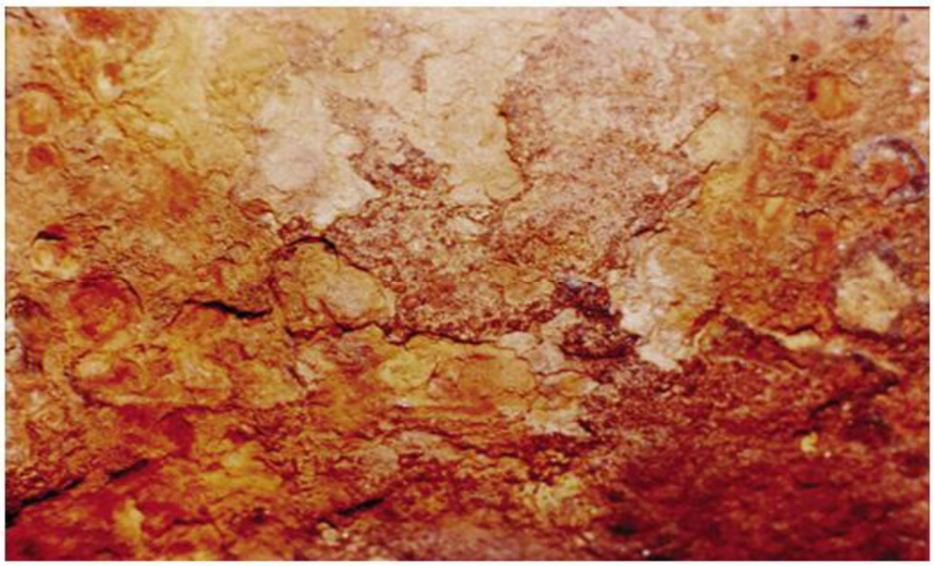
Fonte: Adaptado de Gentil (2007).

Como exposto na Figura 3 os tipos de corrosão quanto à morfologia são:

Uniforme: ocorre perda uniforme ou generalizada de espessura, sendo sua penetração igual em todos os pontos da superfície metálica em contato com o meio corrosivo. Este tipo de corrosão é de fácil acompanhamento devido ser observada em equipamentos ou instalações com a perda de espessura ao longo do tempo, entretanto leva ao desgaste do equipamento limitando sua vida útil. O tipo de prevenção depende do grau de deterioração do material, desde limpeza superficial com jateamento até substituição de elementos danificados. É

aconselhável constate inspeção do equipamento devido ser facilmente identificada e ser trabalhada com manutenção preventiva (GENTIL, 2007; ALIOFKHAZRAEI, 2014; BANERJEE, 2017).

Figura 4: Corrosão uniforme em chapa de aço carbono.



Fonte: Gentil (2007).

Em placas: ocorre em regiões da superfície formando placas por escavações que se desprendem progressivamente, sendo comum em metais que formam uma película protetiva, mas que com o tempo ficam espessas e perdem aderência, expondo o metal ao ataque novamente (ATKINS, JONES, 2006).

Alveolar: se processa na superfície metálica formando sulcos que se assemelham a alvéolos e que apresentam fundo arredondado e profundidade menor que o seu diâmetro (GENTIL, 2007; ALIOFKHAZRAEI, 2014; BANERJEE, 2017).

Puntiforme: o seu processamento se dá em forma de depressões, onde as suas cavidades são angulosas, sendo que as profundidades são maiores que os seus diâmetros. Em alguns casos torna-se difícil caracterizar se as cavidades geradas são em forma de placas, alvéolos ou pites devido à similaridade das mesmas, ocorrendo certas divergências na identificação das mesmas. Esta forma localizada de corrosão é a mais prejudicial aos metais, mesmo ocorrendo

a perda de uma pequena porção de massa, há grande dificuldade da mesma ser detectada devido sua natureza microscópica com grande efeito na integridade estrutural do metal, sendo as perfurações geradas no interior do substrato, concentradores de tensões que geralmente ocorrem em um curto período, ocasionando a perda de resistência mecânica, perda de massa da estrutura e falha da passividade dos metais, promovendo assim, o desgaste, o aparecimento de trincas e a fratura do material (BOND, 1972; STANDARD, 2005; BRZESZCZ, TURKIEWICZ, 2015).

Intergranular: se processa entre os grãos da rede cristalina do metal ao qual têm suas propriedades mecânicas empobrecidas e pode vir a falhar devido a solicitações, culminando em corrosão sob tensão fraturante (CTF). Em aços inoxidáveis pode ocorrer a formação de uma zona empobrecida de cromo nas vizinhanças dos contornos de grão, chamada de sensitização esta região (SHREIR, 1978; OLSSON, LANDOLT, 2003; AKPANYUNG, LOTO, 2019).

Transgranular: se processa nos grãos da rede cristalina do metal ao qual têm suas propriedades mecânicas empobrecidas e pode vir a falhar devido à menor solicitação, culminando em corrosão sob tensão fraturante (CTF). Se processa sob forma de trincas e se propagam para o interior dos grãos da rede cristalina (FALCÓN, SAWCZEN, AOKI, 2015).

Filiforme: se propagam em diferentes direções sob a forma de filamentos não profundos na superfície metálica, sendo mais comum quando a umidade relativa do ar é mais elevada e em revestimentos que permitem a penetração de oxigênio e água (ATKINS, JONES, 2006).

Por esfoliação: se processa em paralelo a superfície metálica, ocorrendo em materiais que tiveram seus grãos alongados ou achatados, onde inclusões presentes no metal sejam transformadas em plaquetas alongadas devido ao esforço mecânico (FAYOMI *et al*., 2018).

Grafítica: ocorre no ferro fundido onde a área corroída fica com o aspecto escuro característico do grafite, o material exposto a temperatura ambiente faz com que o ferro metálico seja convertido em produtos de corrosão restando a grafite, sendo este material facilmente removível com a ajuda de um dispositivo (BOND, 1972; BRZESZCZ, TURKIEWICZ, 2015).

Dezincificação: ocorre em ligas de cobre-zinco (latão), onde há o aparecimento de regiões com cores avermelhadas devido a corrosão preferencial do zinco em relação ao cobre (FALCÓN, SAWCZEN, AOKI, 2015).

Empolamento pelo hidrogênio: ocorre com a penetração do hidrogênio atômico no material metálico devido ao seu pequeno volume ele se difunde rapidamente em regiões com descontinuidades e se transforma em hidrogênio molecular o que gera uma pressão fazendo com que bolhar formam-se gerando assim o empolamento (RABALD,1978; AKPANYUNG, LOTO; 2019).

Em torno de solda: ocorre ao redor do cordão de solda, sendo mais comum nos aços inoxidáveis não estabilizados ou com teores de carbono acima de 0,03%, com o processo de corrosão ocorrendo intergranularmente (ATKINS, JONES, 2006).

3.3 CORROSÃO EM MEIO ÁCIDO

Segundo Fontana (1986) e Gentil (2007), os meios corrosivos mais comuns incluem a atmosfera, águas naturais, solo e produtos químicos. Além disso, embora com menor frequência, a corrosão também pode ocorrer em alimentos, substâncias fundidas, solventes orgânicos, madeira e plásticos.

A natureza do meio corrosivo ao qual o metal está exposto desempenha um papel fundamental na compreensão do processo de corrosão. A interação entre o meio e o material é intensificada nas regiões próximas à superfície do metal. Esse fato pode ser evidenciado pelo aumento da corrosão por pite nessas áreas, devido ao efeito autocatalítico, ou pela formação de uma película passivadora resultante da interação entre o meio e o metal, que pode influenciar tanto na proteção quanto no agravamento do processo corrosivo, dependendo das condições envolvidas. Assim, uma análise detalhada dessas interações é essencial para prever o comportamento do material e desenvolver estratégias de mitigação (CECCHINI, 1971; YANG *et al.*, 2017).

O meio no qual o metal é inserido é um fator crucial para compreender e estudar as reações eletroquímicas que ocorrem na interface metálica. Devido à

ampla aplicabilidade dos aços carbono são amplamente utilizados em diversos setores industriais, como indústrias petrolíferas, siderúrgicas, alimentícias, farmacêuticas, entre outras, esses materiais estão sujeitos à interação com diferentes meios corrosivos. Dentre eles, os meios ácidos são particularmente frequentes e amplamente relatados na literatura em aplicações relacionadas a aços. A ação corrosiva dos meios ácidos é especialmente grave, favorecendo a ocorrência de corrosão uniforme e localizada, como a formação de pites, conforme já descrito anteriormente. Assim, o entendimento detalhado das interações entre os meios ácidos e os aços carbono é essencial para o desenvolvimento de estratégias de mitigação e seleção de materiais que garantam maior durabilidade e segurança nas aplicações (FYFE, SHANAHAN, SHREIR, 1971; FINŠGAR, JACKSON, 2014).

Os ácidos clorídrico e nítrico são ácidos mais comuns utilizados em ambientes industriais, como por exemplo no processo de decapagem ácida, desoxidação, passivação, para limpeza e preparação de superfícies metálicas, porém são os mais difíceis de manusear do ponto de vista da corrosão devido sua alta toxicidade. É necessário extremo cuidado na seleção de materiais para lidar com estes ácidos, mesmo em concentrações relativamente diluídas ou em soluções de processo contendo quantidade apreciável desses ácidos requer o cuidado em questão de segurança e também descarte ambiental, pois os mesmos devem ser devidamente tratados antes de serem descartados em efluentes na natureza (AFOLABI *et al.*, 2014; WHILLOCK *et al.*, 2017).

O ácido clorídrico é amplamente conhecido como um dos meios corrosivos mais agressivos para materiais metálicos, especialmente aos aços carbono devido sua alta reatividade que está associada à concentração de íons hidrogênio (H^+) e cloreto (Cl^-), que atuam de forma sinérgica para intensificar o processo de corrosão (GUNASEKARAN, CHAUHAN, 2004).

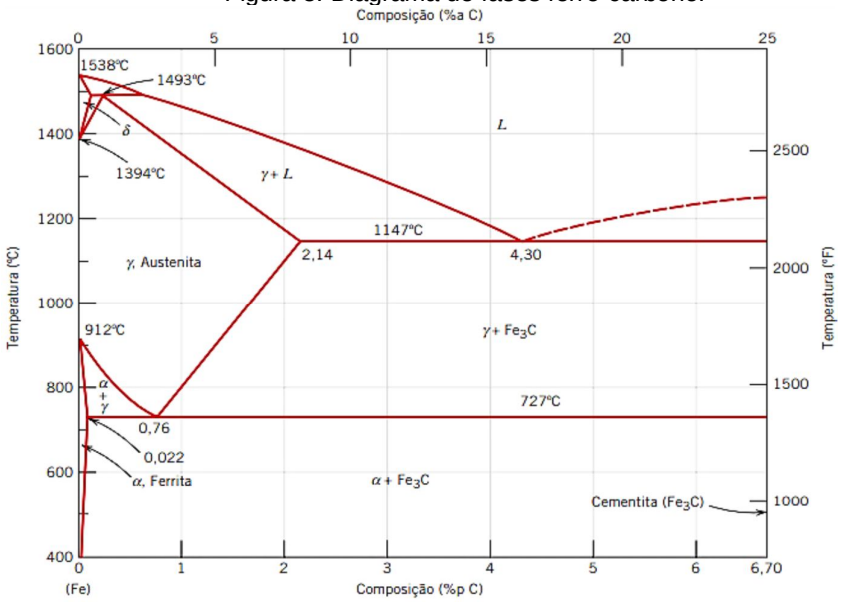
O ácido nítrico é um meio corrosivo que apresenta características únicas em comparação aos outros ácidos, devido à sua elevada oxidabilidade, sendo que essa propriedade o torna um agente oxidante poderoso, o que influencia diretamente o comportamento corrosivo dos materiais metálicos expostos a este meio (LIU *et al.*, 2019).

3.4 AÇOS CARBONO

Os aços são ligas metálicas compostas principalmente de ferro, com teor de carbono inferior a 2,14%. O carbono, presente como elemento intersticial na estrutura do ferro, desempenha um papel fundamental na formação de diferentes fases, dependendo da temperatura e da composição. Essas fases estão em equilíbrio termodinâmico e são representadas no diagrama de fases ferro-carbono, como mostrado na Figura 5, ilustrando as transformações e propriedades mecânicas resultantes em várias condições térmicas (LLEWELLYN, HUDD, 1988).

Este diagrama ilustra a formação de diferentes fases no sistema ferro-carbono, como a ferrita (α) e a austenita (γ), ambas com limites de solubilidade bem definidos. Quando a solubilidade do carbono é excedida, ocorre a formação da cementita (Fe_3C), um carboneto duro e frágil. A ferrita (α) é uma solução sólida com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), sendo a fase mais estável até a temperatura de 912 °C. Acima dessa temperatura, a ferrita (α) se transforma em austenita (γ), que possui uma estrutura cúbica de faces centradas (CFC) e é estável entre 912 °C e 1394 °C. Ao ultrapassar 1394 °C, a austenita (γ) volta a se transformar em uma forma de ferrita, conhecida como ferrita delta (δ), que também apresenta estrutura CCC e permanece estável até 1538 °C, temperatura na qual o ferro se funde e entra em estado líquido (CALLISTER, RETHWISCH, 2016).

Figura 5: Diagrama de fases ferro-carbono.



Fonte: Callister, Rethwisch (2016).

Os aços podem ser classificados de acordo com sua composição química, aplicação ou propriedades mecânicas. O aço carbono é um material cuja sua principal característica é a quantidade do elemento carbono que está presente em sua composição. Além do carbono, o aço carbono pode conter outros elementos de ligas em sua composição, mas em pequenas quantidades, como o manganês, o silício e cobre. Este tipo de metal é amplamente utilizado em diversos setores industriais e com diferentes aplicações, devido ao seu baixo custo de fabricação e processamento comparado aos outros metais. Também pode-se destacar as suas propriedades mecânicas ajustáveis conforme aplicação fazendo deste material versátil para diferentes ambientes e solicitações (OLSSON, LANDOLT, 2003).

Os aços carbono são classificados de acordo com a sua composição química em relação ao carbono em três grandes grupos, sendo eles: aço carbono de baixo, médio e alto carbono. O aço carbono de baixo carbono contém até 0,30% em peso de carbono, sendo mais dúctil, maleável, e com menor resistência e dureza. O aço carbono de médio carbono possui entre 0,30% e 0,60% em peso de carbono, tendo um certo equilíbrio entre resistência e ductilidade. O aço carbono de alto carbono possui entre 0,60% e 2,00% em peso de carbono, apresentando alta dureza e baixa ductilidade (CHIAVERINI, 1984).

Os aços carbono são classificados por diferentes padrões e instituições normativas internacionais e nacionais, o mais comumente utilizado pelos profissionais do setor metalúrgico é o designado pela *Society of Automotive Engineers* (SAE), *American Iron and Steel Institute* (AISI) e pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), as quais apresentam um padrão similar de classificação. De acordo com a ABNT, os aços carbono podem ser classificados de acordo com sua composição química, com suas propriedades mecânicas e de acordo com suas aplicações. A Tabela 1 apresenta a classificação dos aços carbono conforme a norma da ABNT (ABNT, 2000).

Tabela 1: Classificação dos aços segundo a norma ABNT NBR 4948-1.

SAE	AISI / ABNT	Descrição
10XX	10XX	Aços carbono de uso geral, com manganês máximo (1,00%)
11XX	11XX	Aços de fácil usinagem, com enxofre
13XX	13XX	Manganês (1,75%)
15XX	15XX	Manganês (1,00%)
23XX	23XX	Níquel (3,50%)
25XX	25XX	Níquel (5,00%)
31XX	31XX	Níquel (1,25%), cromo (0,65%)
33XX	33XX	Níquel (3,50%), cromo (1,55%)
40XX	40XX	Molibdênio (0,25%)
41XX	41XX	Cromo (0,50 ou 0,95%), molibdênio (0,12 ou 0,20%)
43XX	43XX	Níquel (1,80%), cromo (0,50 ou 0,80%), molibdênio (0,25%)
46XX	46XX	Níquel (1,55 ou 1,80%), molibdênio (0,20 ou 0,25%)
47XX	47XX	Níquel (1,05%), cromo (0,45%), molibdênio (0,25%)
48XX	48XX	Níquel (3,50%), molibdênio (0,25%)
50XX	50XX	Cromo (0,28% ou 0,40%)
50BXX	50BXX	Cromo (0,50%), boro (5 a 30 ppm)
51XX	51XX	Cromo (0,80, 0,90, 0,95, 1,00 ou 1,05%)
51XXX	51XXX	Cromo (1,0%), carbono mínimo (1,0%)
52XXX	52XXX	Cromo (1,45%), carbono mínimo (1,0%)
61XX	61XX	Cromo (0,80 ou 0,95%), vanádio (0,10 ou 0,15%)
86XX	86XX	Níquel (0,55%), cromo (0,50 ou 0,65%), molibdênio (0,20%)
87XX	87XX	Níquel (0,55%), cromo (0,50%), molibdênio (0,25%)
92XX	92XX	Manganês (0,85%), silício (2,00%)
93XX	93XX	Níquel (3,25%), cromo (1,20%), molibdênio (0,12%)
94XX	94XX	Manganês (1,00%), níquel (0,45%), cromo (0,40%), molibdênio (0,12%)
97XX	97XX	Níquel (0,55%), cromo (0,17%), molibdênio (0,20%)
98XX	98XX	Níquel (1,00%), cromo (0,80%), molibdênio (0,25%)

Fonte: Adaptado de ABNT NBR 4948-1 (2000).

Os sistemas de classificação SAE/AISI (normas americanas) e ABNT (normas brasileiras) utilizam geralmente quatro algarismos, sendo primeiro número o elemento de liga presente no aço, o segundo representa o teor de liga do elemento de liga, e o terceiro e quarto número indicam a porcentagem em peso de carbono na composição química do aço multiplicado por 100. Como exemplo, temos o aço ABNT / AISI / SAE 1020 (10XX) que é um aço carbono, contendo no máximo 1,00% de manganês e cerca de 0,20% peso de carbono em sua composição química (ABNT, 2000).

A Tabela 2 correlaciona a nomenclatura do aço carbono 1020 em diferentes normas existentes.

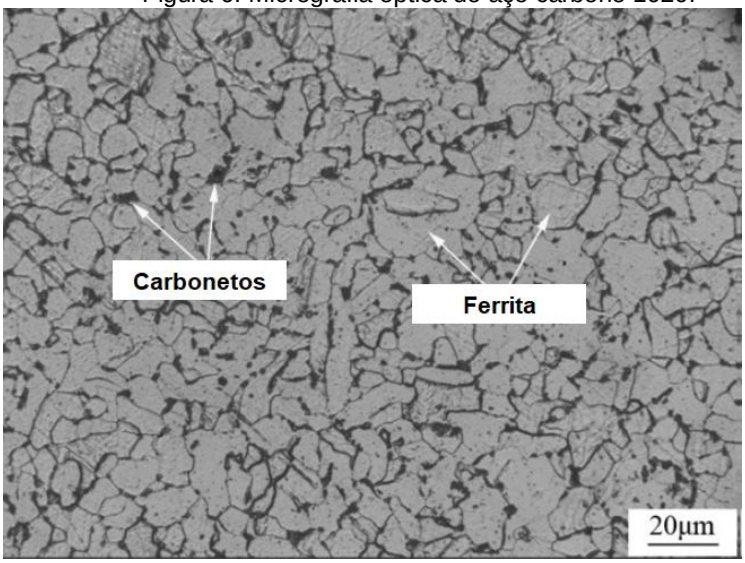
Tabela 2: Classificação do aço 1020 em correspondência com outras normas.

SAE / AISI / ABNT	W Nr	JIS	BS
1020	10.402	G3101	050A20

Fonte: Adaptado de ABNT, (2000). SAE - *Society of Automotive Engineers International* (Sociedade Internacional de Engenheiros Automotivos); AISI - *American Iron and Steel Institute* (Instituto Americano de Ferro e Aço); ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas; W Nr - *Werkstoffnummer* (Número do material, norma alemã); JIS - *Japanese Industrial Standards* (Padronização da Indústria Japonesa); BS - *British Standard* (Padronização Britânica).

A microestrutura do aço carbono 1020 é apresentada na Figura 6, revela a presença predominante de ferrita α (fase clara) e carbonetos de ferro (fase escura) no contorno dos grãos. Esse tipo de aço, que possui aproximadamente 0,20% de carbono, apresenta uma estrutura microestrutural caracterizada principalmente pela ferrita, que é uma fase ferrosa de baixa dureza e boa ductilidade. A ferrita ocupa a maior parte da matriz do material e é responsável pelas propriedades de conformabilidade e resistência à fratura. Já os carbonetos de ferro que são compostos intermetálicos de ferro e carbono, formam-se principalmente nos contornos de grãos, onde atuam como barreiras à movimentação de deslocamentos e podem influenciar na dureza e resistência do material. Esses carbonetos estão especialmente presentes nas regiões dos contornos de grãos, formando uma rede que pode ser vista como uma linha ou estrutura em torno de cada grão de ferrita (SILVA, 2006; TANG *et al.*, 2011).

Figura 6: Micrografia óptica do aço carbono 1020.



Fonte: Adaptado de Tang *et al.* (2011).

3.5 CINÉTICA DA CORROSÃO

Conhecer a cinética de reação dos processos permite uma escolha mais eficaz do método para combater a corrosão. A cinética de reação é o estudo das taxas dos processos químicos e inclui investigações de como diferentes condições experimentais podem influenciar a velocidade de uma reação química e produz informações sobre o mecanismo da reação e os estados de transição, bem como a construção de modelos matemáticos que podem descrever as características de uma reação química (LEVINE, 2009; PARANHOS, 2010).

A velocidade de corrosão pode ser classificada em velocidade média de corrosão e velocidade instantânea de corrosão, ambas essenciais para a compreensão e controle do processo corrosivo.

Velocidade de corrosão média: é obtida pela medida da diferença de peso apresentada pelo material ou pela concentração de íons em solução deste material durante o tempo do mesmo exposto em um meio corrosivo. Com esta variável determina-se o tempo de vida útil de determinado equipamento ou instalação (OPARAODU, OKPOKWASILI, 2014).

Velocidade de corrosão instantânea: aquela no qual o material está corroendo em um dado instante, podendo ser medida através de ensaios de

perda de massa correlacionado com uma corrente de corrosão, através da lei de Faraday, descrita pela Equação 1 (OPARAODU, OKPOKWASILI, 2014).

$$m = \frac{K\ i\ t}{F} \quad (1)$$

Onde:

m – massa do material que dissolve (kg);

K – equivalente eletroquímico do material (kg mol^{-1});

i – corrente de corrosão (A ou C s^{-1});

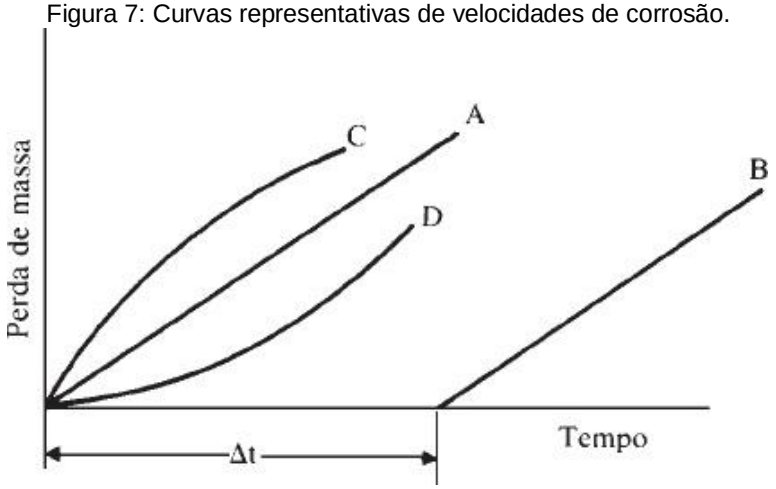
t – tempo (s);

F – constante de Faraday (96,485 C mol^{-1}).

A Figura 7 demonstra diferentes aspectos de velocidade de corrosão, sendo definidas da seguinte forma:

- Curva A: ocorre quando a superfície metálica não se altera, o produto de corrosão é inerte e a concentração do agente corrosivo permanece constante (GENTIL, 2007; OPARAODU, OKPOKWASILI, 2014);
- Curva B: semelhante à Curva A, mas com um período inicial necessário para o agente corrosivo destruir películas protetoras na superfície (LOTO, 2001; MUTHUKUMAR, 2014);
- Curva C: a velocidade de corrosão diminui à medida que o produto de corrosão, insolúvel, se adere à superfície metálica, formando uma barreira (WRANGLEN, 1974; OKAFOR *et al.*, 2008);
- Curva D: a velocidade de corrosão aumenta rapidamente quando os produtos de corrosão são solúveis e a área anódica do metal se expande (PAPAVINASAM, 2011).

Figura 7: Curvas representativas de velocidades de corrosão.



Fonte: Gentil (2007).

A taxa de perda de massa de um metal também pode ser descrita da seguinte forma, descrita pela Equação 2 (OPARAODU, OKPOKWASILI, 2014).

$$v = \frac{dm}{dt} = -k.m^{x} \quad (2)$$

Onde:

v – taxa de perda de massa da reação;

x – ordem parcial da reação;

k – constante da taxa da reação dependente da temperatura k (T).

Existem diferentes fatores que podem influenciar na velocidade de corrosão, dentre elas destacam-se:

- Efeito do oxigênio dissolvido: inicialmente, a corrosão ocorre rapidamente, porém, com o tempo, tende a desacelerar devido à formação de uma camada de óxido, que age como uma barreira, dificultando a difusão do oxigênio até a superfície do metal. A redução na velocidade de corrosão está associada à passivação do ferro pelo oxigênio. Isso é evidenciado pelos valores de potencial do ferro em água saturada de ar, que variam de -0,4 a -0,5 V, e em água saturada com oxigênio (28 mL de O_2 por litro), onde os potenciais variam de 0,1 a 0,4 V. Esses valores indicam que o ferro se passiva conforme o oxigênio se dissolve, diminuindo a taxa de corrosão (NADI *et al.*, 2019).

- Efeito do pH: entre pH 4 e 10, a taxa de corrosão é controlada pela difusão de oxigênio para a superfície metálica, sendo a reação de controle catódico. Em pH abaixo de 4, a corrosão do ferro aumenta devido à redução de H^+ e O_2, com a velocidade de corrosão sendo influenciada pelo desprendimento de hidrogênio, que depende da sobretensão de hidrogênio e das impurezas presentes no aço (GENTIL, 2007; OPARAODU, OKPOKWASILI, 2014).
- Efeito da temperatura: o aumento da temperatura pode ter efeitos opostos na corrosão: por um lado, reduz a polarização e a sobretensão, além de aumentar a condutividade do eletrólito e a velocidade de difusão dos íons, o que acelera a corrosão. Por outro lado, também diminui a solubilidade do oxigênio na água, o que pode retardar o processo de corrosão (RABALD,1978; RANI, BASU, 2012).
- Efeito de sais dissolvidos: os sais podem influenciar a velocidade de corrosão de duas maneiras: podem acelerá-la, agindo como despolarizantes e aumentando a condutividade, ou retardá-la, por meio da precipitação de produtos de corrosão coloidais, diminuição da solubilidade do oxigênio e ação inibidora ou passivadora (OLSSON, LANDOLT, 2003).

A taxa de corrosão é a velocidade na qual qualquer metal se deteriora em um ambiente específico, sendo que ela depende das condições ambientais, bem como do tipo e aplicação do metal. As taxas de corrosão servem para determinar a vida útil de um equipamento. Esse método dita a escolha de metais a serem utilizados para diferentes ambientes e aplicabilidades. Ela também determina os requisitos de manutenção para um determinado equipamento: uma estrutura metálica em um ambiente úmido pode exigir manutenção mais frequente do que uma estrutura semelhante em um local mais seco. O método mais simples e mais antigo de estimar perdas por corrosão em estruturas e equipamentos é a análise de perda de massa (AFOLABI *et al*., 2014).

Uma amostra de metal é pesada e introduzida em um meio corrosivo e posteriormente é removida após um intervalo de tempo, a amostra é então limpa de todos os produtos de corrosão e pesada novamente. A perda de massa é convertida em uma taxa de corrosão (TPC), descrita na Equação 3 (AFOLABI *et al*., 2014).

$$TPC = \frac{W.K}{\rho.A.t} \quad (3)$$

Onde:

TPC – taxa de penetração da corrosão;

W – perda de massa após tempo de exposição (g);

ρ – densidade do metal (g cm^{-3});

A – área da amostra exposta;

t – tempo de exposição (h);

K – constante que depende da magnitude da unidade que é calculada a taxa de corrosão, conforme descrita da Tabela 3 (AFOLABI *et al*., 2014).

Tabela 3: Unidade de taxa de corrosão desejada, unidade de área e valores do fator K.

Taxa de Corrosão (un.)	Área (un.)	*K*-Fator
m/ano	in^2	5.34×10^5
m/ano	cm^2	3.45×10^6
mm/ano	cm^2	8.75×10^4

Fonte: Afolabi *et al*. (2014).

Apesar dos avanços no campo da eletroquímica e eletrônica, o método mais confiável para medida da velocidade de corrosão são aqueles baseados na perda de massa do material. A técnica não requer equipamentos ou procedimentos complexos, apenas uma amostra com formato apropriado e um meio confiável de remover o produto de corrosão sem romper o substrato metálico. A medição da perda de massa ainda é o meio mais amplamente usado para determinar a perda de corrosão, apesar de ser o método mais antigo atualmente em uso. O método é comumente utilizado como um padrão de calibração para outros meios de monitoramento de corrosão, como polarização linear e resistência elétrica (CECCHINI, 1971; GENTIL, 2007, YANG *et al.*, 2017).

A determinação da perda de massa tem uma série de características atraentes que explicam sua popularidade sustentada:

- Simplicidade: nenhuma instrumentação sofisticada é necessária para obter um resultado;
- Direto: uma medição direta é obtida, sem suposições teóricas ou aproximações;
- Versátil: é aplicável a todos os ambientes corrosivos e fornece informações sobre todas as formas de corrosão (ROBERGE, 2019).

É importante ressaltar que o método direto de perda de massa somente é válido em casos em que ocorre o mecanismo de corrosão uniforme, pois o desgaste está ocorrendo em toda área exposta do material, sendo que elevada perda de massa significa que o material está sofrendo uma corrosão intensa. Em casos de corrosão por pites, a corrosão é localizada e o material pode vir a falhar rapidamente, porém a perda de massa será muito pequena e outros métodos são necessários para o diagnóstico e monitoração (SPEIGHT, 2014; USMAN, OKORO, 2015).

A cinética da corrosão descreve a taxa com que um material metálico se deteriora devido a reações químicas ou eletroquímicas com o ambiente. As reações podem seguir diferentes ordens, sendo as mais comuns de ordem zero e primeira ordem. Cada uma dessas ordens apresenta características específicas em termos de como a taxa de corrosão depende das concentrações dos reagentes envolvidos (ROZENFELD, 1981; SINGH *et al.*, 2020).

A reação de ordem zero é caracterizada pela taxa de corrosão ser constante e não depender da concentração do agente corrosivo. Este tipo de comportamento ocorre quando a superfície do metal está saturada com o reagente. Já a reação de primeira ordem é caracterizada pela taxa de corrosão ser proporcional à concentração do agente corrosivo. Este comportamento é mais comum quando a concentração de reagentes é suficientemente alta para influenciar diretamente a taxa de ocorrência, mas não é tão alta a ponto de saturar a superfície do metal (RANI, BASU, 2012; SINGH *et al.*, 2020).

No estudo de Sarmiento *et al.* (2024) apresenta uma análise detalhada das interações entre o ambiente ácido corrosivo e o aço carbono 1020, destacando os impactos severos nas propriedades mecânicas do material. A fluidez ácida, composta por soluções altamente ácidas e ricas em íons oxidantes,

acelera os processos de corrosão química e erosiva, especialmente em cenários sonoros. Isso é diretamente relevante para o estudo da corrosão do aço carbono 1020 em meios ácidos, como em soluções de ácido clorídrico (HCl) ou ácido nítrico (HNO_3), pois semelhanças nos mecanismos de ataque corrosivo. No cenário estático, a corrosão do aço carbono 1020 é controlada principalmente pela ocorrência de oxirredução na interface metal-meio corrosivo, resultando em perda de peso (0,5% em 80 dias) e redução moderada de propriedades mecânicas, como a resistência à tração e à fadiga. Esse comportamento reflete a interação eletroquímica entre o material e o meio ácido, onde a corrosão uniforme e localizada, como por pites, é predominante.

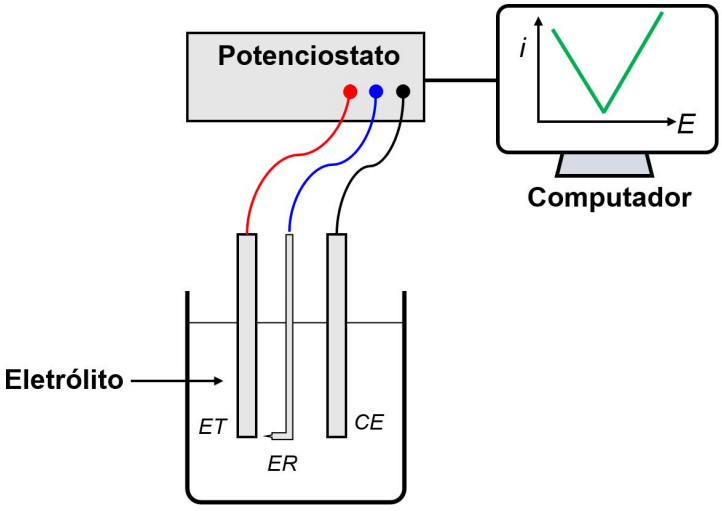
No estudo de Badmos *et al.* (2009) enfatiza a corrosão em produtos petrolíferos, como o comportamento do aço carbono em diferentes meios contendo ácidos. As conclusões da pesquisa indicam que a taxa de corrosão aumenta tanto com o aumento da concentração do ácido quanto com o passar do tempo. Isso ocorre porque os ácidos mais concentrados possuem mais íons livres que aceleram o ataque à superfície do material, enquanto o tempo prolongado de exposição permite que a corrosão continue de forma mais intensa. Além disso, a ordem de corrosão entre os ácidos estudados foi: $HNO_3 > H_3PO_4 > H_2SO_4 > HCl > CH_3COOH$, sendo o ácido nítrico (HNO_3) o mais agressivo devido à presença de íons nitrato (NO_3^-), que aumenta a reatividade e que podem formar compostos altamente reativos que aceleram a corrosão, seguido pelo ácido fosfórico (H_3PO_4), que, embora também seja forte, pode formar camadas protetoras em certos materiais. O ácido sulfúrico (H_2SO_4) é altamente corrosivo, mas em concentrações diluídas pode formar uma camada passivante, o que reduz seu efeito, enquanto o ácido clorídrico (HCl) apesar de ser forte, é menos corrosivo do que os anteriores, devido à sua baixa capacidade de oxidação em comparação com outros ácidos fortes, e o ácido acético (CH_3COOH) é o menos corrosivo dessa lista, o que é esperado, pois o ácido acético é mais fraco comparado aos outros ácidos mencionados, tendo uma capacidade menor de liberar íons H^+ e reagir agressivamente com o material.

3.6 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO DA CORROSÃO METÁLICA

3.6.1 Polarização potenciodinâmica

O ensaio de polarização potenciodinâmica estuda o comportamento eletroquímico de um metal, onde permite extrair dados referente ao mecanismo de corrosão em ambientes específicos. Ou seja, a relação entre o potencial aplicado e a corrente gerada nas reações eletroquímicas proporcionam o estudo eletroquímico do material através de curvas de polarização. Para realização do ensaio utiliza-se o potenciostato, onde é verificada a mudança de corrente gerada com as variações incrementais do potencial do eletrodo de trabalho. O potenciostato é o equipamento que gera as curvas de polarização potenciodinâmica, ele é composto por uma célula eletroquímica que contêm três eletrodos, sendo eles: (ET) eletrodo de trabalho que é o metal que será estudado no ensaio, (ER) eletrodo de referência que é o eletrodo ao qual mede-se o potencial do eletrodo de trabalho, ele controla a tensão do processo, geralmente de calomelano, e o (CE) contra eletrodo o qual possibilita que ocorra a passagem de corrente elétrica entre o eletrodo de trabalho e o eletrodo de referência, geralmente de platina ou grafite (WOLYNEC, 2003). A Figura 8 demonstra um esquemático de uma célula eletroquímica ligada ao potenciostato.

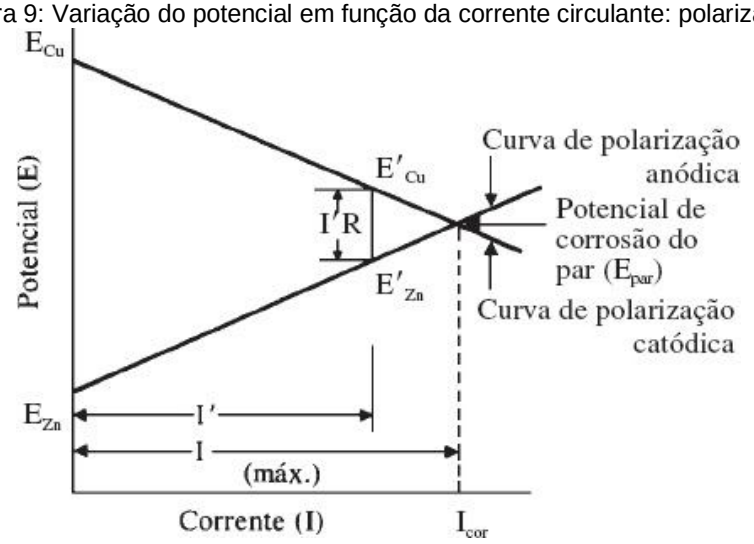
Figura 8: Esquemático de célula eletroquímica ligada ao potenciostato.



Fonte: Wolynec (2003).

Uma reação eletroquímica atinge o equilíbrio quando as velocidades das reações anódicas e catódicas (oxidação e redução) se igualam. Aplicando-se um potencial externo denominado de sobretensão, acarretará uma mudança do potencial de equilíbrio, gerando uma polarização anódica se o potencial aplicado for maior que o de equilíbrio, e polarização catódica se o potencial aplicado for menor que o de equilíbrio. A Figura 9 representa o fenômeno conhecido como polarização, mostrando a relação entre o potencial (E) e a corrente (I), e a variação dos potenciais do zinco (E_{Zn}) e do cobre (E_{Cu}). Quando ocorre o contato entre os dois metais, o potencial do zinco tende a aumentar, enquanto o potencial do cobre tende a diminuir, até que ambos atinjam um valor comum (E_{par}). Nesse processo, diz-se que o zinco sofre polarização anódica, enquanto o cobre sofre polarização catódica. As curvas de polarização fornecem informações sobre a intensidade com que ocorre o processo de corrosão (WOLYNEC, 2003; YANG *et al.*, 2017).

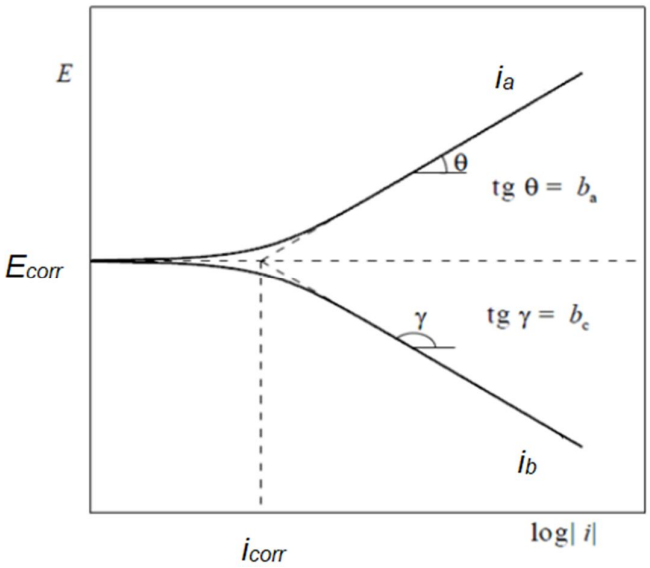
Figura 9: Variação do potencial em função da corrente circulante: polarização.



Fonte: Gentil (2007).

A Figura 10 ilustra as curvas de Tafel, que é a relação existente entre a variação de potencial aplicado pelo logaritmo da corrente. As curvas de polarização fornecem a densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) e o potencial de corrosão correspondente (E_{corr}) (WOLYNEC, 2003).

Figura 10: Curvas típicas de Tafel obtidas através de polarização potenciodinâmica.



Fonte: Adaptado de Wolynec (2003).

Onde:

E_{corr} - potencial de corrosão (V);

b_a - coeficiente de Tafel anódico (V dec^{-1});

b_c - coeficiente de Tafel catódico (V dec^{-1});

i_{corr} - corrente de corrosão (A);

i_a - corrente anódica (A);

i_c - corrente catódica (A).

Através deste ensaio pode-se identificar através da polarização anódica e catódica os valores de densidade de corrente e resistência a polarização, conforme descreve a Equação 4 abaixo:

$$R_p = \frac{\Delta E}{\Delta i} \quad (4)$$

Onde:

R_p - resistência a polarização (Ω);

ΔE - variação do potencial (V);

Δi - variação da corrente (A).

3.6.2 Potencial de circuito aberto

O potencial de circuito aberto (OCP), ou potencial do eletrodo, é a medida da diferença de potencial entre o eletrólito em relação a um eletrodo de referência. Os dados experimentais são projetados para cenários de equilíbrio, em que as reações anódicas e catódicas se igualam. Sendo assim, o fluxo de corrente no processo é nulo, e a tensão correspondente é o potencial de circuito aberto, também conhecida como tensão de circuito aberto. Em células eletroquímicas clássicas, têm-se os metais submersos ao meio corrosivo (eletrólito), porém vale ressaltar que ocorrem na interface, reações ocasionadas pela adsorção de moléculas do solvente, como também processos de transferência de carga (ARYA, JOSEPH, 2021).

Sendo assim, o potencial de circuito aberto corresponde um potencial de equilíbrio termodinâmico, e o mesmo pode ser representado pela equação de Nernst que correlaciona o potencial das células eletroquímicas com as concentrações das espécies eletroativas no processo (Equação 5).

$$\Delta E = \Delta E^{O} + \frac{RT}{nF}\, ln \frac{[C]^{c}.[D]^{d}}{[A]^{a}.[B]^{b}} \qquad (5)$$

Onde:

ΔE - potencial da célula em estudo (V);

ΔE^{O} - potencial padrão da célula (V);

R - constante universal dos gases (8,314 J K^{-1} mol^{-1});

T - temperatura absoluta (K);

n - número de elétrons envolvidos;

F - carga elétrica de um mol de elétrons, constante de Faraday (9,649×10^{4} C mol^{-1});

$[C]^{c}.[D]^{d}$ - concentrações das espécies ativas dos produtos da reação de oxirredução, elevadas a seus respectivos coeficientes estequiométricos;

$[A]^{a}.[B]^{b}$ - concentrações das espécies ativas dos reagentes da reação de oxirredução, elevadas a seus respectivos coeficientes estequiométricos.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Os tópicos a seguir correlacionam os tipos de materiais utilizados com as suas devidas especificações, e as técnicas de caracterização adotadas em cada fase do processo.

4.1 MATERIAIS

Foram utilizadas lâminas de aço carbono 1020 cedidas por uma indústria siderúrgica da região do Vale do Aço, cuja composição química está apresentada na Tabela 4.

Tabela 4: Composição química (% m/m) da liga de aço carbono 1020 determinada por espectroscopia de fluorescência de raios X.

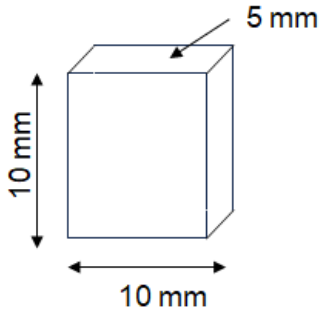
Elemento	Especificação do aço carbono ABNT 1020 (% m/m) (CHIAVERINI, 1984; ABNT, 2000)	Porcentagens determinadas no ensaio (% m/m)
C	0,18 – 0,23	0,18
$P_{máx}$	0,04	0,026
Mn	0,30 – 0,60	0,037
$S_{máx}$	0,05	0,021
Fe	> 99,00	99,15

Fonte: Autora (2024).

A Tabela 4 confirma que as amostras analisadas neste estudo correspondem ao aço carbono 1020, uma vez que os teores dos elementos de liga obtidos no ensaio (0,18% de carbono e 99,15% de ferro) estão de acordo com as especificações apresentadas na literatura (CHIAVERINI, 1984; ABNT, 2000).

Para obtenção das amostras no formato adequado para os ensaios e análise metalográfica, as lâminas foram cortadas foram cortados a laser dentro da caldeiraria de uma indústria siderúrgica do Vale do Aço, nas dimensões conforme indicadas na Figura 11.

Figura 11: Dimensões dos corpos de prova aço carbono 1020.



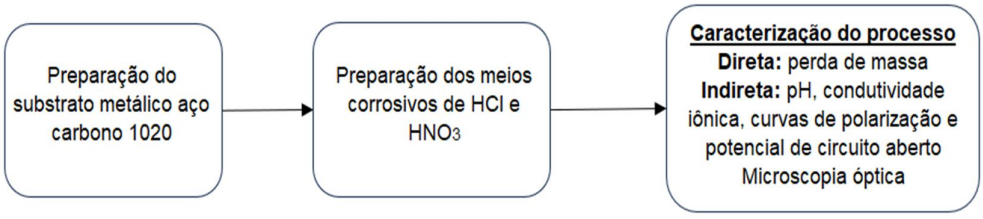
Fonte: Autora (2024).

Diferentes concentrações de soluções aquosas de HCl e HNO_3 foram utilizadas como meio de corrosão para investigar o comportamento de corrosão de substratos de aço carbono 1020.

4.2 MÉTODOS

Para alcançar os objetivos definidos no presente trabalho, foram determinadas as etapas para a preparação dos materiais e caracterização do processo conforme apresenta a Figura 12. As atividades relacionadas na figura serão descritas detalhadamente nos tópicos posteriores.

Figura 12: Etapas das técnicas de caracterização do trabalho.



Fonte: Autora (2024).

4.3 TRATAMENTO DAS AMOSTRAS E PREPARAÇÃO DOS SISTEMAS

4.3.1 Preparação dos substratos metálicos de aço carbono 1020

Os corpos de prova foram lixados com as lixas metalográficas SiC de granulometria de #120, #180 e #220 *mesh* e, posteriormente polidos com pasta diamante JP3 e JP1/4 em uma politriz e lixadeira metalográfica da marca TECLAGO modelo PL02E. Posteriormente, os corpos de prova foram tratados com uma mistura de água e sabão alcalino, enxaguados com água destilada, lavados com i-propanol e secados (Figura 13). As amostras foram cuidadosamente examinadas para certificação de ausência de falhas na superfície metálica e armazenadas em um dessecador. A preparação dos substratos metálicos foram realizados nos Laboratórios de Metalografia do CEFET-MG, Campus Timóteo.

Figura 13: Substratos metálicos após etapa de preparação.



Fonte: Autora (2024).

4.3.2 Preparação dos meios corrosivos

Para avaliar o comportamento à corrosão dos substratos de aço carbono 1020, foram utilizados diferentes meios corrosivos à base de soluções aquosas de HCl e HNO_3, preparadas com concentrações definidas (Tabela 5). As soluções foram preparadas individualmente em balões volumétricos, com um volume final de 500 mL, garantindo a precisão necessária para os ensaios. A preparação das soluções aquosas foi realizada com base em protocolos rigorosos para garantir a precisão e a reprodutibilidade dos ensaios. Para cada concentração especificada, foram seguidos os seguintes procedimentos:

- Ácidos de grau analítico (HCl e HNO_3), com pureza superior a 37% e 65%, respectivamente.
- Água destilada, isenta de impurezas, foi utilizada para diluição;
- Balões volumétricos de vidro classe A, com capacidade de 500 mL, devidamente calibrados;
- Pipetas e buretas de precisão para medir os volumes de ácido concentrado.

As concentrações molares das soluções foram preparadas pela diluição dos ácidos concentrados. O volume necessário de ácido concentrado foi cuidadosamente transferido para o balão volumétrico contendo cerca de 300 mL de água destilada, utilizando uma pipeta volumétrica para maior precisão. Após a adição do ácido, o volume final foi ajustado até a marca do balão volumétrico, garantindo homogeneidade da solução por agitação suave.

As amostras metálicas foram imersas nessas soluções em diferentes tempos de exposição, mantendo-se a temperatura ambiente controlada (25 ± 2 °C) ao longo dos experimentos. A escolha desses ácidos deve-se à sua capacidade de gerar ambientes corrosivos amplamente utilizados na literatura para investigar a corrosão de aços carbono.

A preparação dos meios corrosivos foi realizada nos Laboratórios de Química do CEFET-MG, Campus Timóteo, seguindo protocolos rigorosos para evitar contaminações ou desvios de concentração que poderiam comprometer os resultados experimentais.

Tabela 5: Concentrações dos ácidos.

Ácidos	Concentração (M)
	0.10
HCl	0.25
HNO3	0.50
	1.00
	2.00

Fonte: Autora (2024).

A escolha das concentrações utilizadas foi baseada na literatura especializada, de modo a representar desde ambientes levemente agressivos (0,10 M) até condições severas de corrosividade (2,00 M). A imersão das amostras em tempos variados permitiu avaliar o efeito cumulativo da exposição aos meios, possibilitando uma análise mais completa do processo corrosivo e sua relação com a composição química do aço carbono 1020.

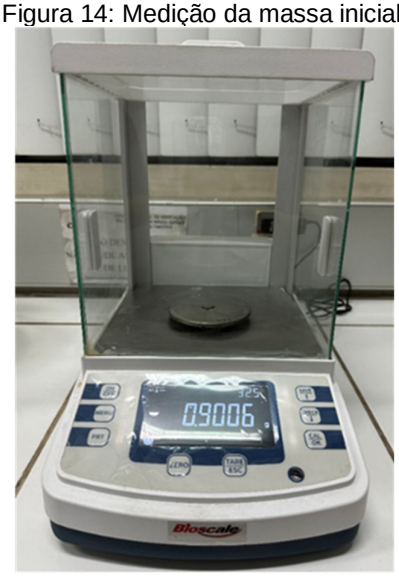
4.4 CARACTERIZAÇÃO DO PROCESSO

4.4.1 Teste de perda de massa

Após a preparação e o tratamento prévio dos substratos metálicos, foram realizados ensaios cinéticos de corrosão baseados no método de perda de massa, com o objetivo de avaliar a taxa de corrosão em diferentes condições experimentais. O procedimento foi conduzido com rigor, utilizando cinco corpos de prova para cada solução ácida, preparadas nas concentrações especificadas na Tabela 5.

Antes do início dos ensaios as massas iniciais (m_i) dos corpos de prova foram medidas com uma balança analítica de alta precisão (marca SHIMADZU AUW220D), com capacidade máxima de 120 g e resolução de 0,01 mg, conforme ilustra a Figura 14.

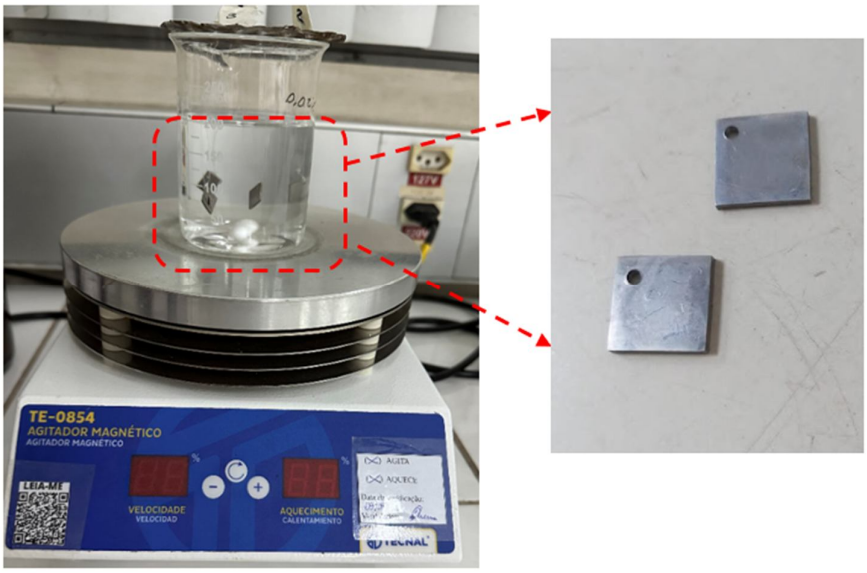
Figura 14: Medição da massa inicial.



Fonte: Autora (2024).

Os corpos de prova foram imersos nas soluções ácidas (HCl e HNO_3) fixadas com fio de *nylon* pelo furo superior das mesmas, e mantidos em contato com os meios corrosivos por um tempo total de 180 minutos (Figura 15). Em intervalos regulares de 5 minutos, cada corpo de prova foi retirado da solução, lavado rapidamente com água destilada para remover resíduos de corrosão, seco com papel absorvente e pesado novamente para registro da nova massa.

Figura 15: Ensaio de perda de massa.



Fonte: Autora (2024).

Durante todo o ensaio, os sistemas foram mantidos sob agitação constante, utilizando agitadores magnéticos, para garantir a homogeneidade do meio corrosivo e maximizar o contato entre a superfície metálica e o ácido. A temperatura foi mantida constante em 25 ± 2 °C, assegurando que variações térmicas não influenciassem os resultados. Os ensaios de perda de massa foram realizados nos Laboratórios de Química do CEFET-MG, Campus Timóteo.

4.4.2 Medições de pH

O medidor de pH (Instrutherm, modelo PH2600 equipado com eletrodo de vidro combinado com eletrodo de referência externo Ag/AgCl (3,0 mol L^{-1} KCl) e calibrado com soluções tampão padronizadas (pH = 4,0; 7,0 e 9,0) foi utilizado para estudar a acidez do meio de corrosão ao longo dos ensaios de perda de massa. O eletrodo de vidro combinado foi cuidadosamente lavado com água destilada antes de ser posteriormente imerso nas respectivas soluções ácidas. As leituras foram feitas nos pontos estáveis de pH e esses valores foram registrados no intervalo de 5 minutos. Os ensaios de pH foram realizados nos Laboratórios de Química do CEFET-MG, Campus Timóteo.

4.4.3 Medições de condutividade iônica

O condutivímetro (TECNOPON, modelo MCA150) calibrado com solução padrão (146,9 µS cm^{-1}) foi utilizado para estudar a condutância do meio de corrosão. A célula de condutividade foi imersa na água destilada e agitada antes de ser imersa na solução ácida. As leituras foram feitas nos pontos estáveis da condutividade e esses valores foram registrados no intervalo de 5 minutos. Os ensaios de condutividade iônica foram realizados nos Laboratórios de Química do CEFET-MG, Campus Timóteo.

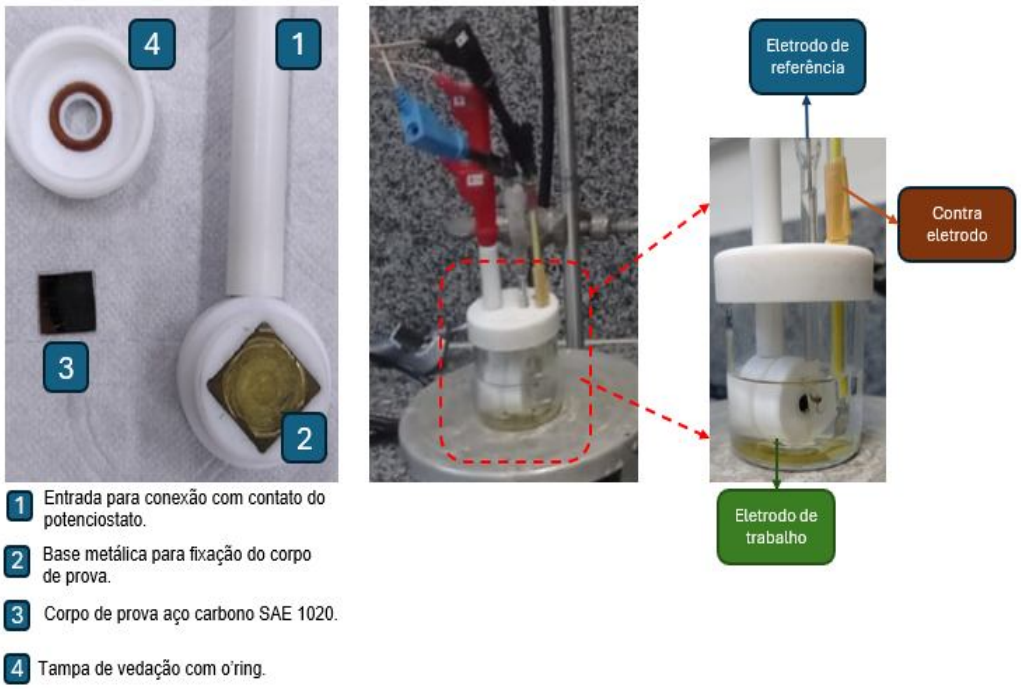
4.4.4 Curvas de polarização potenciodinâmica e potencial de circuito aberto

Para os ensaios de potencial de circuito aberto (OCP, do inglês "*Open Circuit Potencial*"), utilizaram-se curvas de polarização potenciodinâmica, foi utilizada uma célula eletroquímica de compartimento único de três eletrodos (volume de 50 mL). O conjunto de três eletrodos é composto pelo corpo de prova de aço carbono 1020 utilizado como eletrodo de trabalho, uma placa de platina como contra eletrodo e um eletrodo de referência de Ag/AgCl (KCl 3,0 mol L^{-1}). Para uso como eletrodo de trabalho, os corpos de prova com dimensões (10 mm x 10 mm x 5 mm) têm uma área eletroquimicamente ativa do corpo de prova de 0,44 cm^2. Como meio corrosivo, foram usadas soluções de HCl e HNO_3 com concentrações de 0.1, 0.25, 0.5, 1.0 e 2.0 mol L^{-1}.

O equipamento utilizado nos ensaios eletroquímicos é um potenciostato/galvanostato modelo PGSTAT 128 N (Metrohm) gerenciado pelo *software* Nova (Versão 1.11), instalado no Departamento de Química da Universidade Federal de Viçosa. Os ensaios de curva de polarização potenciodinâmica foram realizados aplicando-se a técnica de voltametria de varredura linear (LSV, do inglês "*Linear Sweep Voltammetry*") com janela de potenciais de (−0,55 V a 0,0 V) e velocidade de varredura de potenciais de 1,0 mV s^{-1}. Todas as medições das curvas de polarização foram realizadas após a medição do potencial de circuito aberto (OCP) por 1 hora para garantir sua completa estabilização.

A Figura 16 demonstra o esquemático da montagem do corpo de prova para ser utilizado no potenciostato, e a célula eletroquímica de três eletrodos utilizada nos testes.

Figura 16: Esquemático da montagem do corpo de prova e célula eletroquímica de três eletrodos.



Fonte: Autora (2024).

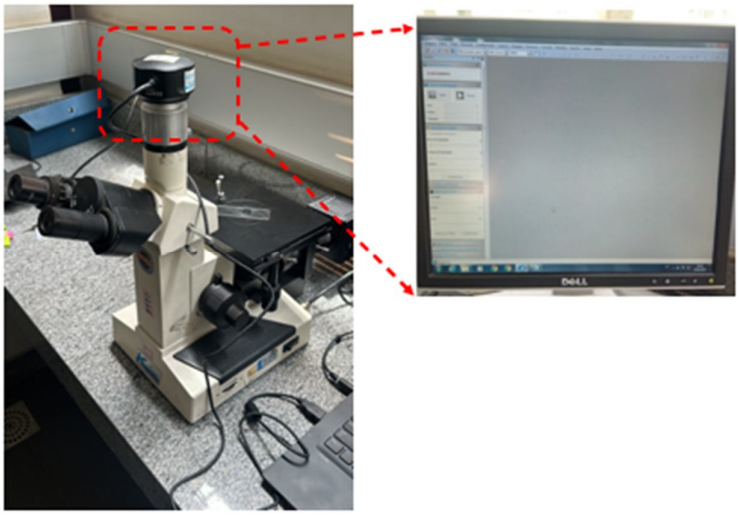
4.4.5 Microscopia óptica

As análises microestruturais dos corpos de prova foram realizadas utilizando um microscópio óptico metalográfico da marca FORTEL, equipado com uma câmera digital acoplada a um computador. Os experimentos foram conduzidos no Laboratório de Microscopia Óptica do CEFET-MG, Campus Timóteo (Figura 17). A câmera integrada gerou imagens de alta resolução, acompanhadas por barras de escala de 30 micrômetros (μm), como será apresentado na seção de resultados. As análises foram realizadas utilizando lentes objetivas de 30x e 50x, ajustadas de acordo com a necessidade de ampliação e o nível de detalhe requerido. A iluminação foi ajustada para contraste adequado, permitindo a identificação clara de características morfológicas relacionadas à corrosão.

As imagens foram capturadas por meio do software *Image View*, permitindo o registro de diferentes áreas de interesse em cada amostra. As

barras de escala de 30 µm inseridas nas imagens forneceram uma referência precisa para avaliação dimensional.

Figura 17: Microscópio óptico com câmera integrada.



Fonte: Autora (2024).

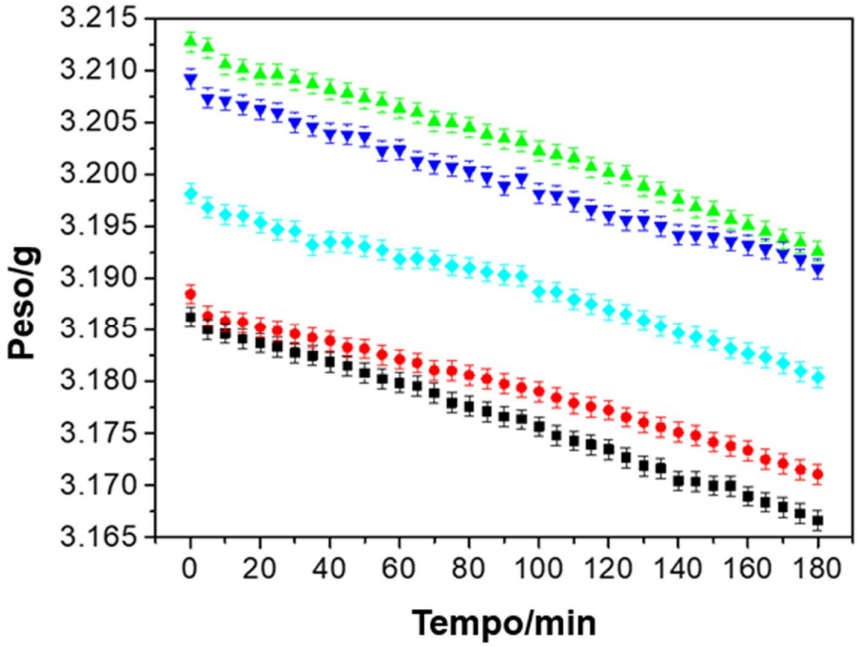
Todas as etapas de preparação das amostras, análises e aquisição de imagens foram realizadas nos Laboratórios de Metalografia e Microscopia do CEFET-MG, Campus Timóteo, sob condições controladas e utilizando equipamentos devidamente calibrados. Através das imagens foi possível caracterizar o tipo de corrosão no que tange a sua morfologia.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 ESTUDO CINÉTICO DA CORROSÃO EM MEIO HCl

O método de perda de massa foi empregado para avaliar a corrosão de amostras de aço carbono em diferentes meios ácidos. O peso inicial de cada amostra foi registrado antes da imersão, e novamente após 5 minutos de exposição ao meio corrosivo, a fim de determinar a perda de massa. As medições subsequentes foram realizadas em intervalos de 5 minutos, até a conclusão do período de imersão. Os resultados obtidos foram apresentados em termos de perda de massa acumulativa ao longo do tempo. A Figura 18 ilustra a perda de massa acumulativa das amostras de aço em solução de HCl.

Figura 18: Perdas acumulativas de peso versus tempo de exposição em soluções de HCl.



Legenda: (♦) 2.00 M, (▼) 1.00 M, (▲) 0.50 M, (●) 0.25 M e (■) 0.10 M.
Fonte: Autora (2024).

Observa-se sobre os resultados da Figura 18 que é evidente a perda de massa praticamente linear com o tempo de exposição, e um caminho de progressão similar de perdas de peso acumulativas para todas as amostras.

O comportamento linear da perda de massa observado para o aço carbono 1020 em soluções de ácido clorídrico é amplamente documentado em diversos estudos, como relatado por AMIN *et al.*, 2007; NADI *et al.*, 2019; BARKER *et al.*, 2020. No entanto, a maioria desses trabalhos foca na avaliação da eficiência de novos inibidores de corrosão, resultando na omissão ou na falta de uma análise detalhada dos resultados sob o ponto de vista cinético do processo corrosivo.

De acordo com os resultados de perda de massa (Figura 18), é proposto um mecanismo cinético de ordem zero para a corrosão do aço carbono 1020 em meio HCl. Assim, fazendo x = 0 e integrando a Equação 6 (CECCHINI, 1971; GENTIL, 2007, YANG *et al.*, 2017).

$$\int_{m_0}^{m} dm = -k.\int_{t_0}^{t} dt \tag{6}$$

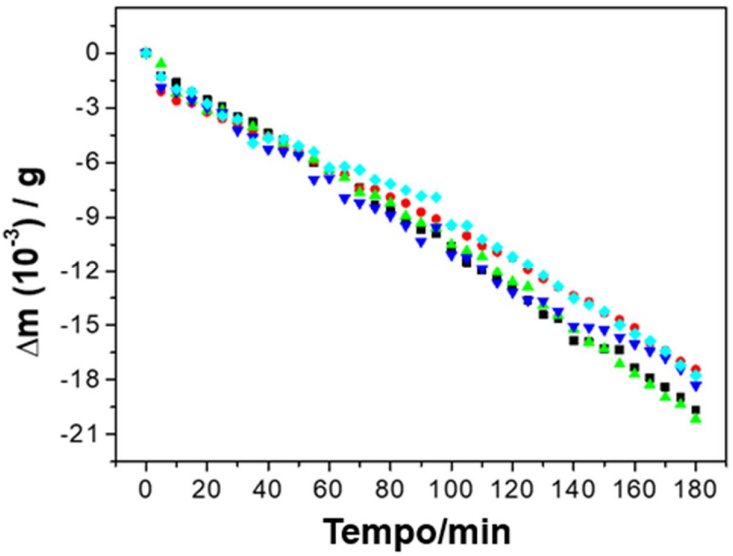
A Equação 7 é obtida da seguinte forma:

$$\Delta m = -k\,.t \tag{7}$$

Portanto, ao plotar Δm como uma função de t, uma linha reta deve ser obtida, cuja inclinação é igual à constante de velocidade de reação (k) do processo corrosivo. A diferença entre os pesos inicial e final foi usada para medir a perda de massa durante cada período de intervalo (CECCHINI, 1971; GENTIL, 2007, YANG *et al.*, 2017).

A Figura 19 mostra os resultados experimentais da perda de massa ajustados ao modelo cinético de ordem zero proposto. Os valores do módulo dos coeficientes de correlação (|R|), constantes de velocidade (k) e seus respectivos desvios-padrão (DP) são mostrados na Tabela 6. Como pode ser visto, os dados experimentais podem ser perfeitamente descritos pelo modelo cinético de ordem zero, com coeficientes de correlação não inferiores a 0,994.

Figura 19: Curva de variação de peso (Δm × t) em soluções de HCl.



Legenda: (♦) 2.00 M, (▼) 1.00 M, (▲) 0.50 M, (●) 0.25 M e (■) 0.10 M.
Fonte: Autora (2024).

Tabela 6: Resultados do modelo de ordem zero aplicado para perda de massa no sistema HCl.

$[H+]/mol\ L^{-1}$	$\lvert R\rvert$	$k/min\ g^{-1}$	*DP*
0.10	0.99906	-1.068×10^{-4}	0.78×10^{-6}
0.25	0.99741	-0.879×10^{-4}	1.07×10^{-6}
0.50	0.99688	-1.068×10^{-4}	1.43×10^{-6}
1.00	0.99697	-0.949×10^{-4}	1.25×10^{-6}
2.00	0.99449	-0.910×10^{-4}	1.62×10^{-6}

Fonte: Autora (2024).

Reações de ordem zero geralmente ocorrem quando há um "gargalo" no mecanismo da reação, como em reações heterogêneas, nas quais a superfície do material está saturada e a etapa subsequente da reação ocorre de forma lenta. No caso da corrosão de ferro e aço em solução de HCl, propõe-se o seguinte mecanismo para o processo corrosivo. A dissolução anódica do metal segue o caminho reacional descrito nas etapas de (a) a (d) (RANI, BASU, 2012; SINGH *et al.*, 2020).

$$Fe + Cl^- \rightarrow (FeCl^-)_{ads} \quad \text{(a)}$$

$$(FeCl^-)_{ads} \rightarrow (FeCl)_{ads} + e^- \quad \text{(b)}$$

$(FeCl)_{ads} \rightarrow [FeCl]^{+} + e^{-}$ (c)

$[FeCl]^{+} \rightarrow Fe^{2+} + Cl^{-}$ (d)

A reação de evolução catódica do hidrogênio pode ser descrita pela sequência da reação de (e) a (g), conforme indicado a seguir (RANI, BASU, 2012; SINGH *et al.*, 2020).

$Fe + H^{+} \rightarrow (FeH^{+})_{ads}$ (e)

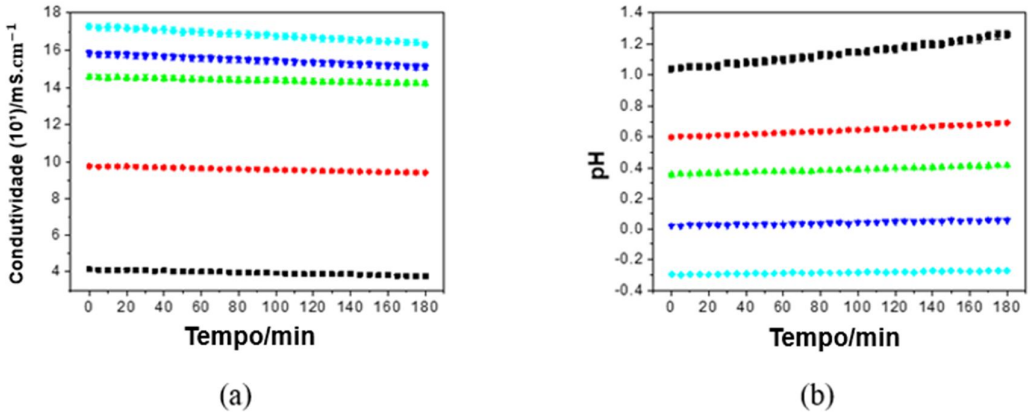
$(FeH^{+})_{ads} + e^{-} \rightarrow (FeH)_{ads}$ (f)

$(FeH)_{ads} + H^{+} + e^{-} \rightarrow Fe + H_2$ (g)

Tanto a etapa (a) quanto a etapa (e) envolvem a adsorção de íons na superfície do metal e, devido às altas concentrações desses íons, a superfície do metal satura rapidamente, tornando o processo independente da massa ou das concentrações das espécies reativas.

Medições de condutividade iônica e pH foram realizadas para monitorar as mudanças no meio corrosivo, conforme ilustrado na Figura 20. A Figura 20(a) mostra uma redução linear na condutividade iônica ao longo do tempo de exposição da superfície de aço ao meio corrosivo, independentemente da concentração. Esses resultados são consistentes com o mecanismo de ordem zero proposto, uma vez que a reação catódica consome íons H^{+}, enquanto a reação anódica gera íons Fe^{2+}. O coeficiente de difusão dos íons H^{+} em solução aquosa é $9{,}311 \times 10^{-9}$ m² s⁻¹, enquanto o coeficiente de difusão dos íons Fe^{2+} é $0{,}719 \times 10^{-9}$ m² s⁻¹ (RANI, BASU, 2012; SINGH *et al.*, 2020). Essa diferença faz dos íons Fe^{2+} transportadores de carga menos eficientes em comparação com os íons H^{+}. Assim, a redução da condutividade da solução é observada à medida que os íons H^{+} são continuamente consumidos, enquanto os íons Fe^{2+} são formados. Como a substituição de íons H^{+} por íons Fe^{2+} é limitada pela superfície do aço, a redução na condutividade iônica segue um padrão linear. Optou-se por não aplicar o modelo de ordem zero aos dados experimentais devido à possibilidade de os íons analisados participarem de reações secundárias, como $Fe^{2+} \rightarrow Fe^{3+} + e^{-}$ o que poderia introduzir imprecisões nas conclusões.

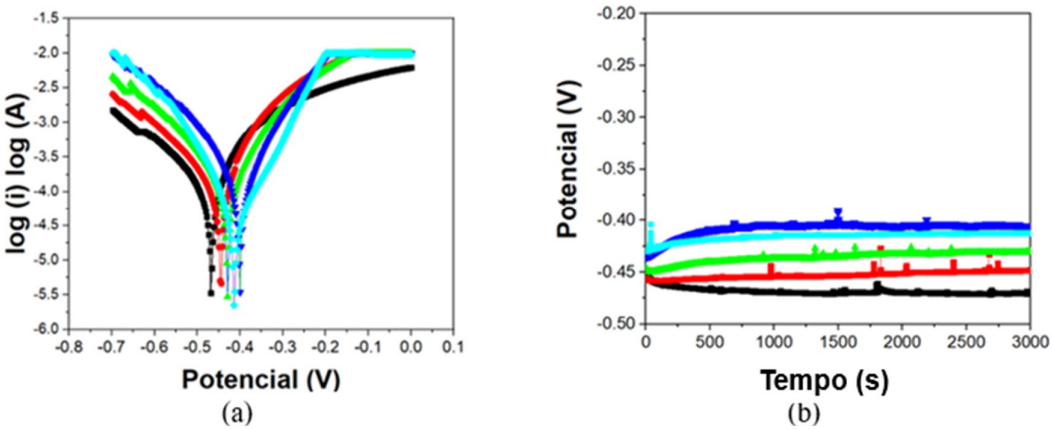
Figura 20: (a) Condutividade iônica e (b) curvas de pH em soluções de HCl.



Legenda: (♦) 2.00 M, (▼) 1.00 M, (▲) 0.50 M, (●) 0.25 M e (■) 0.10 M.
Fonte: Autora (2024).

De acordo com a Figura 20(b), o pH da solução aumentou para todas as concentrações estudadas durante o tempo em que a amostra de aço estava sob ataque pelo meio. Esses resultados são compatíveis com as etapas (e) e (g) do mecanismo cinético proposto. A etapa (e) prevê um consumo inicial de íons H^+ devido à sua adsorção na superfície do aço, $(FeH^+)_{ads}$. Na etapa (g), $(FeH)_{ads}$ reage com um íon H^+ livre gerando hidrogênio molecular. Esse mecanismo proposto é compatível com o fato de que a velocidade da corrosão será governada pela área de exposição do aço, que neste estudo foi rapidamente saturada. Portanto, a corrosão a ser observada deve ser uniforme. A corrosão uniforme é caracterizada pelo ataque corrosivo procedendo uniformemente sobre toda a área da superfície (ROZENFELD, 1981; SINGH *et al.*, 2020). Esse último aspecto da corrosão do aço carbono 1020 em meio HCl pode ser verificado a partir da análise microestrutural das amostras.

Figura 21: (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) OCP em soluções de HCl.



Legenda: (♦) 2.00 M, (▼) 1.00 M, (▲) 0.50 M, (●) 0.25 M e (■) 0.10 M.
Fonte: Autora (2024).

De acordo com a Figura 21(a), observa-se que a reação de evolução do hidrogênio (curva catódica) foi significativamente acelerada com o aumento da concentração de HCl. Esse comportamento evidencia que, à medida que a concentração do ácido aumenta, a cinética da reação de redução do hidrogênio se intensifica. Em meios ácidos, a reação catódica é governada principalmente pela disponibilidade de íons H^+. À medida que a concentração de HCl aumenta, o número de íons H^+ no meio também cresce, o que eleva a taxa de transferência de carga e, consequentemente, a densidade de corrente catódica.

A Figura 21(b) revela que, nos primeiros minutos, os potenciais apresentam flutuações significativas, refletindo os ajustes iniciais do sistema eletroquímico em resposta ao meio corrosivo. Essas variações podem ser atribuídas à formação inicial de produtos de corrosão e à dissolução do metal. Após aproximadamente 15 minutos de imersão, os potenciais tendem a se estabilizar, indicando que o sistema alcança um estado de equilíbrio dinâmico. Esse equilíbrio reflete uma relação constante entre as reações anódicas (dissolução do metal) e catódicas (redução do hidrogênio), sugerindo que a taxa de corrosão permanece relativamente constante após esse período.

A Tabela 7 ilustra os resultados eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização potenciodinâmica registradas para o aço carbono em ácido clorídrico. Nota-se que, na maior concentração, 2.00 M de ácido

clorídrico, houve um aumento substancial na resistência à polarização. Esse fenômeno é atribuído às altas concentrações de hidrogênio catódico, conforme ilustrado na etapa (e), onde a superfície do metal rapidamente se satura devido à adsorção desses íons na superfície metálica.

A corrente de corrosão (I_{corr}) indica diretamente a taxa de corrosão do aço carbono 1020 no meio ácido. À medida que a concentração de H^+ aumenta no ácido clorídrico entre 0.10 e 1.00 mol L^{-1}, a I_{corr} aumenta, atingindo seu valor mais alto (37 µA) em 1.00 mol L^{-1}, indicando que a corrosão acelera com o aumento da concentração de H^+. Esse comportamento é esperado, pois concentrações mais altas de H^+ fornecem mais íons para a reação de redução, facilitando a dissolução do metal. Em 2.00 mol L^{-1}, a I_{corr} diminui significativamente para 15,08 µA, o que pode sugerir que o processo de corrosão atinge um ponto de limitação ou saturação, possivelmente devido à formação de uma camada protetora ou passivação parcial, mesmo em um meio ácido forte como o HCl.

O potencial de corrosão (E_{corr}) torna-se menos negativo à medida que a concentração de H^+ aumenta até 1.00 mol L^{-1}, passando de −467,40 mV em 0.10 mol L^{-1} para −400,48 mV em 1.00 mol L^{-1}. Essa mudança sugere uma menor tendência à corrosão com o aumento de H^+, provavelmente devido à intensificação da reação de redução de H^+, que “equilibra” a reação anódica do aço. Em 2.00 mol L^{-1}, o E_{corr} desloca-se ligeiramente mais negativo novamente (−413,47 mV), o que pode indicar mudanças na interface metal-solução, possivelmente devido ao acúmulo de íons Cl^- na superfície, afetando a dinâmica de dissolução.

O coeficiente anódico (b_a) representa a inclinação da curva de polarização anódica, relacionada à reação de dissolução metálica. Os valores aumentaram de 18,69 mV dec^{-1} (em 0,10 M) para 47,37 mV dec^{-1} (em 2,00 M), indicando que, em concentrações mais altas de HCl, a reação anódica requer maior energia para ocorrer, possivelmente devido à formação de uma camada de produtos de corrosão que dificulta a dissolução.

O coeficiente catódico (b_c) está relacionado à reação catódica, geralmente de redução de íons H^+ no caso de meios ácidos. Os valores

variaram de 24,17 mV dec^{-1} (em 0,10 M) a 33,53 mV dec^{-1} (em 2,00 M), indicando que o aumento da concentração do ácido modifica a cinética da reação catódica, tornando-a mais lenta em concentrações mais elevadas.

A resistência a polarização (R_p) é inversamente proporcional à taxa de corrosão e reflete a resistência total do sistema ao processo de polarização. Os valores de R_p diminuíram com o aumento da concentração de HCl até 1,00 M, passando de 318,69 Ω (em 0,10 M) para 257,36 Ω (em 1,00 M), indicando maior suscetibilidade à corrosão. No entanto, em 2,00 M, a R_p aumentou significativamente para 565,48 Ω, confirmando que a formação de uma camada de produtos de corrosão atuou como uma barreira física, limitando o progresso do ataque corrosivo.

Tabela 7: Resultados eletroquímicos obtidos por polarização potenciodinâmica para aço carbono em meio ácido clorídrico.

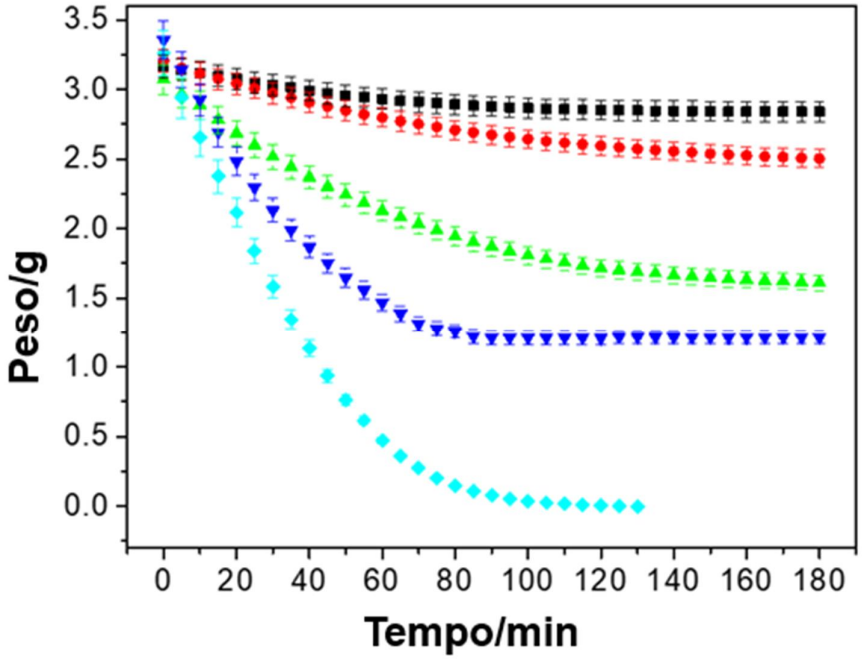
[HCl] (M)	E_{corr} (mV)	I_{corr} (μA)	b_a (mV dec^{-1})	b_c (mV dec^{-1})	Resistência a polarização (Ω)
0.10	− 467.40	14.36	18.69	24.17	318.69
0.25	− 444.89	28.10	30.42	48.43	288.76
0.50	− 429.69	24.93	29.04	36.29	280.99
1.00	− 400.48	37.00	41.13	46.97	257.36
2.00	− 413.47	15.08	47.37	33.53	565.48

Fonte: Autora (2024).

5.2 ESTUDO CINÉTICO DA CORROSÃO EM MEIO HNO_3

A passivação é um processo amplamente utilizado para aumentar a resistência à corrosão de metais, sendo o ácido nítrico um dos agentes químicos frequentemente empregados. No entanto, poucos estudos investigam a corrosão de aço carbono em soluções de ácido nítrico. Conforme mostra a Figura 22, a cinética de corrosão do aço macio em HNO_3 apresenta duas fases distintas. A primeira fase, denominada estágio de iniciação, caracteriza-se por uma perda exponencial de massa, que ocorre desde o início da exposição até aproximadamente 50 a 60 minutos.

Figura 22: Perdas de peso acumuladas versus tempo de exposição em soluções de HNO_3.



Legenda: (♦) 2.00 M, (▼) 1.00 M, (▲) 0.50 M, (●) 0.25 M e (■) 0.10 M.
Fonte: Autora (2024).

A redução exponencial de peso observada na amostra pode ser atribuída ao mecanismo de dissolução do aço macio em um ácido mineral típico, onde há uma redução direta de íons hidrogênio na superfície metálica. A taxa de dissolução do aço no sítio anódico está ligada à reação catódica, conforme descrito nas equações (e) a (g). Por isso, a esse estágio da reação foi aplicado um modelo cinético de primeira ordem (RANI, BASU, 2012; SINGH *et al.*, 2020).

O segundo estágio marca o início da passivação da superfície pelo íon nitrato, como ilustrado nas equações (h) a (j) (RANI, BASU, 2012; SINGH *et al.*, 2020).

$$NO_3{}^-{}_{(aq)} + 2H^+{}_{(aq)} + 2e^- \rightarrow NO_2{}^-{}_{(aq)} + H_2O_{(l)} \quad \text{(h)}$$

$$Fe_{(s)} \rightarrow Fe^{2+}{}_{(aq)} + 2e^- \quad \text{(i)}$$

$$Fe^{2+}{}_{(aq)} \leftrightarrow Fe^{3+}{}_{(aq)} + e^- \quad \text{(j)}$$

Sob essas condições, os produtos de oxidação primários formaram diversos óxidos de ferro (como Fe_2O_3, Fe_3O_4, a-FeOOH, b-FeOOH, c-FeOOH,

entre outros), o que resultou em uma redução na taxa de transferência eletrônica (RANI, BASU, 2012; SINGH *et al.*, 2020).

Esse processo se caracteriza pela diminuição progressiva da perda de massa da amostra, que se estendeu dos 60 até os 180 minutos de exposição.

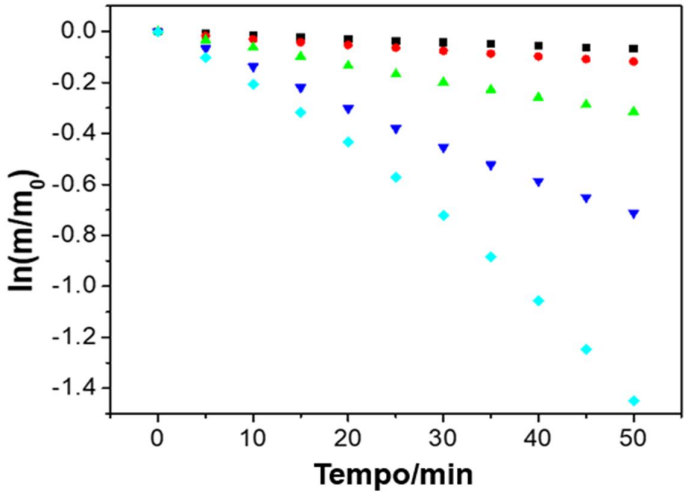
Com base nos resultados de perda de massa, sugere-se uma cinética de primeira ordem.

Ao definir *x* = 1 e integrar a Equação 6, $\int_{m_0}^{m} 1/m \, dm = -k . \int_{t_0}^{t} dt$ obtém-se diretamente a Equação 8 (CECCHINI, 1971; GENTIL, 2007, YANG *et al.*, 2017).

$$\ln(\frac{m}{m_0}) = -k \, . \, t \qquad (8)$$

Assim, ao plotar ln(m/m_o) em função de t, espera-se obter uma linha reta cuja inclinação representa a taxa de reação (k) do processo corrosivo (ROZENFELD, 1981; SINGH *et al.*, 2020). A Figura 23 apresenta os resultados experimentais de perda de massa ajustados ao modelo cinético de primeira ordem. Os valores dos coeficientes de correlação absolutos (|R|), as constantes de taxa de reação (*k*) e seus respectivos desvios padrão (*DP*) são apresentados na Tabela 8.

Figura 23: Modelo de primeira ordem para perda de massa em soluções de HNO_3.



Legenda: (♦) 2.00 M, (▼) 1.00 M, (▲) 0.50 M, (●) 0.25 M e (■) 0.10 M.
Fonte: Autora (2024).

Tabela 8: Resultados do modelo de primeira ordem aplicado para perda de massa no sistema HNO_3.

$[H+]/mol\ L^{-1}$	$\lvert R \rvert$	$k/min\ g^{-1}$	*DP*
0.10	0.99918	-1.370×10^{-3}	0.18×10^{-4}
0.25	0.99851	-2.320×10^{-3}	0.42×10^{-4}
0.50	0.99929	-6.380×10^{-3}	0.80×10^{-4}
1.00	0.99900	-1.455×10^{-2}	2.16×10^{-4}
2.00	0.99295	-2.871×10^{-2}	11.4×10^{-4}
2.00*	0.99704	-5.028×10^{-2}	12.9×10^{-4}

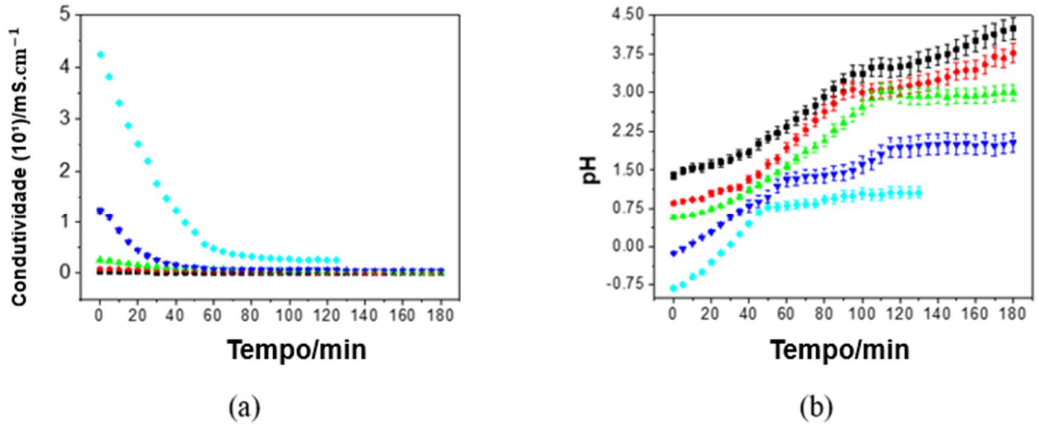
**Resultado do modelo de ordem zero aplicado para perda de massa no sistema 2.0 M HNO_3.*

Fonte: Autora (2024).

Os resultados apresentados na Figura 23 e na Tabela 8 indicam que, para todas as concentrações, os dados experimentais se ajustam bem a um modelo cinético de primeira ordem. Contudo, na concentração de 2.00 M, um modelo de ordem zero também foi considerado, exibindo um coeficiente de correlação ligeiramente superior. Essa observação pode estar relacionada ao fato do processo de passivação ocasionado pelos íons de nitrato na superfície metálica.

Similarmente ao que foi realizado para o HCl, o processo corrosivo no meio de HNO_3 foi acompanhado por medições de condutividade iônica e pH, cujos dados registrados são apresentados na Figura 24.

Figura 24: (a) Condutividade iônica e (b) curvas de pH em soluções de HNO_3.

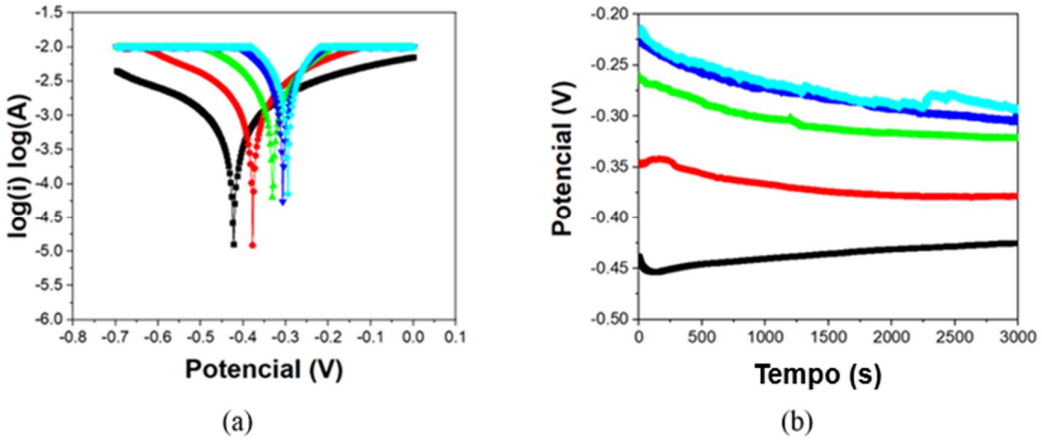


Legenda: (♦) 2.00 M, (▼) 1.00 M, (▲) 0.50 M, (●) 0.25 M e (■) 0.10 M.
Fonte: Autora (2024).

A Figura 24(a) mostra um decaimento exponencial da condutividade iônica nos primeiros 60 minutos de exposição do aço ao meio corrosivo de HNO_3, independentemente da concentração utilizada. Essa redução na condutividade foi atribuída à diferença nos coeficientes de difusão dos íons H^+ e Fe^{2+} (RANI, BASU, 2012; SINGH *et al.*, 2020). Após esse período inicial, a condutividade se estabiliza, o que foi associado ao processo de passivação do aço pelos íons nitrato, corroborando os resultados obtidos nos experimentos de perda de massa.

A evolução do pH com o tempo de exposição em soluções de HNO_3 a várias concentrações é apresentada na Figura 24(b). Para concentrações de 0.10, 0.25 e 0.50 M, observa-se um aumento exponencial no pH até aproximadamente 100 minutos, seguido de uma mudança para um aumento mais lento. Nas concentrações de 1.00 M e 2.00 M, são registradas duas inflexões, aos 60 e 100 minutos, atribuídas à formação de uma camada passivadora sobre a superfície do aço em resposta à presença de íons nitrato.

Figura 25: (a) Curvas de polarização potenciodinâmica e (b) OCP em soluções de HNO_3.



Legenda: (♦) 2.00 M, (▼) 1.00 M, (▲) 0.50 M, (●) 0.25 M e (■) 0.10 M.
Fonte: Autora (2024).

Conforme mostrado na Figura 25(a), um aspecto marcante dessas curvas de polarização é a aceleração significativa da reação de evolução do hidrogênio (curva catódica) com o aumento da concentração de HNO_3. Isso ocorre porque, com o aumento da concentração de ácido, há uma maior disponibilidade de íons H^+, que são os principais reagentes na reação de redução do hidrogênio.

A Figura 25(b) revela que, após 15 minutos, os potenciais estabilizam para diversas concentrações de HNO_3. Nos primeiros minutos de imersão, os potenciais de corrosão apresentam flutuações, refletindo o processo inicial de dissolução do material e a formação de produtos de corrosão na superfície. Durante essa fase inicial, as condições de polarização não são estáveis, uma vez que o material ainda está se ajustando ao ambiente corrosivo.

A Tabela 9 ilustra os resultados eletroquímicos obtidos por polarização potenciodinâmica para o aço carbono em ácido nítrico. Observa-se que, com o aumento da concentração de ácido nítrico, há uma redução na resistência à polarização, que é bastante compatível aos resultados obtidos pelas técnicas discutidas anteriormente.

O potencial de corrosão (E_{corr}) desloca-se para valores menos negativos à medida que a concentração de HNO_3 aumenta. Esse deslocamento, de −422,55 mV em 0.10 mol L^{-1} para −295,36 mV em 2.00 mol L^{-1}, inicialmente indica uma maior tendência à corrosão impulsionada pelo aumento dos íons H^+ e NO_3^-. No entanto, esse movimento em direção a potenciais menos negativos também pode estar relacionado à estabilização da superfície do aço conforme a camada passiva se forma, indicando uma redução na reatividade da superfície do metal.

A corrente de corrosão (I_{corr}) aumenta com a concentração de HNO_3, especialmente nos primeiros minutos de exposição, indicando uma corrosão rápida e ativa. Para concentrações entre 0.10 e 0.50 mol L^{-1}: a I_{corr} sobe de 80,50 µA em 0.10 mol L^{-1} para 506,91 µA em 0.50 mol L^{-1}, sugerindo um processo inicial de corrosão acelerado. Para concentrações entre 1.00 e 2.00 mol L^{-1}: a I_{corr} atinge 726,91 µA em 2.00 mol L^{-1}. No entanto, dados de perda de massa indicam que ocorre a formação de uma camada passiva após esse período de corrosão intensa, reduzindo a progressão da corrosão a longo prazo.

O coeficiente anódico (b_a) apresenta um aumento inicial de 26,77 mV dec^{-1} em 0.10 mol L^{-1} para 47,91 mV dec^{-1} em 0.50 mol L^{-1}, seguido de uma diminuição em concentrações mais altas. Esse padrão reflete o início da formação da camada passiva, que reduz a taxa de dissolução ativa do metal e, consequentemente, a resposta de corrente ao potencial.

O coeficiente catódico (b_c) segue um comportamento semelhante, sugerindo que a redução dos íons H^+ e NO_3^- é inicialmente intensa, mas, após a formação da camada passiva, as reações catódicas são limitadas devido à menor disponibilidade de sítios reativos na superfície do metal.

A resistência à polarização (R_p) em concentrações mais baixas de ácido é mais alta, o que implica que a superfície do aço carbono é mais passiva e oferece maior resistência à corrosão.

Tabela 9: Resultados eletroquímicos obtidos por polarização potenciodinâmica para aço carbono em meio ácido nítrico.

$[HNO_3]$ (M)	E_{corr} (mV)	I_{corr} (μA)	b_a (mV dec^{-1})	b_c (mV dec^{-1})	Resistência a polarização (Ω)
0.10	− 422.55	80.50	26.77	36.83	83.63
0.25	− 377.47	236.72	37.27	44.51	37.22
0.50	− 330.43	506.91	47.91	50.43	21.05
1.00	− 306.43	566.97	32.16	40.05	13.66
2.00	− 295.36	726.91	33.11	38.17	10.59

Fonte: Autora (2024).

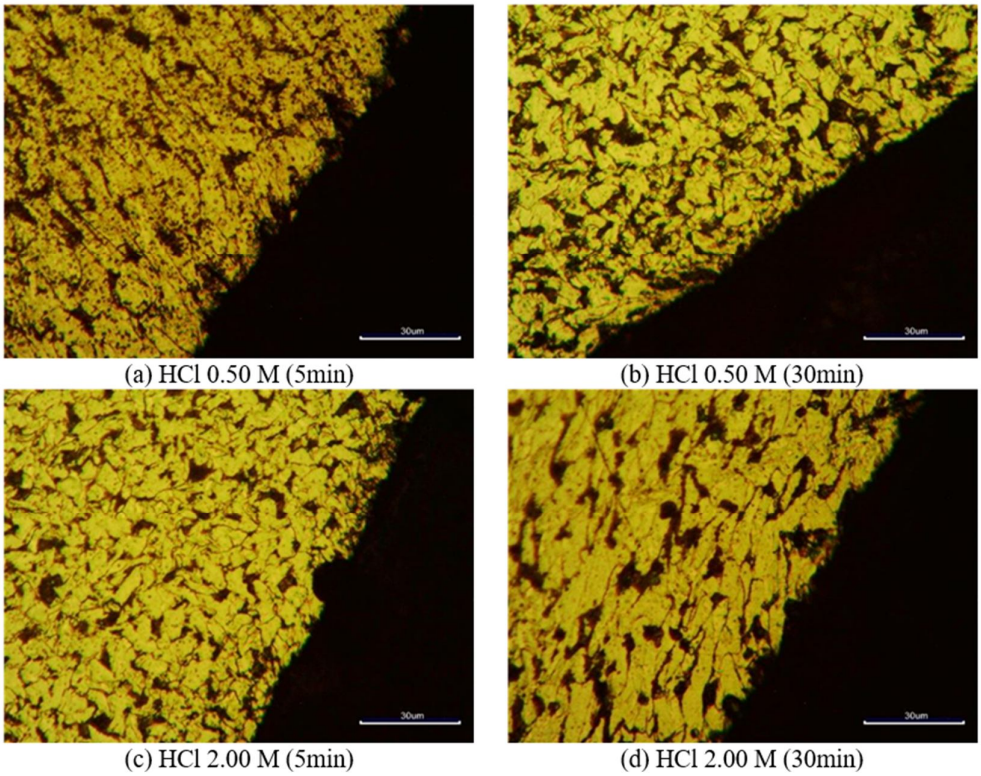
5.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA DOS SUBSTRATOS METÁLICOS

A análise metalográfica foi conduzida para caracterizar as fases microestruturais e os efeitos da corrosão nas amostras de aço carbono 1020, que foram expostas a soluções corrosivas. As imagens obtidas, representadas nas Figuras 26 e 27, mostram as amostras cortadas na direção longitudinal, com seção transversal exposta à corrosão. As amostras foram cuidadosamente cortadas na direção longitudinal, permitindo uma visualização clara da superfície exposta à corrosão. Essa orientação de corte é fundamental para observar o desenvolvimento da corrosão ao longo do comprimento da amostra, transversalmente ao ataque corrosivo, possibilitando uma análise detalhada da propagação e intensidade da corrosão na estrutura do aço.

A microestrutura do aço carbono 1020 é composta por diferentes fases, que são fundamentais para entender seu comportamento frente à corrosão (Figura 6). As principais fases observadas nas imagens metalográficas incluem:

- Ferrita α (fase clara): é a fase mais abundante no aço carbono 1020, representada por áreas mais claras nas imagens. Essa fase é predominantemente composta por átomos de ferro e carbono de baixa solubilidade e exerce um papel importante na resistência à corrosão do material (SILVA, 2006; TANG *et al.*, 2011).
- Perlita (fase escura menor): é uma estrutura formada pela combinação de ferrita e cementita (Fe_3C), sendo observada como uma fase escura e menor nas imagens. Essa estrutura resulta de um resfriamento controlado do aço e desempenha um papel significativo nas propriedades mecânicas, além de influenciar a resistência à corrosão (CALLISTER, RETHWISCH, 2016).
- Carbonetos (fase escura maior): são observados como a fase escura maior na microestrutura. Eles são compostos de ferro e carbono em proporções mais elevadas e podem afetar o comportamento de corrosão ao influenciar a difusão do oxigênio na matriz do aço (LLEWELLYN, HUDD, 1988).

Figura 26: Imagens de microscopia óptica obtidas em amostras de aço após ataque por soluções de HCl.



(a) HCl 0.50 M (5min) (b) HCl 0.50 M (30min)

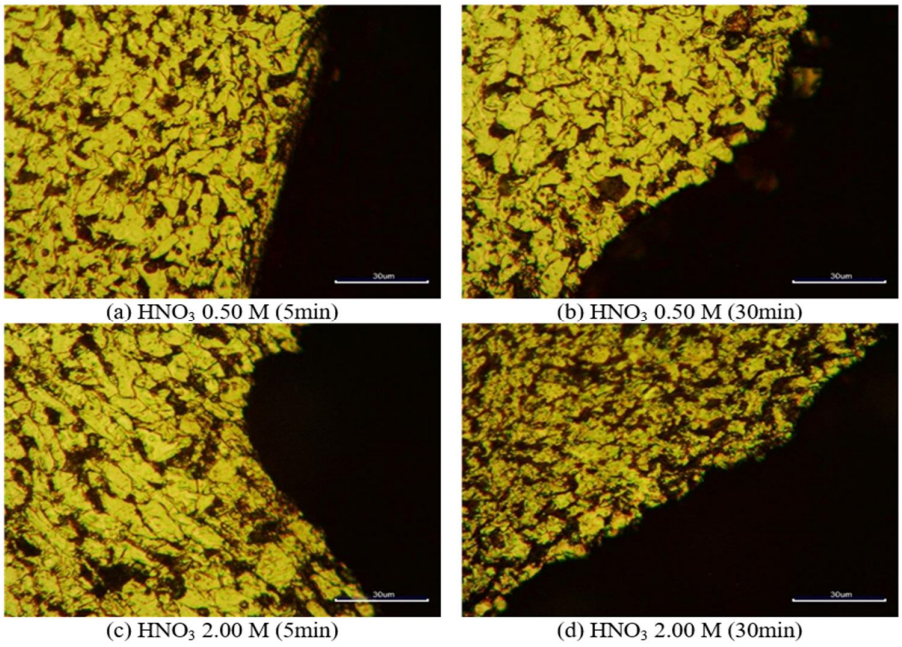
(c) HCl 2.00 M (5min) (d) HCl 2.00 M (30min)

Fonte: Autora (2024).

A Figura 26 mostra que tanto o tempo de exposição quanto as variações de concentração das soluções ácidas não influenciam significativamente as características morfológicas das superfícies corroídas. Ou seja, independentemente do tempo que o material permaneceu em contato com as soluções ou da concentração do ácido, a morfologia da superfície corroída se manteve de forma bastante uniforme. Isso sugere que a dinâmica de corrosão não sofreu grandes alterações com o aumento da exposição ou das concentrações, indicando um comportamento de corrosão relativamente estável nas condições experimentais.

Em contraste, a Figura 27 revela um comportamento distinto, evidenciando um aumento na rugosidade da superfície corroída à medida que o tempo de exposição aumentava. Esse fenômeno é mais pronunciado na concentração de 0,50 M de ácido, onde a superfície do aço carbono se mostra mais rugosa ao longo do tempo, refletindo uma maior intensidade de ataque corrosivo. A rugosidade aumentada sugere que, com o tempo, as superfícies corroídas se tornam mais porosas e irregulares, o que pode estar relacionado à maior profundidade do ataque ou à formação de produtos de corrosão.

Figura 27: Imagens de microscopia óptica obtidas em amostras de aço após ataque por soluções de HNO_3.



(a) HNO_3 0.50 M (5min) (b) HNO_3 0.50 M (30min)

(c) HNO_3 2.00 M (5min) (d) HNO_3 2.00 M (30min)

Fonte: Autora (2024).

A comparação das Figuras 26(c) e 27(c), que correspondem às amostras submetidas às mesmas concentrações e tempos de exposição para ambos os ácidos (HCl e HNO_3), revela um comportamento distinto entre as duas soluções.

A Figura 26(c) e a Figura 27(c) indicam que o ácido nítrico (HNO_3) parece atuar de maneira diferente em relação ao ácido clorídrico (HCl), principalmente no que diz respeito à dissolução da cementita presente na perlita do aço carbono 1020. A cementita é uma fase dura e rica em carbono, que pode ser observada na microestrutura do aço e é comumente associada à perlita, uma mistura de ferrita e cementita (CHIAVERINI, 1984; OLSSON, LANDOLT, 2003). O HNO_3, por ser um ácido mais forte e oxidante, pode dissolver a cementita, um fenômeno que é frequentemente observado em estudos de corrosão de materiais contendo carbono. Esse processo de dissolução da cementita leva à expansão da área de contato do aço com o meio corrosivo, o que implica em um aumento da taxa de corrosão.

A dissolução da cementita pela solução de HNO_3 pode ser um fator-chave para explicar as diferenças nas taxas de corrosão observadas entre as duas soluções ácidas. Como o HNO_3 solubiliza a cementita, ele expande a área exposta à corrosão, proporcionando mais superfície metálica para o ataque do ácido (LLEWELLYN, HUDD, 1988). Esse fenômeno resulta em uma taxa de corrosão mais elevada, uma vez que a dissolução da cementita elimina parte da barreira natural que poderia proteger o aço da ação do ácido. Como consequência, a reação de corrosão apresenta uma ordem de reação aumentada no caso do HNO_3, indicando que o comportamento cinético da corrosão é mais intenso e de maior magnitude.

Por outro lado, nas soluções de HCl, a corrosão não leva à dissolução significativa da cementita, o que limita a expansão da área de contato do ácido com o material (OLSSON, LANDOLT, 2003). Além disso, o HCl tende a causar uma saturação superficial na região exposta ao ácido, formando uma camada passiva ou de produtos de corrosão que pode proteger o aço em alguma medida. Essa proteção reduz a taxa de corrosão, ao contrário do que ocorre nas soluções de HNO_3, onde a dissolução da cementita facilita um maior ataque corrosivo.

Assim, a solubilidade da cementita no HNO_3 pode ser identificada como um fator determinante na taxa de corrosão do aço carbono 1020. A dissolução da cementita resulta na expansão da superfície de ataque, o que, por sua vez, aumenta a intensidade do processo corrosivo e a ordem de reação. Esse comportamento não foi observado nas soluções de HCl, onde o efeito da corrosão é mais limitado e superficial, com uma tendência à saturação das superfícies expostas. Esse fenômeno revela uma dinâmica de corrosão diferente para cada ácido, influenciando diretamente as características de corrosão observadas nas amostras.

6 CONCLUSÃO

Neste estudo, a cinética de corrosão do aço carbono 1020 foi investigada nos meios corrosivos de HCl e HNO_3 nas concentrações de 0.10 M, 0.25 M, 0.50 M, 1.00 M e 2.00 M por meio de ensaios de perda de massa, pH e condutividade iônica. Os resultados obtidos demonstraram que as concentrações mais altas de ácido levaram a um aumento significativo na taxa de corrosão, com diferenças notáveis entre os dois ácidos utilizados. O HCl apresentou um comportamento de corrosão mais estável, enquanto o HNO_3, ao dissolver a cementita presente na perlita, resultou em uma aceleração mais intensa da taxa de corrosão, especialmente nas concentrações mais altas.

A análise eletroquímica, realizada por meio das curvas de polarização potenciodinâmica e potenciais de circuito aberto, corroborou os achados dos ensaios de perda de massa, revelando uma maior intensidade de ataque nas soluções de HNO_3, refletindo um aumento na ordem de reação de corrosão. As curvas de polarização indicaram que, ao longo do tempo, os potenciais estabilizaram para todas as concentrações testadas, enquanto o HCl teve um efeito mais passivante na superfície do aço, resultando em menor variação nos parâmetros de corrosão.

A análise morfológica das superfícies submetidas à corrosão, realizada por microscopia óptica, revelou uma rugosidade crescente com o tempo de exposição, principalmente nas concentrações de HNO_3. As imagens metalográficas mostraram um aumento de rugosidade e profundidade de ataque com o tempo de imersão, especialmente nas soluções de ácido nítrico, que dissolveram a cementita e expuseram uma maior área metálica ao ataque corrosivo. Embora o aumento da rugosidade fosse evidente, não foi observada uma variação morfológica significativa em relação às diferentes concentrações de ácido, sugerindo que o tempo de exposição tem maior impacto nas características de corrosão do que as concentrações de ácido.

Por fim, a construção de modelos matemáticos para descrever as reações químicas observadas nos processos de corrosão mostrou-se promissora, permitindo uma melhor compreensão da dinâmica de corrosão e contribuindo

para a previsão da taxa de corrosão em função dos parâmetros experimentais, como concentração de ácido e tempo de exposição. Os modelos baseados na cinética de primeira ordem e nas observações eletroquímicas ajudaram a elucidar os mecanismos subjacentes ao comportamento de corrosão, fornecendo uma abordagem quantitativa para o estudo da corrosão do aço carbono 1020.

Em resumo, este trabalho proporcionou uma compreensão abrangente do comportamento de corrosão do aço carbono 1020 em soluções de HCl e HNO_3, destacando as influências da concentração do ácido, tempo de exposição e composição microestrutural no processo corrosivo. Os resultados obtidos podem servir como base para futuras investigações e para o desenvolvimento de estratégias de prevenção de corrosão em materiais de uso industrial.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os resultados obtidos nesta dissertação sugerem várias direções para pesquisas futuras, visando aprimorar o entendimento dos processos de corrosão e o desenvolvimento de estratégias para mitigação de danos em materiais metálicos. Algumas possíveis áreas de estudo incluem:

- Utilização de microscopia eletrônica de varredura (MEV) para caracterizar em alta resolução a morfologia da superfície corroída, permitindo uma análise mais detalhada da distribuição das fases e da evolução da corrosão em diferentes concentrações de ácidos;
- Emprego de espectroscopia de fluorescência de raios X (XRF) e espectrometria de massa com plasma acoplado indutivamente (ICP-MS) para identificar e quantificar os produtos de corrosão formados durante o processo, investigando como a presença de elementos ligantes afeta a resistência à corrosão;
- Realização de ensaios termogravimétricos (TGA) para investigar o impacto da temperatura na estabilidade do material durante a exposição a ácidos;
- Empego do ensaio de microdureza nas regiões afetadas pela corrosão pode estar relacionada à taxa de corrosão obtida nos ensaios de perda de massa, oferecendo uma avaliação quantitativa mais detalhada sobre a resistência do material à corrosão e as mudanças estruturais causadas pelos ácidos.

REFERÊNCIAS

ABADIAS, G. Review Article: Stress in thin films and coatings: Current status, challenges, and prospects. **Journal of Vacuum Science & Technology.** A 36, 020801, 2018.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS – ABNT. **NBR 4948-1: Aços - Classificação dos aços não ligados e ligados - Parte 1: Classificação dos aços em não ligados e ligados com base na sua composição química**. Rio de Janeiro: ABNT, 2000.

ACHARYA, M. *et al*. Green Inhibitors for Prevention of Metal and Alloys Corrosion: An Overview. **Chemistry and Materials Research**. 3, n. 6, 2013.

AFOLABI, A. S., MUHIRWA, A. C., ABDULKAREEM, A. S., MUZENDA, E. **Weight Loss and Microstructural Studies of Stressed Mild Steel in Apple Juice**. Int. J. Electrochem. Sci. 9 (2014) 5895–5906.

AKPANYUNG, K. V., LOTO, R. T. **Pitting corrosion evaluation: a review**. Journal of Physics: Conference Series. 1378, 2019.

ALJOURANI, J., RAEISSI, K., GOLOZAR, M. A., **Benzimidazole and its derivatives as corrosion inhibitors for mild steel in 1 M HCl solution**. Corrosion science, v 51, pp 1836-1843, 2009.

ALIOFKHAZRAEI, M. **Developments in Corrosion Protection**. InTech, 2014.

AMIN, M. A., ABD EL-REHIM, S. S., EL-SHERBINI, E. E. F., BAYOUMI, R. S. **The inhibition of low carbon steel corrosion in hydrochloric acid solutions by succinic acid**. Electrochim. Acta. 52, 2007.

ARYA, S. B., JOSEPH, F. J. Electrochemical methods in tribocorrosion. **Tribocorrosion**, p.43–77, 2021.

ASADI, N. *et al*. Utilizing Lemon Balm extract as an effective green corrosion inhibitor for mild steel in 1M HCl solution: A detailed experimental, moleculardynamics, Monte Carlo and quantum mechanic's study. **Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers**. p. 1-21, 2018.

ATKINS, P., JONES, L. **Princípios de química: questionando a vida moderna e o meio ambiente**. 3. ed. Porto Alegre: Bookman, 2006.

BADMOS, A. Y., AJIMOTOKAN, H. A. EMMANUEL, E. O. **Corrosion In Petroleum Pipelines**. New York Science Journal, 2009, 2, 36-40.

BANERJEE, M. 2.8 - **Heat treatment of commercial steels for engineering applications**. In: HASHMI, M. (Ed.). Comprehensive Materials Finishing. Oxford:
Elsevier, p. 180–213. ISBN 978-0-12-803249-7, 2017.

BARKER, R. PICKLES, B. HUGHES, T.L. BARMATOV, E. NEVILLE, A. **Effect of transition rate and propargyl alcohol concentration on the corrosion of carbon steel during transitions in fluid composition from inhibited hydrochloric acid to sodium chloride brine**, Electrochim. Acta. 338, 2020.

BOND, A. P. **Localized Corrosion – Cause of Metal Failure**, ASTM-STP 516, American Society for Testing and Material, 1972.

BRZESZCZ, J.; TURKIEWICZ, A. **Corrosion inhibitors – application in oil industry.** NAFTA-GAZ, n. 2, p. 67–75, 2015.

BUZZETTI, P. H. M. **Compatibilidade e sinergismo entre inibidores de corrosão e inibidores de incrustação inorgânicos na indústria do petróleo**. Universidade Federal Fluminense, Dissertação de Mestrado, 2016.

CALLISTER, W. D. C., RETHWISCH, D. G. R**. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro, RJ, 2016.

CECCHINI, M. A. G. **Meios corrosivos. Anais do II Simpósio Sul-americano de Corrosão Metálica**, Rio de Janeiro, ABRACO-IBP, 1971.

CHAUBEY, N. *et al*. **Frontiers and advances in green and sustainable inhibitors for corrosion applications: A critical review**, Journal of Molecular Liquids, 2018.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 5ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1984.

DARIVA, C. G., GALIO, A. F. **Corrosion Inhibitors – Principles, Mechanisms and Applications**. In: ALIOFKHAZRAEI, M. (Ed.). Developments in Corrosion Protection. Rijeka: Intech Open, 2014.

ESMAILZADEH, ALIOFKHAZRAEI, SARLAK. **Interpretation of Cyclic Potentiodynamic Polarization Test Results for Study of Corrosion Behavior of Metals A Review**. Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces, v. 54, p. 976-989, 2018.

FALCÓN, J. M., SAWCZEN, T., AOKI, I. V. **Dodecylamine-Loaded Halloysite Nanocontainers for Active Anticorrosion Coatings**. Frontiers in Materials, v. 2, 2015.

FAYOMI, O. S. I. *et al*. **Effect of water-soluble chitosan on the electrochemical corrosion behavior of mild steel**. Chemical Data Collections, v. 17–18, p. 321–326, 2018.

FINŠGAR, M., JACKSON, J. **Application of corrosion inhibitors for steels in acidic media for the oil and gas industry: A review**. Corrosion Science, v. 86, p. 17–41, 2014.

FONTANA, M. G. **Corrosion Engineering**, 3ª ed. McGraw-Hill, NY, 1986.

FYFE, D., SHANAHAN, C. E. A., SHREIR, L. L. **Corrosion Science**, 1971.

GENTIL, V. **Corrosão**. 5ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 2007.

GUNASEKARAN, G.; CHAUHAN, L. R. **Eco friendly inhibitor for corrosion inhibition of mild steel in phosphoric acid medium**. Electrochim Acta 49:4387-4395, 2004.

KAPPES, M. A. Localized corrosion and stress corrosion cracking of stainless steels in halides other than chlorides solutions: a review. **Corrosion Reviews**. v. 38, n. 1, p. 1-24, 2020.

KOCH, G. *et al*. **Internacional Measures of Prevention, Application and Economics of Corrosion Technologies Study.** NACE Internacional, 2016.

LANDOLT, D. **Corrosion and Surface Chemistry of Metals**, EPFL Press, Switzerland, 2007.

LEVINE, I. N. Physical **Chemistry**, 6th ed., 2009.

LIU, D. *et al*. Synthesis and evaluation of hexamethylenetetramine quaternary ammonium salt as corrosion inhibitor. **Materials and Corrosion**, 2019.

LLEWELLYN, D., HUDD, R. **Metallurgy and Applications**. Elsevier, 1998.

LOTO, C. A. The effect of mango bark and leaf extract solution additives on the corrosion inhibition of mild steel in dilute sulphuric acid. Part 1. **Corrosion Prevention and Control**. 48:38-41, 2001.

LOTO, C. A. The effect of mango bark and leaf extract solution additives on the corrosion inhibition of mild steel in dilute sulphuric acid. Part 2. **Corrosion Prevention and Control**. 48:59-64, 2001.

MUTHUKUMAR, N. Chapter 21 - Petroleum Products Transporting Pipeline Corrosion—A Review. In: FANUN, M. (Ed.). **The Role of Colloidal Systems in Environmental Protection**. Amsterdam: Elsevier, p. 527–571, 2014.

NADI, I. *et al*. **Sargassum muticum extract based on alginate biopolymer as a new efficient biological corrosion inhibitor for carbon steel in hydrochloric acid pickling environment: Gravimetric, electrochemical and surface studies**, Int. J. Biol. Macromol. 141, 2019.

OKAFOR, P. C., IKPI, M. E., UWAH, I. E., EBENSO, E. E., EKPE, U. J., UMOREN, S. A. **Inhibitory action of Phyllanthus amarus extracts on the corrosion of mild steel in acidic media**. Corr Sci 50:2310-2317, 2008.

OLSSON, C., LANDOLT, D. **Passive films on stainless steels - Chemistry, structure and growth**. Electrochim Acta, 48: 1093–1104, 2003.

OPARAODU, K. O., OKPOKWASILI, G. C. **Comparison of Percentage Weight Loss and Corrosion Rate Trends in Different Metal Coupons from two Soil Environments**, Int. J. Environ. Bioremediation Biodegrad. 2, 243–249, 2014.

PAPAVINASAM, S. **Corrosion Inhibitors Uhlig's Corrosion Handbook: Wiley Online Books**, 2011.

PARANHOS, R. M. V. **Caracterização de fases intermetálicas presentes em aço galvanizado por imersão a quente com tratamento térmico do revestimento metálico**, 2010.

RABALD, E. **Corrosion Guide**, Elsevier. Amsterdam, 1978.

RANI, B. E. A., BASU, B. B. J. **Green Inhibitors for Corrosion Protection of Metals and Alloys: An Overview**. International Journal of Corrosion, Bangalore, 2012.

ROBERGE, P. R**. Handbook of corrosion engineering**. 3ª ed. Mc Graw Hill, 2019.

ROZENFELD, I. L. **Corrosion Inhibitors**, McGraw-Hill, EUA, 1981.

SARMIENTO, A. M., RODRIGUEZ-PEREZ, A. M., DAVILA, J. M. l, TORRE, M. L. **Effect of acid mine drainage on the mechanical properties of AISI 1020 carbon steel and AW6060 aluminium**. Journal of Materials Research and Technology, 2024.

SHREIR, L. L. **Corrosion Vol. 1 – Metal/Environment Reaction**. Newnes-Butterworths, London, 1978.

SILVA, A. L., MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**, Editora Blücher - Villares Metals, 2ª ed., 2006.

SINGH, A., ANSARI, K., CHAUHAN, D. S., QURAISHI, M.; LGAZ, H., CHUNG, I. M. **Comprehensive investigation of steel corrosion inhibition at**

macro/micro level by ecofriendly green corrosion inhibitor in 15% HCl medium, J. Colloid Interface Sci. 560, 2020.

SPEIGHT, J. G. **Corrosion Monitoring and Control, in: Oil Gas Corrosion Prev.** pp. 109–149. Elsevier, 2014

STANDARD, A. S. T. M. **Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion**, 2005.

TANG, J., SHAO, Y., ZHANG, T., MENG, G., WANG, F. **Corrosion behavior of carbon steel in different concentrations of HCl solutions containing H2S at 90 °C.** Corrosion Science, Elsevier, 2010.

TELLES, P. C. **Materiais para equipamentos de processos**. 6ª ed. Rio de Janeiro, 2003.

VERNON, W. H. J. **Metallic Corrosion and Conservation of Natural Resources**. Institution of Civil Engineers, London, 1957.

VINUTHA, M. R., VENKATESHA; T. V. **Review on Mechanistic Action of Inhibitors on Steel Corrosion in Acidic Media**, Port. Electrochim. Acta. 34 (2016) 157–184.

USMAN, A. D., OKORO, L.N. **A Review: Weight Loss Studies on the Corrosion Behavior of Some Metals in Various Media**, 4 (2015) 17–24.

WHILLOCK, G. O. H., WORTHINGTON, S. E., ABDULLAHI, A. A. **Corrosion in Nitric Acid**, in: Ref. Modul. Mater. Sci. Mater. Eng., Elsevier, 2017.

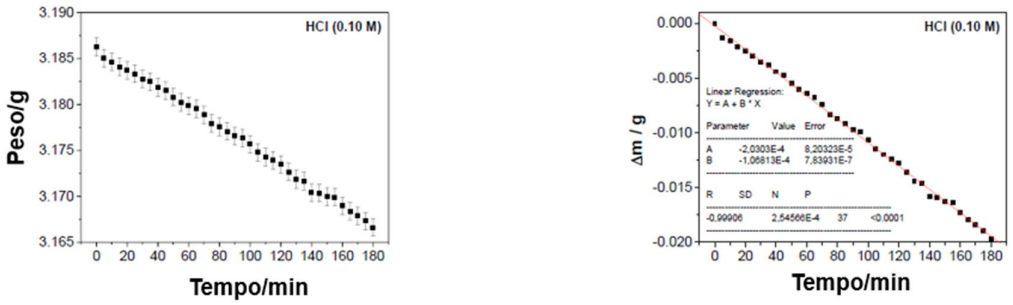
WRANGLEN, G. **Corrosion Science**, 1974.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão.** São Paulo: EDUSP, 2003.

YANG, Z., KAN, B., LI, J., QIAO, L., VOLINSKY, A. A., SU, Y. **A Statistical Study on the Effect of Hydrostatic Pressure on Metastable Pitting Corrosion of X70 Pipeline Steel**. Materials, 10(11), 2017.

APÊNDICE A: GRÁFICOS SUPLEMENTARES DOS TESTES DE PERDA DE MASSA

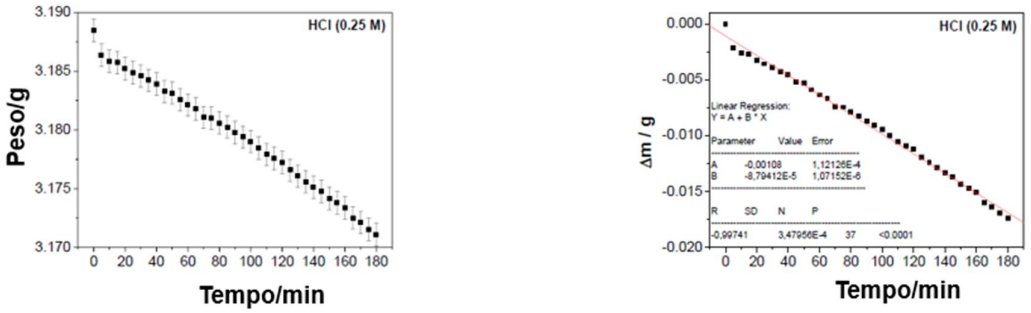
Figura A. 1. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 0,10 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

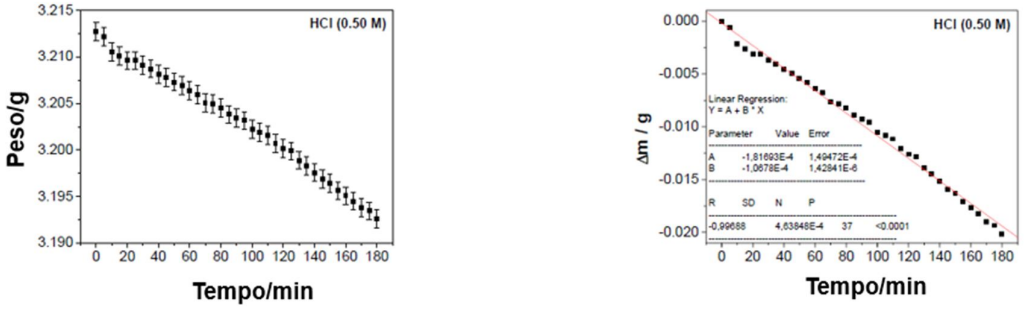
Figura A.2. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 0,25 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

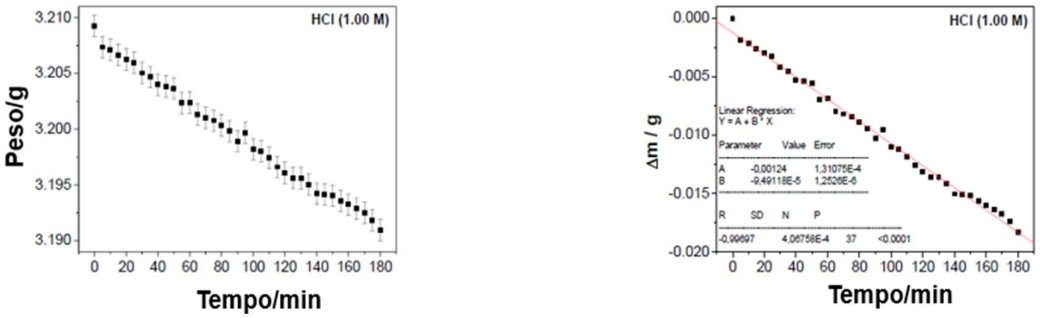
Figura A.3. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 0,50 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

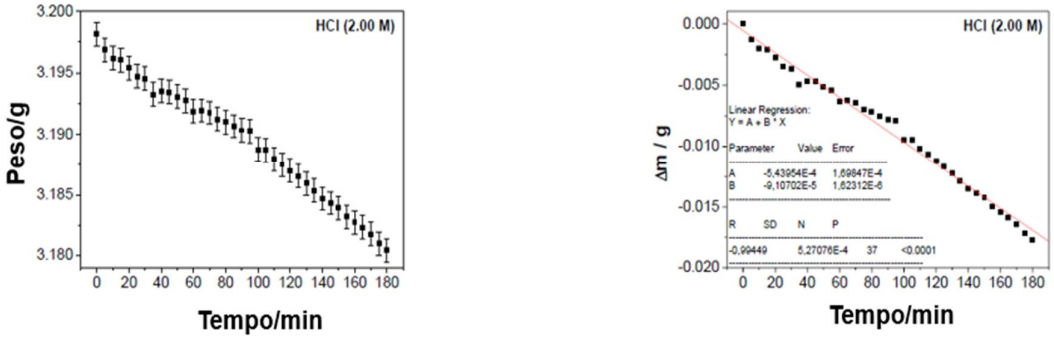
Figura A.4. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 1,00 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

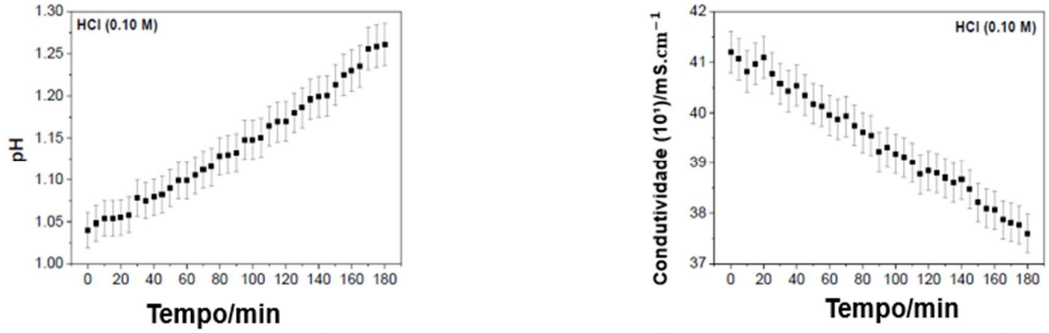
Figura A.5. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HCl 2,00 M e (b) Modelo de ordem zero para dados de perda de massa em meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

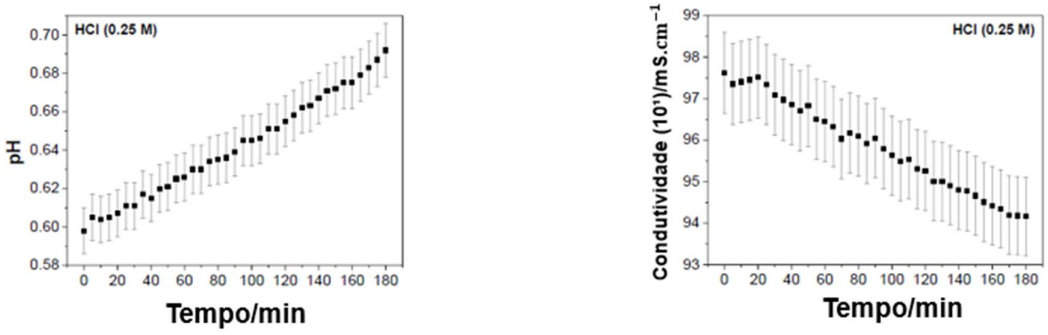
Figura A.6. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

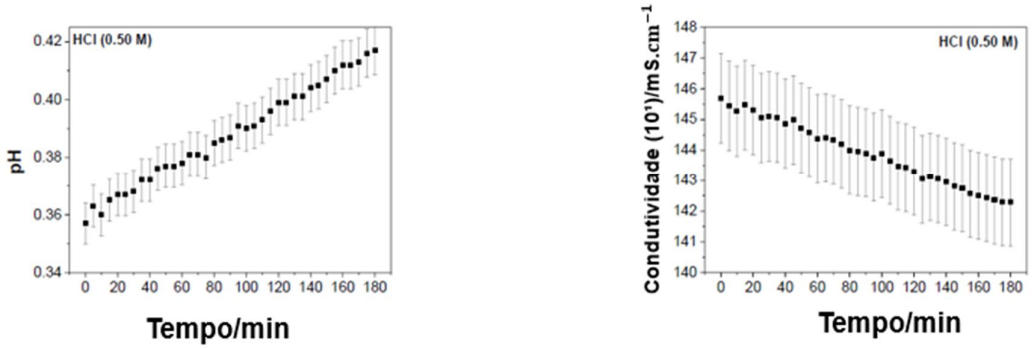
Figura A.7. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

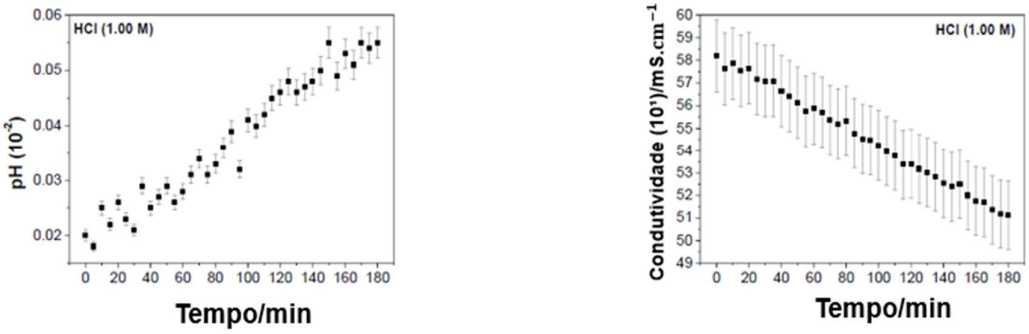
Figura A.8. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

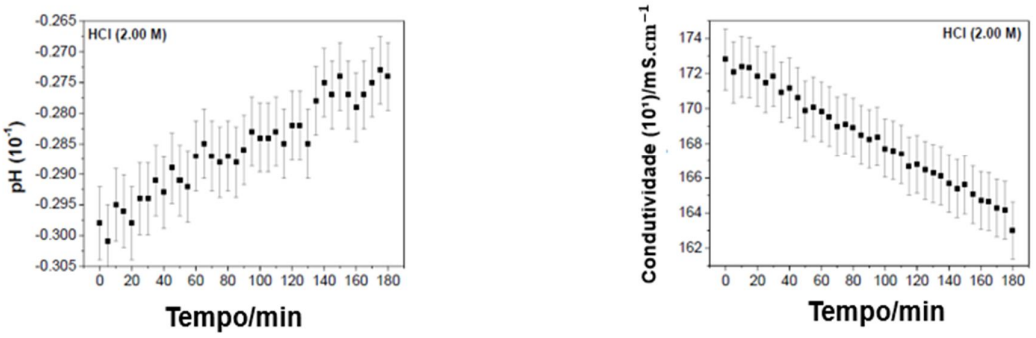
Figura A.9. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

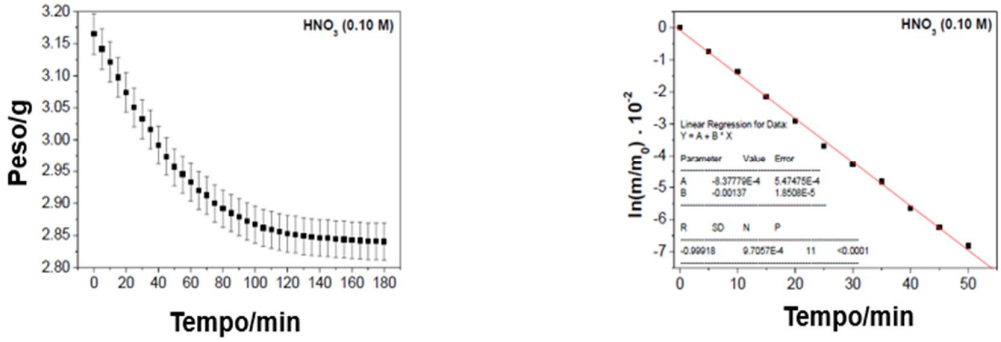
Figura A.10. (a) Dados experimentais de pH para meio HCl e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HCl.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

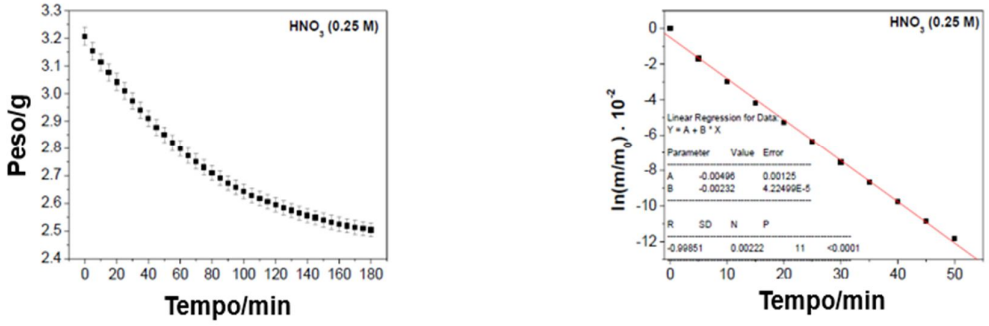
Figura A.11. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 0,10 M e (b) Modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

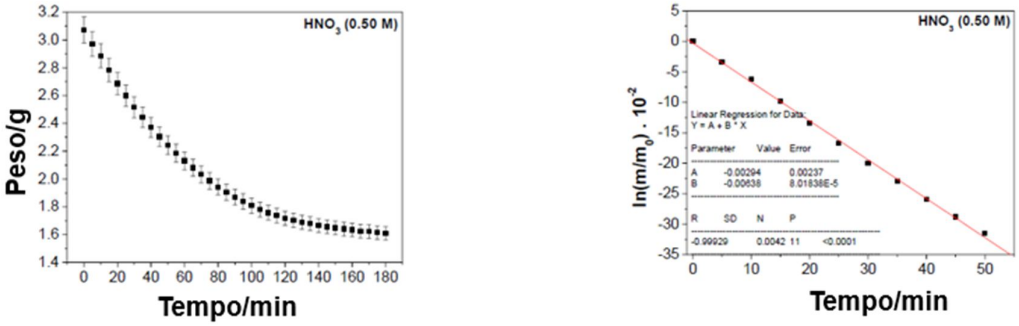
Figura A.12. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 0,25 M e (b) Modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

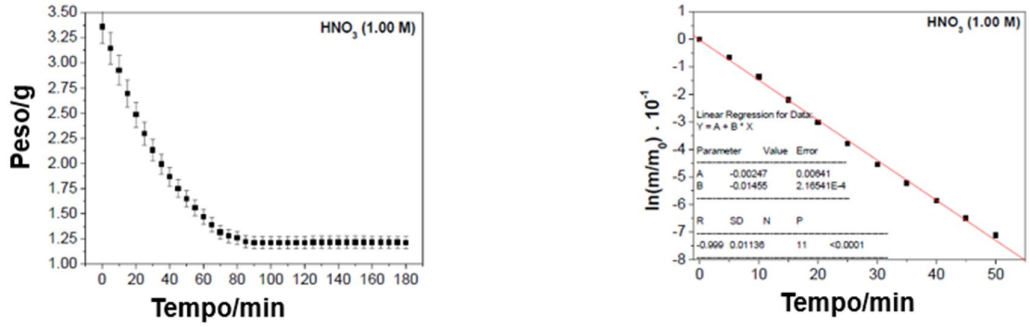
Figura A.13. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 0,50 M e (b) Modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

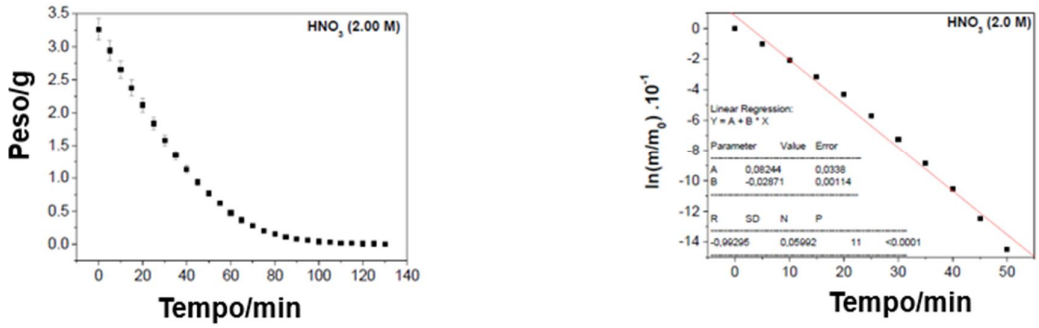
Figura A.14. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 1,00 M e (b) modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

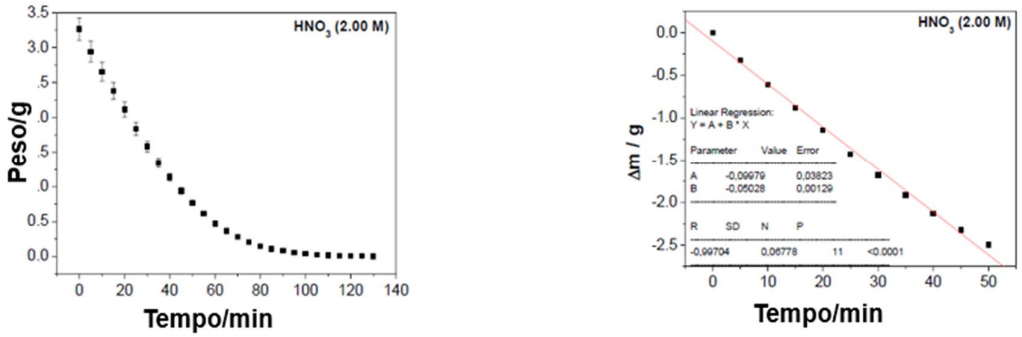
Figura A.15. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 2,00 M e (b) modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

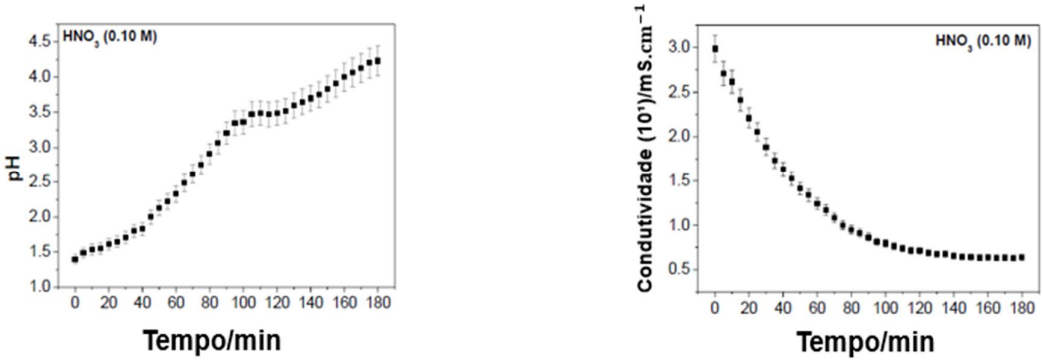
Figura A.16. (a) Dados experimentais de perda de massa para meio HNO_3 2,00 M e (b) modelo de 1ª ordem para dados de perda de massa em meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

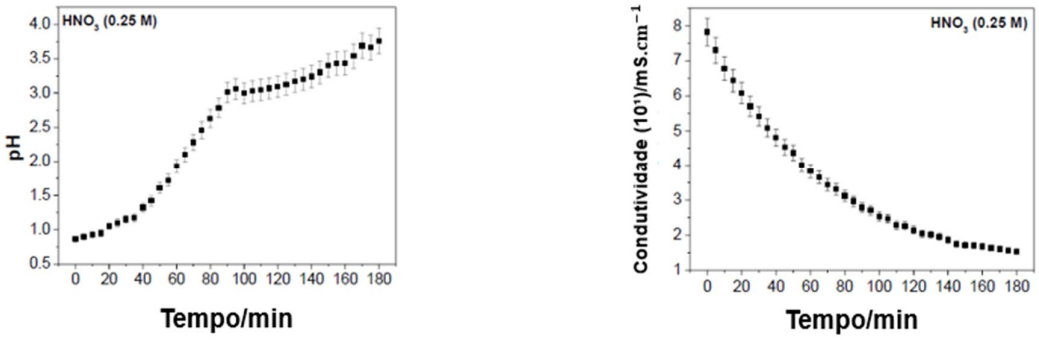
Figura A.17. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

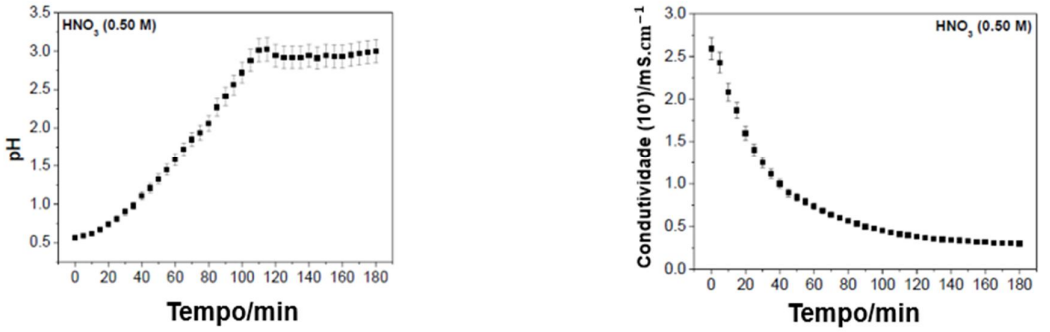
Figura A.18. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

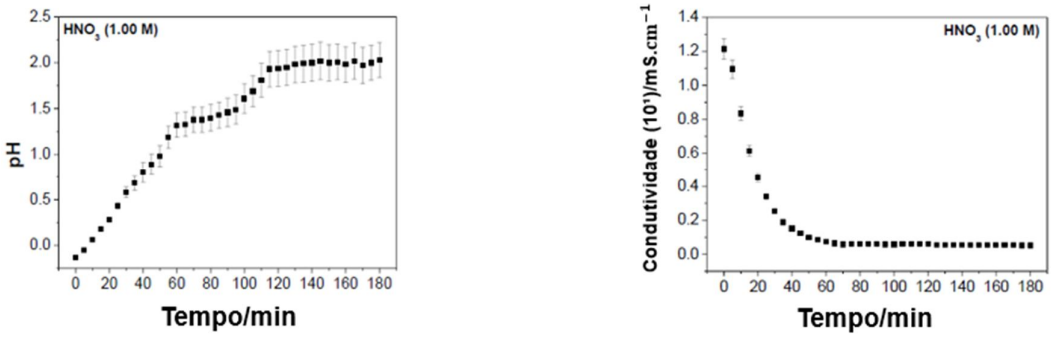
Figura A.19. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

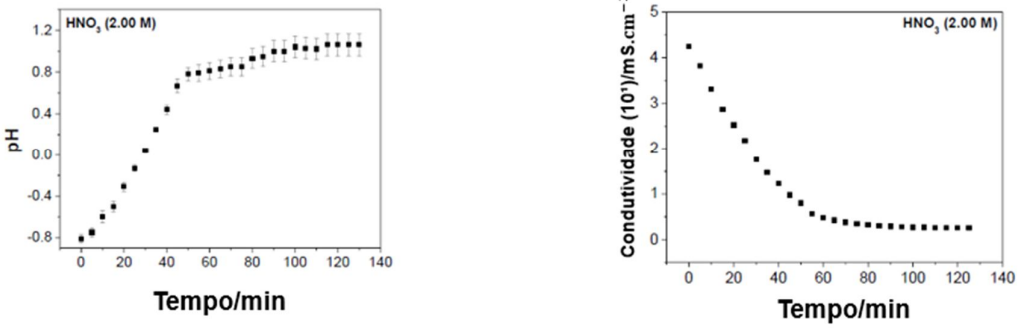
Figura A.20. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).

Figura A.21. (a) Dados experimentais de pH para meio HNO_3 e (b) Dados experimentais de condutividade para meio HNO_3.



(a) (b)

Fonte: Autora (2024).