



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

MARLISE MOREIRA

**TRATAMENTO SUPERFICIAL EM AÇO PATINÁVEL COMO ESTRATÉGIA PARA
FORMAÇÃO ACELERADA DE PRODUTOS DE CORROSÃO**
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Rio Grande
2026

MARLISE MOREIRA

**TRATAMENTO SUPERFICIAL EM AÇO PATINÁVEL COMO ESTRATÉGIA PARA
FORMAÇÃO ACELERADA DE PRODUTOS DE CORROSÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG como requisito para a obtenção do título de “Mestra em Engenharia Mecânica” – Área de Engenharia de Fabricação.

Orientador: Prof. José Henrique Alano, Dr.

Rio Grande

2026

M838t

Moreira, Marlise

Tratamento superficial em aço patinável como estratégia para formação acelerada de produtos de corrosão. / Marlise Moreira. -- 2026.

102 f.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2026.

Orientador: Dr José Henrique Alano

1. Engenharia Mecânica. 2 Aço patinável 3.Tratamento superficial. 4. *Pre-rusting*. 5. Exposição atmosférica. I. Alano, José Henrique. II. Título.

CDU 621



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPGEMec



Ata nº **5/2026** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos treze dias do mês de fevereiro de dois mil e vinte e seis, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, às nove horas, via webconferência, a que se submeteu a discente **Marlise Moreira**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a linha de pesquisa de Engenharia de Soldagem e Materiais, com o seguinte título: **TRATAMENTO SUPERFICIAL EM AÇO PATINÁVEL COMO ESTRATÉGIA PARA FORMAÇÃO ACELERADA DE PRODUTOS DE CORROSÃO**. Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores: José Henrique Alano, Fabio Augusto Dornelles do Amaral e o convidado Guilherme dos Santos Vacchi sob a presidência do Professor José Henrique Alano. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. José Henrique Alano: APROVADO
2. Fabio Augusto Dornelles do Amaral: APROVADO
3. Guilherme dos Santos Vacchi: APROVADO

Foi concedido um prazo de 30 dias para a candidata efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

Documento assinado digitalmente
gov.br JOSE HENRIQUE ALANO
Data: 17/02/2026 19:25:57-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

1. _____
CPF: 036.950.749-57

Documento assinado digitalmente
gov.br FABIO AUGUSTO DORNELLES DO AMARAL
Data: 13/02/2026 14:43:50-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

2. _____
CPF: 905.700.220-53

Documento assinado digitalmente
gov.br GUILHERME DOS SANTOS VACCHI
Data: 13/02/2026 11:51:37-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

3. _____
CPF: 397.913.548-98

Documento assinado digitalmente
gov.br MARLISE MOREIRA
Data: 17/02/2026 21:06:43-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Marlise Moreira: _____

Dedico este trabalho ao meu amado pai, Olicerio de Almeida Moreira
(*in memoriam*).

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Rio Grande (FURG), pelo suporte institucional.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e à empresa ArcelorMittal, pelo incentivo e fomento à realização desta dissertação, por meio do Programa MAI/DAI (Mestrado e Doutorado para Inovação).

Ao orientador, Prof. Dr. José Henrique Alano, pela oportunidade de realização deste trabalho.

À Profa. Dra. Henara Costa Murray, ao Prof. Dr. Kleber Bianchi, aos colegas Thiago de Oliveira e Hadille Mendes e ao bolsista Aldecione Gomes, pela parceria e colaboração no grupo de pesquisa MAI/DAI.

Ao doutorando Luciano Duarte, pela orientação e apoio nos ensaios gravimétricos.

Ao técnico Jorge Badin, pelo suporte na manipulação dos ácidos, garantindo a segurança durante o preparo das soluções.

Ao técnico Alex Sander da Costa, pela cordialidade, apoio e disposição em auxiliar.

Aos técnicos do CEME-SUL, Rudmar Krumreich, Raquel Cunha e Caroline Ruas, pela colaboração técnica na realização das análises de MEV, e pela atenção e receptividade.

Aos meus pais, Olicerio (*in memoriam*) e Maria Helena, por tudo que fizeram por mim, e à minha irmã, Elenice, pelo incentivo.

Em especial, ao meu noivo, Ederson, pelo amor, dedicação e parceria ao longo dessa trajetória, por sempre acreditar em mim diante dos desafios e por ser um exemplo que me inspira continuamente, e ao meu filho Oliver, razão do meu esforço e da minha dedicação. Sem o apoio incondicional deles, esta dissertação não teria sido possível.

“Seja um parâmetro de qualidade. Algumas pessoas não estão acostumadas a um ambiente onde a excelência é esperada.”

Steve Jobs

RESUMO

A corrosão atmosférica atua de forma recorrente na deterioração de materiais metálicos, e seus mecanismos de formação e evolução ainda não são plenamente compreendidos, em razão da complexidade das variáveis que influenciam esse processo. Os aços patináveis constituem uma classe de aços de baixa liga com propriedades anticorrosivas associadas à presença de elementos como cobre, cromo, níquel, fósforo, silício e manganês, responsáveis pela formação de uma camada protetora estável em ambientes atmosféricos. Neste estudo, foram investigadas estratégias de tratamento superficial por *pre-rusting*, visando à aceleração da formação da camada de produtos de corrosão com características protetoras no aço patinável AHSS 750WP. Também foi avaliada a influência dos parâmetros climáticos e da concentração de poluentes atmosféricos no desenvolvimento inicial da pátina, durante seis meses de exposição, no ano de 2025, na cidade de Rio Grande (RS). A resistência à corrosão foi avaliada por ensaios gravimétricos, enquanto a microestrutura e a morfologia superficial foram analisadas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), a composição química por espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS acoplado ao MEV) e as fases formadas por espectroscopia micro-Raman. Os resultados obtidos por MO, MEV e mapeamento elementar por MEV/EDS indicaram que os efeitos dos tratamentos por *pre-rusting* comercial (RC) e *pre-rusting* formulado (RF) favoreceram o desenvolvimento inicial dos produtos de corrosão no aço patinável, em relação à condição como recebido (CR), sem aplicação de tratamento superficial. As análises por MEV revelaram, na condição RC, estruturas laminares entrelaçadas do tipo “ninho de pássaro” (*bird nest*), associadas à lepidocrocita, e, na condição RF, uma morfologia mais compacta, com agregados do tipo algodonosos (*cotton balls*), relacionada à presença de goethita. Os ensaios gravimétricos evidenciaram aumento das taxas de corrosão com o tempo de exposição, característico da fase inicial de formação da camada, com diferenças de baixa magnitude entre as condições avaliadas. A espectroscopia micro-Raman revelou a predominância de lepidocrocita na condição CR, a ocorrência simultânea de lepidocrocita e goethita na condição RC e o desenvolvimento mais acentuado dessas fases, juntamente com óxidos, na condição RF, evidenciando a evolução da camada ao longo das diferentes condições experimentais. Esses resultados confirmam a influência dos tratamentos superficiais no desenvolvimento inicial da pátina e indicam potencial promissor para o *pre-rusting* formulado com nanopartículas de dióxido de titânio (TiO₂).

Palavras-chave: aço patinável; tratamento superficial; *pre-rusting*; exposição atmosférica.

ABSTRACT

Atmospheric corrosion acts recurrently in the deterioration of metallic materials, and its formation and evolution mechanisms are not yet fully understood due to the complexity of the variables that influence this process. Weathering steels constitute a class of low-alloy steels with enhanced resistance to atmospheric corrosion, associated with the presence of alloying elements such as copper, chromium, nickel, phosphorus, silicon, and manganese, which promote the formation of a stable protective corrosion product layer under atmospheric exposure. In this study, surface treatment strategies based on pre-rusting were investigated, aiming to accelerate the formation of corrosion products with protective characteristics on AHSS 750WP weathering steel. The influence of climatic parameters and atmospheric pollutant concentrations on the initial development of the patina was also evaluated during six months of natural exposure in 2025, in the city of Rio Grande (RS), Brazil. Corrosion resistance was assessed by gravimetric tests, while microstructure and surface morphology were analyzed by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). Chemical composition was determined by energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS coupled to SEM), and the phases formed were identified by micro-Raman spectroscopy. The results obtained by OM, SEM, and elemental mapping by SEM/EDS indicated that both commercial pre-rusting (RC) and formulated pre-rusting (RF) treatments favored the initial development of corrosion products on the weathering steel compared to the as-received condition (CR), without surface treatment. SEM analyses revealed lamellar, interwoven “bird nest” structures associated with lepidocrocite in the RC condition, whereas a more compact morphology with cotton ball-type aggregates related to goethite was observed in the RF condition. Gravimetric tests showed an increase in corrosion rates with exposure time, characteristic of the initial stage of corrosion product layer formation, with low-magnitude differences among the evaluated conditions. Micro-Raman spectroscopy indicated the predominance of lepidocrocite in the CR condition, the simultaneous presence of lepidocrocite and goethite in the RC condition, and a more pronounced development of these phases, along with oxides, in the RF condition, evidencing the evolution of the corrosion product layer under different experimental conditions. These results confirm the influence of surface treatments on the initial development of the patina and indicate a promising potential for the formulated pre-rusting containing titanium dioxide (TiO_2) nanoparticles.

Keywords: weathering steel; surface treatment; pre-rusting; atmospheric exposure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Mecanismo de formação a longo prazo da camada de produto de corrosão em aço patinável, segundo modelo proposto por Yamashita <i>et al.</i>	22
Figura 2 – Diagrama do mecanismo do processo de evolução da camada de produtos de corrosão em (a) WS e (b) WS com <i>pre-rusting</i>	26
Figura 3 – Principais fatores que afetam a resistência à corrosão do aço patinável .	35
Figura 4 – Fluxograma das etapas experimentais da pesquisa	37
Figura 5 – Corpo de prova do aço patinável AHSS 750WP, identificado por punção alfanumérica (RC1) antes do tratamento superficial	39
Figura 6 – Corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP limpos e armazenados em dessecador a vácuo antes do tratamento superficial	40
Figura 7 – (a) Solução de <i>pre-rusting</i> formulado; (b) etapa da homogeneização da solução em agitador magnético antes da aplicação	41
Figura 8 – Esquema do mapeamento dos corpos de prova no painel de exposição atmosférica.....	43
Figura 9 – Registro da ECA com os corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP: (a) no momento da instalação (02/06/2025) e (b) após 6 meses de exposição (02/12/2025).....	44
Figura 10 – Corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP nas condições CR, RC e RF, após 6 meses de exposição atmosférica com produtos de corrosão e após remoção por decapagem química	45
Figura 11 – Amostras CR, RC e RF do aço patinável AHSS 750WP embutidas em resina epóxi, em seção transversal, após 6 meses de exposição atmosférica, evidenciando a camada de produtos de corrosão.....	47
Figura 12 – Amostras CR, RC e RF do aço patinável AHSS 750WP, na forma de pó, após 6 meses de exposição	48
Figura 13 – Amostras CR,RC e RF do aço patinável AHSS 750WP para análise <i>in situ</i> , após de 6 meses de exposição	48
Figura 14 – Micrografias por microscopia óptica da seção transversal do corpo de prova do aço patinável AHSS 750WP na condição inicial.....	49
Figura 15 – Variação mensal da temperatura do ar e da precipitação pluviométrica durante o período de exposição atmosférica, em Rio Grande (02/06/2025 a 02/12/2025)	51

Figura 16 – Variação mensal da umidade relativa média do ar durante o período de exposição atmosférica, em Rio Grande/RS (02/06/2025 a 02/12/2025)	52
Figura 17 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição CR, após 3 meses de exposição atmosférica	55
Figura 18 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição RC, após 3 meses de exposição atmosférica	56
Figura 19 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição RF, após 3 meses de exposição atmosférica	57
Figura 20 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição CR, após 6 meses de exposição atmosférica	58
Figura 21 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição RC, após 6 meses de exposição atmosférica	59
Figura 22 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição RF, após 6 meses de exposição atmosférica	60
Figura 23 – Micrografias por MEV da condição CR após 3 meses de exposição atmosférica.....	61
Figura 24 – Micrografias por MEV da condição RC após 3 meses de exposição atmosférica.....	62
Figura 25 – Micrografias por MEV da condição RF após 3 meses de exposição atmosférica.....	63
Figura 26 – Micrografias por MEV da condição CR após 6 meses de exposição atmosférica.....	64
Figura 27 – Micrografias por MEV da condição RC após 6 meses de exposição atmosférica.....	65
Figura 28 – Micrografias por MEV da condição RF após 6 meses de exposição atmosférica.....	66
Figura 29 – Micrografias por MEV da condição CR após 3 meses de exposição atmosférica (análise <i>in situ</i>).....	67
Figura 30 – Micrografias por MEV da condição RC após 3 meses de exposição atmosférica (análise <i>in situ</i>).....	68
Figura 31 – Micrografias por MEV da condição RF após 3 meses de exposição atmosférica (análise <i>in situ</i>).....	69
Figura 32– Micrografias por MEV da condição CR após 6 meses de exposição atmosférica (análise <i>in situ</i>)	70

Figura 33 – Micrografias por MEV da condição RC após 6 meses de exposição atmosférica (análise <i>in situ</i>).....	71
Figura 34 – Micrografias por MEV da condição RF após 6 meses de exposição atmosférica (análise <i>in situ</i>).....	72
Figura 35 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição CR do aço patinável AHSS 750WP, após 3 meses de exposição atmosférica.....	73
Figura 36 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição RC do aço patinável AHSS 750WP, após 3 meses de exposição atmosférica.....	74
Figura 37 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição RF do aço patinável AHSS 750WP, após 3 meses de exposição atmosférica.....	75
Figura 38 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição CR do aço patinável AHSS 750WP, após 6 meses de exposição atmosférica.....	76
Figura 39 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição RC do aço patinável AHSS 750WP, após 6 meses de exposição atmosférica.....	77
Figura 40 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição RF do aço patinável AHSS 750WP, após 6 meses de exposição atmosférica.....	78
Figura 41 – Mapeamento elementar por MEV/EDS da condição CR após 3 meses de exposição atmosférica.....	79
Figura 42 – Mapeamento elementar por MEV/EDS da condição RC após 3 meses de exposição atmosférica.....	80
Figura 43 – Mapeamento elementar por MEV/EDS da condição RF após 3 meses de exposição atmosférica.....	81
Figura 44 – Espectros micro-Raman dos produtos de corrosão do aço patinável AHSS 750WP nas condições RF, RC e CR, com identificação de lepidocrocita (γ -FeOOH), goethita (α -FeOOH) e óxidos de ferro	82
Figura 45 – Taxas médias de corrosão nas condições CR, RC e RF, com desvio padrão	83
Figura 46 – Micrografias por MO das condições CR (à esquerda), RC (ao centro) e RF (à direita), após 3 meses de exposição atmosférica.....	85
Figura 47 – Micrografias por MO das condições CR (à esquerda), RC (ao centro) e RF (à direita), após 6 meses de exposição atmosférica.....	86

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Principais contribuições científicas no estudo dos mecanismos de corrosão em aços patináveis.....	20
Quadro 2 – Condições experimentais e tratamentos superficiais aplicados aos corpos de prova.....	39
Quadro 3 – Características geográficas, atmosféricas e climáticas do local de exposição atmosférica.....	42

LISTA DE TABELAS

Tabela 1– Faixas típicas de composição química (% em massa) do aço AHSS 750WP, determinadas por espectrometria de emissão óptica (EEO)	50
Tabela 2 – Concentração média anual dos poluentes atmosféricos monitorados no município de Rio Grande (RS) em 2023	52
Tabela 3 – Resultados do ensaio gravimétrico do aço patinável AHSS 750WP após 3 meses de exposição atmosférica	53
Tabela 4 – Resultados do ensaio gravimétrico do aço patinável AHSS 750WP após 6 meses de exposição atmosférica	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ACM	<i>Atmospheric Corrosion Monitoring</i>
AHSS	<i>Advanced High Strength Steel</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BSE	<i>Backscattered Electrons</i>
CEME-SUL	Centro de Microscopia Eletrônica da Região Sul
CENTECO	Centro de Tecnologia Costeira e Oceânica
CIA	Centro Integrado de Análises
CONAMA	Conselho Nacional do Meio Ambiente
CR	Corpo de prova na condição como recebido
ECA	Estação de Corrosão Atmosférica
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
EEO	Espectrometria de Emissão Óptica
FEPAM	Fundação Estadual de Proteção Ambiental
FURG	Fundação Universidade do Rio Grande
INMET	Instituto Nacional de Meteorologia
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LACOE	Laboratório de Corrosão e Eletroquímica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
RC	Corpo de prova na condição <i>pre-rusting</i> comercial
RF	Corpo de prova na condição <i>pre-rusting</i> formulado
RMPA	Região Metropolitana de Porto Alegre
SE	<i>Secondary Electron</i>
STA	<i>Stabilization Treatment Agent</i>
WS	<i>Weathering Steels</i>

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	18
1.1	OBJETIVO GERAL	19
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	19
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	20
2.1	MECANISMOS DE CORROSÃO EM AÇOS PATINÁVEIS	20
2.2	INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES ATMOSFÉRICAS NA FORMAÇÃO DA PÁTINA.....	23
2.2.1	Fatores atmosféricos e sua relação com a corrosão.....	23
2.3	TRATAMENTO <i>PRE-RUSTING</i>	25
2.4	INFLUÊNCIA DE ÁCIDOS, BASES E SAIS NA CORROSÃO	27
2.4.1	Ácidos	27
2.4.2	Bases	28
2.4.3	Sais.....	28
2.5	EFEITO DE ELEMENTOS DE LIGA EM AÇOS PATINÁVEIS.....	29
2.5.1	Cobre (Cu)	29
2.5.2	Níquel (Ni)	30
2.5.3	Cromo (Cr)	31
2.5.4	Titânio (Ti).....	31
2.6	PESQUISAS RECENTES EM AÇOS PATINÁVEIS	32
3	MATERIAIS E MÉTODOS	36
3.1	MATERIAL ESTUDADO	36
3.1.1	Aço patinável.....	36
3.2	METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	36
3.2.1	Corte e dimensionamento dos corpos de prova	38
3.2.2	Caracterização inicial	38
3.2.3	Preparo dos corpos de prova para o ensaio	38
3.2.3.1	Condições experimentais.....	38
3.2.3.2	Limpeza e armazenamento.....	39
3.2.4	Tratamento superficial.....	40
3.2.4.1	<i>Pre-rusting</i>	40
3.2.5	Determinação da massa inicial e das dimensões	41
3.2.6	Ensaio não-acelerado de corrosão atmosférica.....	42

3.2.6.1	<i>Ensaio gravimétrico</i>	45
3.2.6.2	<i>Caracterização dos produtos de corrosão</i>	46
4	ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	49
4.1	CARACTERIZAÇÃO INICIAL DO AÇO PATINÁVEL A750	49
4.1.1	Microestrutura	49
4.1.2	Composição química	49
4.2	CONDIÇÕES AMBIENTAIS DURANTE O PERÍODO DE EXPOSIÇÃO	50
4.3	ENSAIO NÃO-ACELERADO DE CORROSÃO ATMOSFÉRICA.....	53
4.3.1	Ensaio gravimétrico	53
4.3.1.1	<i>Perda de massa e taxa de corrosão</i>	53
4.3.2	Caracterização dos produtos de corrosão	55
4.3.2.1	<i>Microscopia óptica (MO)</i>	55
4.3.2.2	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)</i>	60
4.3.2.3	<i>Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)</i>	73
4.3.2.4	<i>Mapeamento elementar por EDS</i>	79
4.3.2.5	<i>Espectroscopia micro-Raman</i>	82
4.3.3	Análise comparativa dos resultados	83
5	CONCLUSÕES	90
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	92
	REFERÊNCIAS	93
	APÊNDICE A – CÁLCULO DA TAXA DE CORROSÃO POR PERDA DE MASSA	98
	ANEXO A – PARÂMETROS METEOROLÓGICOS DO PERÍODO DE EXPOSIÇÃO ATMOSFÉRICA	102

1 INTRODUÇÃO

Os aços patináveis (*weathering steels* - WS) são amplamente utilizados em estruturas expostas às intempéries e constituem uma classe de aços de baixa liga com maior resistência à corrosão atmosférica. Esse desempenho está associado à presença de elementos como cobre, cromo, níquel, fósforo, silício e manganês, que favorecem a formação de uma camada de pátina protetora na superfície do material quando exposto a ambientes adequados. Em comparação aos aços estruturais convencionais ao carbono, os aços patináveis apresentam maior durabilidade, permitindo, em muitas aplicações, a redução ou até a eliminação de sistemas de pintura, com consequente diminuição dos custos de manutenção (Park, 2004; Díaz Ocaña, 2012; Morcillo *et al.*, 2019; Raja, 2021).

O desenvolvimento de materiais com maior resistência à corrosão possui elevada relevância para diferentes setores industriais, especialmente em ambientes caracterizados por intensa exposição a agentes agressivos. A corrosão atmosférica constitui uma das principais causas de deterioração de estruturas metálicas e ferroviárias, afetando diretamente sua vida útil e sua segurança operacional (Lazorenko; Kasprzhitskii; Nazdracheva, 2021). Nesse contexto, a utilização de aços patináveis surge como uma alternativa tecnicamente viável para a ampliação da durabilidade dessas estruturas, além de contribuir para a redução do consumo de recursos e das emissões associadas aos processos de manutenção, considerando as atuais demandas por sustentabilidade.

Travassos (2020) destaca que a diferença entre os aços patináveis e os aços carbono convencionais, em termos de resistência à corrosão, está relacionada à formação de uma camada de produtos de corrosão aderente e relativamente estável, desenvolvida durante ciclos alternados de umedecimento e secagem. Essa camada atua como barreira parcial à penetração de agentes corrosivos, reduzindo a velocidade do processo de corrosão. No entanto, em ambientes com baixa alternância de umidade, sua formação e consolidação podem ser prejudicadas. Nessas condições, o processo de *pre-rusting* (pré-oxidação controlada) surge como uma alternativa para contornar esse problema, promovendo a formação inicial de produtos de corrosão em estruturas metálicas antes da aplicação em serviço, possibilitando o desenvolvimento da camada protetora mesmo em situações desfavoráveis (Gianni *et al.*, 2014; Crespo *et al.*, 2020; Hu *et al.*, 2024).

Neste estudo, foram avaliadas distintas estratégias de tratamento superficial aplicadas no aço patinável AHSS 750WP durante a exposição atmosférica. A investigação busca contribuir para a redução de gargalos tecnológicos em plantas industriais, infraestruturas metálicas e sistemas de transporte ferroviário, bem como para a diminuição dos custos associados ao controle da corrosão, à melhoria da eficiência operacional e ao fortalecimento de práticas alinhadas à sustentabilidade.

1.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como objetivo geral investigar estratégias de tratamento superficial por *pre-rusting*, visando à formação acelerada da camada de produtos de corrosão com características protetoras no aço patinável AHSS 750WP.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- a) Avaliar a microestrutura do aço patinável AHSS 750WP por microscopia óptica (MO) e determinar sua composição química por espectroscopia de emissão ótica (EEO);
- b) Realizar tratamentos superficiais no aço patinável AHSS 750WP, visando à formação inicial de produtos de corrosão e ao desenvolvimento da pátina durante a exposição atmosférica;
- c) Investigar a resistência à corrosão por meio de ensaios gravimétricos;
- d) Caracterizar a morfologia dos produtos de corrosão por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV) e analisar sua composição química por espectroscopia de raios X por dispersão de energia (MEV/EDS);
- e) Identificar as fases presentes nos produtos de corrosão por meio de espectroscopia micro-Raman.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 MECANISMOS DE CORROSÃO EM AÇOS PATINÁVEIS

Os aços patináveis são reconhecidos por suas propriedades de resistência à corrosão atmosférica, associada à formação de uma pátina protetora em sua superfície. No entanto, esses materiais podem apresentar diferentes mecanismos de corrosão, sobretudo em ambientes agressivos ou quando essa camada protetora é comprometida. Conforme Manti e Watkinson (2022), o termo “pátina” não possui uma definição estritamente consolidada, sendo geralmente associado à presença de uma camada de produtos de corrosão que modifica a superfície original do material. Esse entendimento tem origem em interpretações históricas ligadas à arte, segundo as quais os bronzes clássicos teriam sido intencionalmente patinados para adquirir coloração escura, motivando, em períodos posteriores, a aplicação de revestimentos orgânicos em bronzes com finalidade estética.

Ao longo do tempo, a compreensão dos mecanismos de corrosão em aços patináveis foi construída de forma gradual, com base em estudos de exposição atmosférica e de ensaios que simulam ciclos de molhamento e secagem (Quadro 1). Esses trabalhos relacionaram o comportamento do material às condições ambientais e à composição química das ligas, evidenciando sua influência na evolução dos produtos de corrosão.

Quadro 1 – Principais contribuições científicas no estudo dos mecanismos de corrosão em aços patináveis

(continua)

Autor (es)	Ano	Principais contribuições
Horton	1964	<ul style="list-style-type: none"> • Observação da estrutura de camada dupla dos produtos de corrosão atmosférica formados em aço Mayari-R WS, após 17 anos de exposição em atmosferas industrial e marinha. • Identificação dos mecanismos de crescimento das camadas de produto de corrosão, incluindo a difusão de íons de ferro para formação de novos óxidos de ferro na interface ar-óxido e preenchimento de poros e trincas no interior da camada.
Evans e Taylor	1972	<ul style="list-style-type: none"> • Proposição inicial do modelo no qual a dissolução anódica do ferro é balanceada pela redução catódica da lepidocrocita (γ-FeOOH) presente na camada de produtos de corrosão, contribuindo para o entendimento do estágio inicial do mecanismo de corrosão atmosférica do ferro.

Quadro 1 – Principais contribuições científicas no estudo dos mecanismos de corrosão em aços patináveis

(conclusão)

Autor (es)	Ano	Principais contribuições
Misawa <i>et al.</i>	1974	<ul style="list-style-type: none"> • Identificação da presença de partículas finas de oxihidróxido férrico amorfo $[\text{FeO}_x(\text{OH})_{(3-2x)}]$ como componente relevante na redução da corrosão atmosférica em aços patináveis. • Caracterização dessa fase amorfa como ferroxita ($\delta\text{-FeOOH}$) e proposição de um mecanismo para a corrosão atmosférica.
Stratmann, Bohnenkamp e Engell	1983	<ul style="list-style-type: none"> • Proposição da divisão do mecanismo de corrosão atmosférica do ferro em três estágios distintos: <ol style="list-style-type: none"> a) estágio 1 - umedecimento da superfície seca; b) estágio 2 - superfície úmida; c) estágio 3 - secagem da superfície.
Stratmann e Müller	1994	<ul style="list-style-type: none"> • Realização de estudos eletroquímicos que demonstraram, pela primeira vez, que a redução do oxigênio ocorre no interior da camada de produtos de corrosão durante o estágio 2 da corrosão atmosférica do ferro.
Yamashita <i>et al.</i>	1994	<ul style="list-style-type: none"> • Caracterização dos produtos de corrosão atmosférica formados em aço ASTM A242 WS após 26 anos em atmosfera industrial, evidenciando a evolução temporal da camada de produtos de corrosão e a formação de uma camada interna protetora estável de goethita ($\alpha\text{-FeOOH}$), enriquecida com cromo.
Nishimura <i>et al.</i>	1995	<ul style="list-style-type: none"> • Esclarecimento do papel da akaganeíta ($\beta\text{-FeOOH}$) na corrosão do aço em atmosferas marinhas. • Determinação da relação entre a concentração de cloreto de sódio (NaCl) e a taxa de corrosão do aço, identificando a formação de akaganeíta como um fator significativo na aceleração da corrosão em concentrações de NaCl acima de 0,05% em massa.
	2000	<ul style="list-style-type: none"> • Observação da transformação de <i>green rust</i> (hidróxido ferroso-férrico lamelar) em akaganeíta durante o processo de corrosão sob ciclos de umedecimento e secagem, dependente da concentração de íons de cloreto (Cl^-).

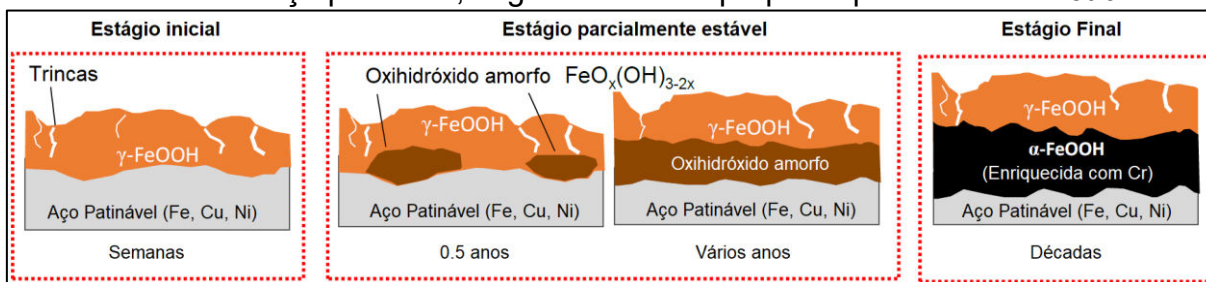
Fonte: adaptado de Morcillo *et al.* (2019)

O modelo proposto por Yamashita *et al.* (1994) descreve um dos mecanismos de corrosão mais amplamente aceitos pela comunidade científica para aços patináveis, no qual se destaca a formação de goethita nanofásica enriquecida em cromo (Cr) na região mais interna da camada de produtos de corrosão (Morcillo *et al.*, 2019; Díaz Ocaña, 2012; Travassos, 2020). No estágio inicial do processo, forma-se uma camada externa predominantemente constituída por lepidocrocita ($\gamma\text{-FeOOH}$), caracterizada por partículas e pouco aderentes. No estágio intermediário, parcialmente estável, a lepidocrocita sofre transformação para uma fase amorfa,

associada à progressiva compactação e densificação da camada de produtos de corrosão. No estágio final, longos períodos de exposição atmosférica, a camada evolui para uma estrutura predominantemente composta por goethita (α -FeOOH), com incorporação de Cr em sua rede cristalina, resultando na formação de uma barreira densa e protetora, capaz de dificultar a penetração de ânions agressivos e aumentar significativamente a resistência à corrosão dos aços patináveis. Este mecanismo pôde ser estabelecido devido as importantes contribuições de pesquisas anteriores realizadas por Evans, Misawa e Stratmann, conforme apresentado no Quadro 1 (Díaz Ocaña, 2012).

A Figura 1 sintetiza a evolução da camada de produtos de corrosão em aços patináveis, evidenciando a transição de produtos menos estáveis para uma camada interna mais compacta e protetora, enriquecida em goethita e influenciada pela presença de elementos de liga, especialmente o cromo (Benito, 2020).

Figura 1 – Mecanismo de formação a longo prazo da camada de produto de corrosão em aço patinável, segundo modelo proposto por Yamashita *et al.*



Fonte: adaptado de Benito (2020)

Apesar da ampla aceitação do modelo de Yamashita, a compreensão completa dos mecanismos de corrosão em aços patináveis ainda se encontra em desenvolvimento. Ocampo (2005) ressalta que, embora o papel do cromo na melhoria da resistência à corrosão seja bem estabelecido, outros elementos de liga, como cobre (Cu), níquel (Ni) e fósforo (P), exercem influência significativa na formação e na estabilidade da camada de produtos de corrosão. A presença desses elementos pode modificar tanto a cinética quanto a morfologia da camada formada, resultando em produtos de corrosão com diferentes graus de compactação, aderência e caráter protetor.

2.2 INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES ATMOSFÉRICAS NA FORMAÇÃO DA PÁTINA

Kamimura *et al.* (2006) descrevem que, durante a exposição atmosférica, o aço patinável desenvolve a uma camada de produtos de corrosão densa e aderente ao substrato, denominada pátina, associada à redução da taxa de corrosão ao longo do tempo. Segundo os autores, a capacidade protetora dessa pátina está relacionada à sua composição e ao grau de estabilidade dos produtos de corrosão formados, aspectos fortemente condicionados pelo ambiente atmosférico.

Yamashita *et al.* (1994) indicam que a formação e a evolução da pátina dependem do ambiente atmosférico ao qual o material é submetido. Em atmosferas industriais, os ciclos de molhamento e secagem, associados à presença de poluentes, favorecem a transformação gradual dos produtos de corrosão inicialmente formados, resultando no desenvolvimento de uma pátina mais compacta e estável. Morcillo *et al.* (2019) reforçam que a consolidação dessa pátina é condicionada pela agressividade do ambiente, pela deposição de sais e pelo regime de exposição, fatores que influenciam sua morfologia e seu caráter protetor.

Yang *et al.* (2025) destacam que o efeito do Cr na corrosão atmosférica de aços patináveis depende das condições ambientais e do tempo de exposição. Segundo os autores a presença desse elemento pode favorecer a formação de produtos de corrosão mais estáveis na pátina; entretanto, em ambientes com elevada deposição de cloretos podem ocorrer processos de corrosão localizada.

As condições atmosféricas influenciam diretamente a forma como a pátina se desenvolve e se estabiliza ao longo do tempo. Ambientes mais agressivos tendem a dificultar a consolidação de produtos de corrosão mais estáveis, enquanto atmosferas menos severas favorecem a formação de uma pátina mais compacta e com maior capacidade protetora. Esse efeito do ambiente atua em conjunto com a composição química do aço, especialmente com a presença de elementos de liga como Cr, Ni e Cu, que contribuem para a organização e a estabilidade dos produtos de corrosão formados (Cai *et al.*, 2025).

2.2.1 Fatores atmosféricos e sua relação com a corrosão

A corrosão atmosférica está diretamente relacionada às condições ambientais às quais o material metálico permanece exposto ao longo do tempo. Fatores como

umidade relativa, tempo de molhamento, temperatura, presença de poluentes e deposição de sais exercem influencia decisiva sobre a intensidade do processo corrosivo e sobre a formação dos produtos de corrosão. No caso dos aços patináveis, esses fatores atmosféricos assumem papel central, pois condicionam não apenas a taxa de corrosão, mas também a formação, a evolução e o caráter protetor da pátina, conforme os critérios estabelecidos pela ABNT NBR ISO 9223:2024.

A umidade relativa constitui um dos principais fatores que controlam a corrosão atmosférica, pois determina a formação e a permanência do filme de umidade sobre a superfície metálica. Em níveis elevados, esse filme tende a persistir por períodos mais prolongados, favorecendo o desenvolvimento das reações eletroquímicas e a dissolução de espécies agressivas presentes na atmosfera. Esse efeito torna-se mais pronunciado quando ocorre deposição de sais e poluentes, que aumentam a higroscopicidade da superfície e permitem a continuidade do processo corrosivo mesmo na ausência de precipitação direta. A interação entre umidade, deposição atmosférica e ciclos de secagem influencia não apenas a intensidade da corrosão, mas também a natureza e a distribuição dos produtos de corrosão formados ao longo do tempo (Alcántara *et al.*, 2017).

Leygraf *et al.* (2016) destacam que os ciclos de molhamento e secagem estão diretamente relacionados à formação de um filme eletrolítico sobre a superfície metálica. A composição desse filme depende da umidade, da presença de poluentes e da deposição de sais, fatores que controlam a disponibilidade de eletrólito e, conseqüentemente, a cinética das reações envolvidas no processo corrosivo.

A precipitação também exerce influência relevante na corrosão atmosférica por atuar diretamente na dinâmica do filme de umidade presente sobre a superfície metálica. A ocorrência de chuvas contribui para o aumento do tempo em que a superfície permanece molhada, favorecendo a continuidade das reações de corrosão.

Por outro lado, a ação da chuva pode promover a remoção parcial de sais, poluentes e produtos de corrosão pouco aderentes, modificando as condições superficiais e a evolução da camada de produtos de corrosão ao longo do tempo. Dessa forma, a influência da precipitação não está associada apenas ao volume acumulado, mas também à frequência e à intensidade dos eventos, conforme

discutido na literatura sobre corrosão atmosférica de aços patináveis (Morcillo *et al.*, 2019).

A temperatura afeta a corrosão atmosférica ao influenciar tanto a cinética das reações eletroquímicas quanto as condições de permanência do filme de umidade sobre a superfície metálica. Em temperaturas mais elevadas, ocorre aceleração das reações de corrosão, embora a evaporação mais rápida da umidade possa reduzir o tempo de molhamento. Em contrapartida, temperaturas mais baixas, especialmente quando associadas a elevada umidade relativa, favorecem a manutenção da superfície molhada por períodos mais longos, contribuindo para a continuidade do processo corrosivo (Alcántara *et al.*, 2017).

Além dos fatores climáticos, a presença de poluentes atmosféricos e a deposição de sais contribuem para o aumento da agressividade do meio. Ocampo (2005) destaca que, em atmosferas com influência marinha, a deposição de cloretos favorece a retenção de umidade sobre a superfície metálica, prolongando o tempo de molhamento e intensificando a corrosão atmosférica. De forma complementar, Travassos (2020) demonstra que a interação entre parâmetros climáticos e poluentes atmosféricos influencia diretamente a evolução inicial, a espessura e a organização da camada de produtos de corrosão formada durante a exposição atmosférica.

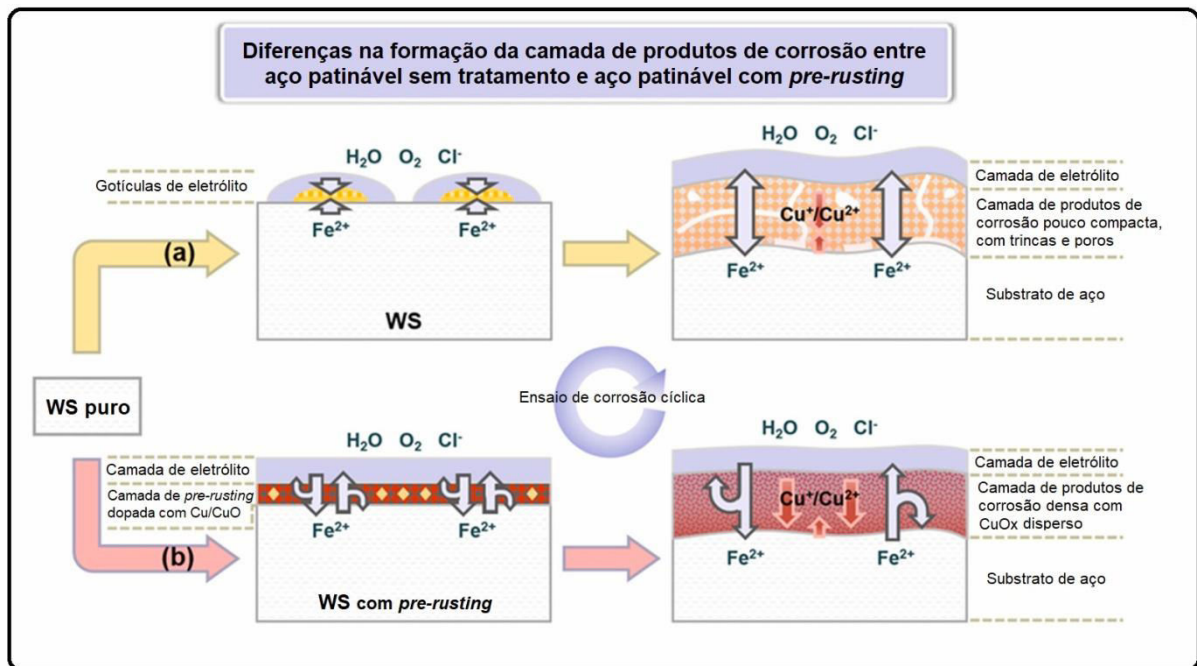
2.3 TRATAMENTO *PRE-RUSTING*

O tratamento *pre-rusting* consiste na aplicação controlada de uma solução química na superfície de aços patináveis antes da exposição atmosférica, com o objetivo de induzir e antecipar a formação inicial de produtos de corrosão, acelerando a evolução da camada nos estágios iniciais da exposição (Chiavari *et al.*, 2012; Crespo *et al.*, 2020). Nesse contexto, Hu *et al.* (2024) destacam que a modificação do estado superficial inicial do aço influencia diretamente a cinética de formação e a organização dos produtos de corrosão, podendo favorecer o desenvolvimento mais rápido de uma camada com maior potencial protetor durante a exposição atmosférica.

O diagrama (Figura 2) ilustra, de forma esquemática, o mecanismo de evolução da camada de produtos de corrosão em aços patináveis, comparando o comportamento do material sem tratamento prévio e após a aplicação de *pre-rusting*.

No caso do WS (*weathering steel*, aço patinável) sem tratamento (Figura 2a), ocorre a formação de uma camada de produtos de corrosão pouco compacta, com presença de trincas e poros, o que favorece a penetração do eletrólito e componentes presentes no ambiente corrosivo, como oxigênio dissolvido e íons cloreto (Cl^-), até o substrato metálico. Por outro lado, no WS com *pre-rusting* (Figura 2b), a presença de cobre (na forma de íons $\text{Cu}^+/\text{Cu}^{2+}$ e óxidos de cobre, como CuO) contribui para a formação de uma camada de produtos de corrosão mais densa e aderente, dificultando o acesso do eletrólito ao substrato e favorecendo o desenvolvimento de uma camada com maior caráter protetor.

Figura 2 – Diagrama do mecanismo do processo de evolução da camada de produtos de corrosão em (a) WS e (b) WS com *pre-rusting*



Fonte: adaptado de Hu *et al.* (2024)

Alguns métodos empregados para a formação acelerada de produtos de corrosão baseiam-se na aplicação direta de soluções ácidas na superfície do aço, promovendo a dissolução inicial do ferro e a rápida oxidação subsequente. A aplicação de ácido sulfúrico (H_2SO_4) favorece a formação inicial de oxihidróxidos de ferro associados a ambientes ricos em sulfatos, antecipando os estágios iniciais do processo corrosivo (Crespo *et al.*, 2020). O uso de ácido nítrico (HNO_3) atua como agente fortemente oxidante, intensificando a conversão de Fe^{2+} em Fe^{3+} e acelerando a formação de produtos de corrosão mais oxidados (Gianni *et al.*, 2014).

De modo semelhante, tratamentos com ácido clorídrico (HCl) promovem ataque superficial intenso, seguido pela rápida precipitação de produtos de corrosão, frequentemente associados à presença de cloretos na camada formada (Tewary *et al.*, 2016). Além dos tratamentos ácidos, a aplicação de soluções contendo sais, especialmente cloretos e nitratos, intensifica a agressividade do meio ao aumentar a condutividade do eletrólito e favorecer reações eletroquímicas na interface metal/meio, resultando na formação acelerada de produtos de corrosão na superfície do aço.

2.4 INFLUÊNCIA DE ÁCIDOS, BASES E SAIS NA CORROSÃO

Segundo Palit (2018) a corrosão é um processo natural, que resulta na transformação de materiais refinados em formas mais estáveis, como óxidos, hidróxidos ou sulfetos. Este processo implica na deterioração gradual de materiais, predominantemente metais, devido a reações químicas e/ou eletroquímicas com o ambiente. Diferentes parâmetros ambientais, como umidade, temperatura, chuva e qualidade do ar, exercem influência significativa sobre a corrosão, sendo afetados pela ação de ácidos, bases e sais. Esses fatores podem acelerar ou inibir o processo, dependendo da natureza das substâncias envolvidas, suas concentrações, temperaturas e a presença de oxigênio (Bernardi *et al.*, 2009; Gianni *et al.*, 2014; Raja *et al.*, 2021).

2.4.1 Ácidos

Os ácidos são frequentemente considerados agentes corrosivos potentes, capazes de acelerar o processo de corrosão. Dois exemplos significativos incluem o ácido clorídrico (HCl) e o ácido sulfúrico (H₂SO₄) que podem reagir diretamente com metais, resultando na formação de sais metálicos solúveis e na liberação de hidrogênio gasoso. Além disso, a ação dos ácidos pode dissolver as camadas passivantes que protegem os metais, expondo-os à corrosão. Os cloretos são altamente corrosivos para ligas à base de cobre, pois conseguem penetrar nas camadas porosas da pátina e promover a formação de cloreto de cobre(I) CuCl.

Esse processo é considerado o estágio inicial da corrosão desses materiais (Raja *et al.*, 2021; Boccaccini *et al.*, 2023).

2.4.2 Bases

Os aços patináveis apresentam uma resistência superior à corrosão em condições atmosféricas variadas, devido à formação de uma pátina protetora. Entretanto, em ambientes fortemente alcalinos, como soluções básicas, essa proteção pode ser comprometida pela despassivação e dissolução da pátina. Para mitigar esses efeitos, é necessário adotar uma abordagem que inclua a seleção adequada do ambiente, a aplicação de tratamentos superficiais, o controle do potencial hidrogeniônico (pH) e a realização de manutenção periódica. Essas medidas contribuem para a preservação da integridade dos aços patináveis e para o aumento de sua vida útil, mesmo sob condições ambientais adversas (Morcillo *et al.*, 2014; Raffo *et al.*, 2016).

2.2.3 Sais

Zhang *et al.* (2003) demonstraram em sua pesquisa que sais contendo cloretos, como o cloreto de sódio (NaCl), são particularmente corrosivos para diversos metais. Os íons cloreto têm a capacidade de penetrar e romper as camadas passivantes de óxidos que protegem esses materiais. Ainda, soluções salinas, como a água do mar, atuam como eletrólitos eficazes, acelerando a corrosão galvânica. Em sistemas galvânicos, quando dois metais diferentes estão em contato em um eletrólito, o metal mais reativo (ânodo) sofre corrosão acelerada, enquanto o outro (cátodo) é protegido.

No que se refere aos efeitos das condições de exposição em atmosferas corrosivas para os aços patináveis, é fundamental considerar aspectos como a configuração das estruturas, o ângulo de exposição em função da latitude do local, a orientação em relação ao céu ou ao solo, além de fatores como umidade contínua e altas concentrações de poluentes provenientes da chuva ou da névoa salina. A presença de sujeira e detritos, especialmente em ambientes industriais e marinhos,

também deve ser levada em conta na avaliação da exposição dessas estruturas formadas por esses materiais (Coburn; Komp; Lore, 1995; Park, 2004).

2.5 EFEITO DE ELEMENTOS DE LIGA EM AÇOS PATINÁVEIS

Diversos estudos indicam que o enriquecimento da camada de produtos de corrosão com elementos de liga favorece a formação de uma pátina mais compacta, contínua e aderente, contribuindo para a redução da taxa de degradação do aço em atmosferas naturais. Asami e Kikuchi (2002) relataram que a presença de elementos como Cu, Cr e Si na camada de produtos de corrosão de aços patináveis está associada à melhoria da capacidade protetora do material em ambientes corrosivos. Em particular, o cromo pode acelerar a formação de goethita ultrafina com estrutura fortemente agregada, o que reduz a dissolução do metal e dificulta a penetração de espécies agressivas através da camada formada (Yamashita *et al.*, 2002).

Zhu *et al.* (2024) destacam que os aços patináveis, que contêm pequenas quantidades de Cu, Cr, Ni, P, Si e outros elementos, enfrentam desafios significativos para manter a resistência à corrosão atmosférica em ambientes marinhos. Geralmente, uma vez que a camada protetora de produtos de corrosão se forma na superfície do aço patinável, a taxa de corrosão do substrato é reduzida (Susuki *et al.*, 2008). O desenvolvimento inicial das composições de aço patinável foi empírico, baseado em resultados de perda de massa sob exposição atmosférica, sem um entendimento científico detalhado sobre a influência de cada um dos elementos de liga adicionados ao aço carbono (Deflorian; Rossi, 2002; Morcillo *et al.*, 2014).

2.5.1 Cobre (Cu)

Buck, em sua pesquisa de 1913, investigou o efeito da adição de cobre em ligas de aço expostas a ambientes rurais, marítimos e industriais. Ele constatou que a maior parte do efeito positivo do cobre nessas ligas era alcançada com um percentual mínimo de 0,04% em peso, o que melhorou significativamente seu comportamento anticorrosivo em diferentes atmosferas. Posteriormente, Larrabee (1953) confirmou os resultados de Buck, estabelecendo um limite inferior de 0,05% e

um limite superior de 0,20% em peso de cobre, observando também que o efeito benéfico da adição de cobre era menor em ambientes marinhos e mais acentuado em atmosferas rurais e industriais.

Conforme Morcillo *et al.* (2014), o cobre é o elemento de liga mais relevante na composição dos aços patináveis, tendo sido o primeiro a ser incorporado com a finalidade de conferir características de intemperismo ao material. Além disso, é considerado o elemento de liga mais vantajoso em termos de relação custo/desempenho.

Diversos pesquisadores atribuem o efeito protetor do cobre às modificações que ele promove na estrutura e nas propriedades da camada de produtos de corrosão. Essas alterações estão associadas à diminuição da taxa de corrosão, em função do aumento da densidade e da compactação dessa camada formada, resultando em um efeito de barreira mais eficiente. Esse efeito ocorre quando o cobre se concentra na camada de produtos de corrosão, favorecendo a estabilização (Stratmann; Bohnenkamp; Ramchandran, 1987; Hu *et al.*, 2024).

Susuki *et al.* (2008) indicam que o cobre é um importante elemento na resistência à corrosão, sendo que seu teor e distribuição na camada de produtos de corrosão estão diretamente relacionados ao desempenho protetor do material. Adicionalmente, o cobre apresenta elevada condutividade térmica e elétrica, além de propriedades mecânicas favoráveis, como boa usinabilidade e trabalhabilidade (De la Fuente; Simancas; Morcillo, 2008). O cobre também contribui para o aumento da capacidade tampão da camada de produtos de corrosão, mantendo o ácido sulfúrico (H_2SO_4) em seus poros e, conseqüentemente, inibindo o ataque ao aço (Susuki; Hisamatsu; Masuko, 1980).

2.5.2 Níquel (Ni)

O níquel foi incorporado posteriormente aos aços patináveis com o propósito de minimizar a fragilização associada ao enriquecimento de cobre na camada superficial durante o processo de laminação a quente. O efeito benéfico do níquel, de forma semelhante ao observado para o cromo, manifesta-se na presença de pequenas adições de cobre, promovendo maior resistência à corrosão atmosférica em aços patináveis expostos a ambientes marinhos (Díaz Ocaña, 2012).

Teores mais elevados de níquel no aço, da ordem de 1 a 3% em massa, conferem maior resistência à corrosão em atmosferas marinhas moderadas. Além disso, a adição de pequenas quantidades de cobre potencializa esse efeito, resultando em melhorias significativas na resistência à corrosão atmosférica (Larrabee; Coburn, 1961; Diaz *et al.*, 2013).

2.5.3 Cromo (Cr)

Morcillo *et al.* (2014) afirmam que, entre todos os elementos de liga em aços patináveis, o efeito do cromo a corrosão atmosférica é o mais bem compreendido. O cromo na liga desempenha um papel fundamental na formação da camada protetora interna estável (goethita) e de uma camada externa (lepidocrocita) e suficientemente para funcionar como uma barreira, dificultando a compactação do acesso de eletrólitos para a interface aço/camada de corrosão, mesmo após anos ou décadas de exposição (Yamashita *et al.*, 1994; Qian *et al.*, 2013).

Entretanto, os pesquisadores Schwitter e Böhni (1980) alertam que o Cr desempenha um papel limitado em atmosferas marinhas de alta salinidade, onde pode até acelerar a corrosão do aço patinável. Isso ocorre em condições em que a salinidade excede níveis que desencadeiam a ocorrência de hidrólise pelos íons cromo (Cr^{3+}), resultando em uma redução significativa do pH na superfície do metal e, consequentemente, acelerando o processo de corrosão.

2.5.4 Titânio (Ti)

O titânio é incorporado aos aços patináveis, geralmente em teores residuais ou como elemento microligante, desempenhando papel relevante no controle microestrutural do material. Sua adição favorece a formação de precipitados estáveis de titânio, como carboneto de titânio (TiC) e nitreto de titânio (TiN), que retêm o carbono e o nitrogênio dissolvidos na matriz, contribuindo para o refinamento do tamanho de grão e para a redução da segregação nos contornos de grão (Callister; Rethwisch, 2018; Porter; Easterling; Sherif, 2009).

No que se refere à corrosão atmosférica, Morcillo *et al.* (2013) indicam que o titânio não desempenha papel determinante no mecanismo clássico de proteção da pátina em aços patináveis, função atribuída a elementos como cobre, cromo e

níquel. Entretanto, sua atuação microestrutural pode influenciar indiretamente o comportamento do aço durante a exposição atmosférica, promovendo maior uniformidade do substrato metálico e favorecendo o desenvolvimento homogêneo dos produtos de corrosão (Yamashita *et al.*, 1994).

Estudos conduzidos por Weng, Du e Wu (2018) demonstram que a adição de Ti pode modificar a morfologia e a densidade da camada de produtos de corrosão em aços patináveis. Essa modificação pode resultar em camadas mais densas e aderentes, com impactos positivos na resistência à corrosão, especialmente em ambientes marinhos simulados.

Pesquisas anteriores também indicam que a presença de Ti influencia a formação de goethita (α -FeOOH), um dos principais produtos de corrosão estáveis em aços patináveis. Nakayama, Ishikawa e Konno (2005) observaram que a incorporação de Ti em proporções atômicas (Ti/Fe) na faixa de 0 a 0,1%, altera a estrutura e o tamanho das partículas de α -FeOOH, o que pode contribuir para o desenvolvimento de uma camada de produtos de corrosão com propriedades mais protetoras.

2.6 PESQUISAS RECENTES EM AÇOS PATINÁVEIS

Pesquisas recentes sobre aços patináveis têm investigado o comportamento desses materiais em condições atmosféricas e os fatores que influenciam a formação da pátina. Entre os temas abordados estão o desenvolvimento de tratamentos superficiais para acelerar ou estabilizar essa camada, a evolução dos produtos de corrosão ao longo da exposição e a influência da composição química do aço. Também há pesquisas que utilizam modelagem e análise de dados para avaliar o desempenho dessas ligas ao longo do tempo.

Sun, Yan e Gao (2023) propuseram uma estratégia para conferir caráter hidrofóbico ao aço patinável. Nesse método, a própria camada de produtos de corrosão atua como substrato para a formação de uma superfície capaz de repelir água. Para isso, foi utilizada a técnica sol-gel, que permite a formação de um filme sólido contínuo a partir de soluções precursoras aplicadas sobre o material. Os resultados mostraram redução na retenção de água e de contaminantes na superfície, condição que contribui para melhorar o desempenho do aço frente ao processo de corrosão.

Li *et al.* (2025) avaliaram um agente de tratamento de estabilização, denominado STA (*Stabilization Treatment Agent*), desenvolvido para aumentar a estabilidade da camada formada sobre o aço patinável. Diferentes composições e concentrações foram analisadas por meio de um método de triagem de alta produtividade, que permite testar múltiplas combinações em curto período de tempo. A formulação considerada mais eficaz apresentou uma mistura de tungstato de sódio (Na_2WO_4) e molibdato de sódio (Na_2MoO_4), que favoreceu a formação de uma camada mais estável e com maior capacidade protetora durante a exposição atmosférica.

Hu *et al.* (2024) desenvolveram um tratamento de *pre-rusting* com íons cobre (Cu^{2+}) para acelerar a formação inicial da camada de produtos de corrosão em aços patináveis. Durante o tratamento, ocorreu enriquecimento superficial em cobre, o que favoreceu a formação de uma camada mais uniforme, densa e aderente, com menor porosidade e menor penetração de íons cloreto (Cl^-). A presença de cobre, nas formas metálica, óxido cuproso (Cu_2O) e óxido cúprico (CuO), contribuiu para o aumento do caráter protetor, efeito que se manteve mais estável em aços patináveis.

Yang *et al.* (2025) analisaram o uso de estabilizadores aplicados à superfície de aços patináveis com o objetivo de induzir a formação de produtos de corrosão mais estáveis. Foram consideradas quatro formulações baseadas na adição de óxidos de ferro, como a magnetita (Fe_3O_4), capazes de atuar como núcleos para a formação de fases mais estáveis da pátina. Os resultados indicaram aumento da taxa de corrosão na etapa inicial em relação ao material sem tratamento. Com o avanço do tempo de exposição, a taxa de corrosão apresentou tendência à estabilização.

Cai *et al.* (2025) estudaram o comportamento de aços patináveis em condições simuladas de atmosfera industrial quente, caracterizadas por temperatura de 50 °C, presença de dióxido de enxofre dissolvido ($\text{SO}_2(\text{aq})/\text{HSO}_3^-$), e ciclos úmido-seco). Os autores identificaram diferentes estágios no processo de formação da camada de produtos de corrosão: um estágio inicial rápido (T1, 0–15 dias), associado à maior perda de massa; um segundo estágio (T2, 16–40 dias), caracterizado por rápido declínio da taxa de corrosão; e um terceiro estágio (T3, 41–60 dias), no qual a taxa se manteve relativamente estável.

Em ambiente marinho, Shi *et al.* (2025) analisaram a evolução da camada de produtos de corrosão em aços patináveis com alto teor de cromo, utilizando

sensores de monitoramento de corrosão atmosférica (ACM, *Atmospheric Corrosion Monitor*) e técnicas mineração de dados, em uma atmosfera marinha tropical simulada. Os resultados indicaram que o caráter protetor da camada formada está associado ao elevado teor de Cr, que favorece a formação de cromita (FeCr_2O_4), contribuindo para restringir a penetração de íons cloreto na camada de produtos de corrosão.

Wei *et al.* (2025) avaliaram a influência da camada de produtos de corrosão na resistência à corrosão atmosférica de aços patináveis por meio de ensaios de exposição em ambiente industrial ao longo de 12 meses. Os resultados revelaram diferenças nas taxas de corrosão, na perda de massa e na velocidade de formação da camada, associadas ao enriquecimento em cobre, o que contribuiu para a melhoria significativa da resistência à corrosão do aço patinável.

Com o avanço das técnicas de análise de dados, surgiram estudos que utilizam ferramentas computacionais para compreender o comportamento desses materiais. Cai, Kim e Kainuma (2025) desenvolveram modelos baseados em aprendizado de máquina (*machine learning*) para analisar a evolução da superfície após a corrosão e identificar os fatores ambientais e de instalação, como ângulo de inclinação, condição de (exposição aberta ou abrigada) e posição geográfica. Os modelos permitiram avaliar a influência desses parâmetros na formação dos padrões de corrosão. Os resultados também indicaram variação significativa na textura da superfície entre diferentes corpos de prova, mesmo sob condições ambientais semelhantes, evidenciando a importância das condições específicas de exposição e de fatores estruturais locais no processo corrosivo.

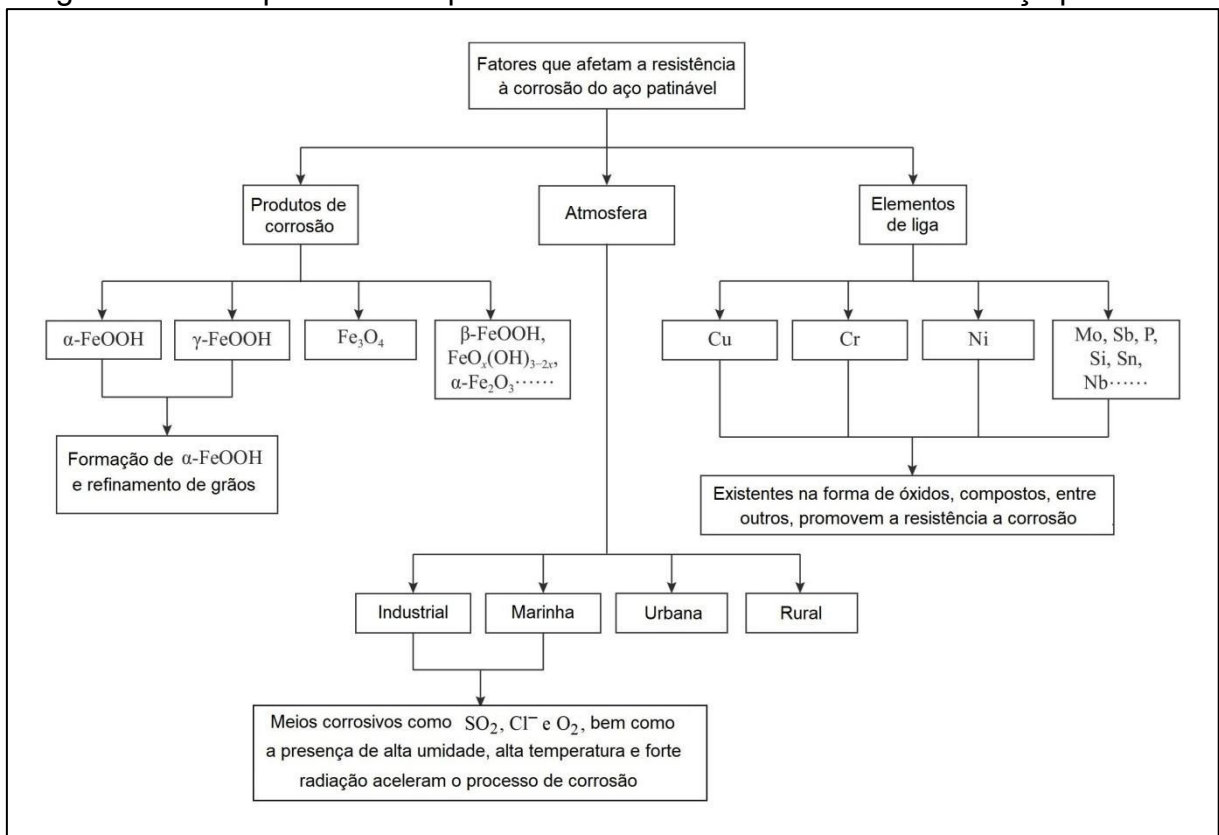
Grandón-Soliz, Sandoli e Fabbrocino (2025) apresentaram uma revisão sistemática da literatura, abrangendo estudos publicados entre a década de 1930 e 2025, sobre aços patináveis com ênfase na corrosão atmosférica. Os autores destacam que esses materiais apresentam elevada resistência quando expostos a ciclos adequados de molhagem e secagem, favorecendo a formação de uma camada estável, aderente e rica em goethita. Segundo a revisão, a durabilidade do aço patinável está diretamente associada ao desenvolvimento de uma camada de óxidos pouco permeável, e esse desempenho depende tanto da composição química quanto das condições ambientais.

De forma complementar, Gao *et al.* (2025) discutem que a resistência à corrosão do aço patinável está associada à formação de uma camada estável de

produtos de corrosão na superfície. Essa camada é composta por fases como α -FeOOH (goethita), γ -FeOOH (lepidocrocita) e Fe_3O_4 (magnetita), podendo incluir β -FeOOH (akaganeíta) em condições menos favoráveis. Dentre essas, a α -FeOOH se destaca pela maior estabilidade, contribuindo para uma camada mais compacta e protetora.

Ainda segundo os autores, as condições atmosféricas também influenciam esse processo, em ambiente industrial, marinho, urbano e rural, onde a presença de meios corrosivos, como SO_2 (dióxido de enxofre), Cl^- (íons cloreto) e O_2 (oxigênio), associada a fatores como umidade, temperatura e radiação, pode intensificar a corrosão. Além disso, elementos de liga como Cu, Cr e Ni, entre outros, contribuem para o aumento da resistência à corrosão. Assim, a interação entre as características da camada de produtos de corrosão, o ambiente de exposição e a composição química do material controla diretamente a resistência à corrosão do aço patinável, conforme ilustrado na Figura 3.

Figura 3 – Principais fatores que afetam a resistência à corrosão do aço patinável



Fonte: adaptado de Gao *et al.* (2025)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL ESTUDADO

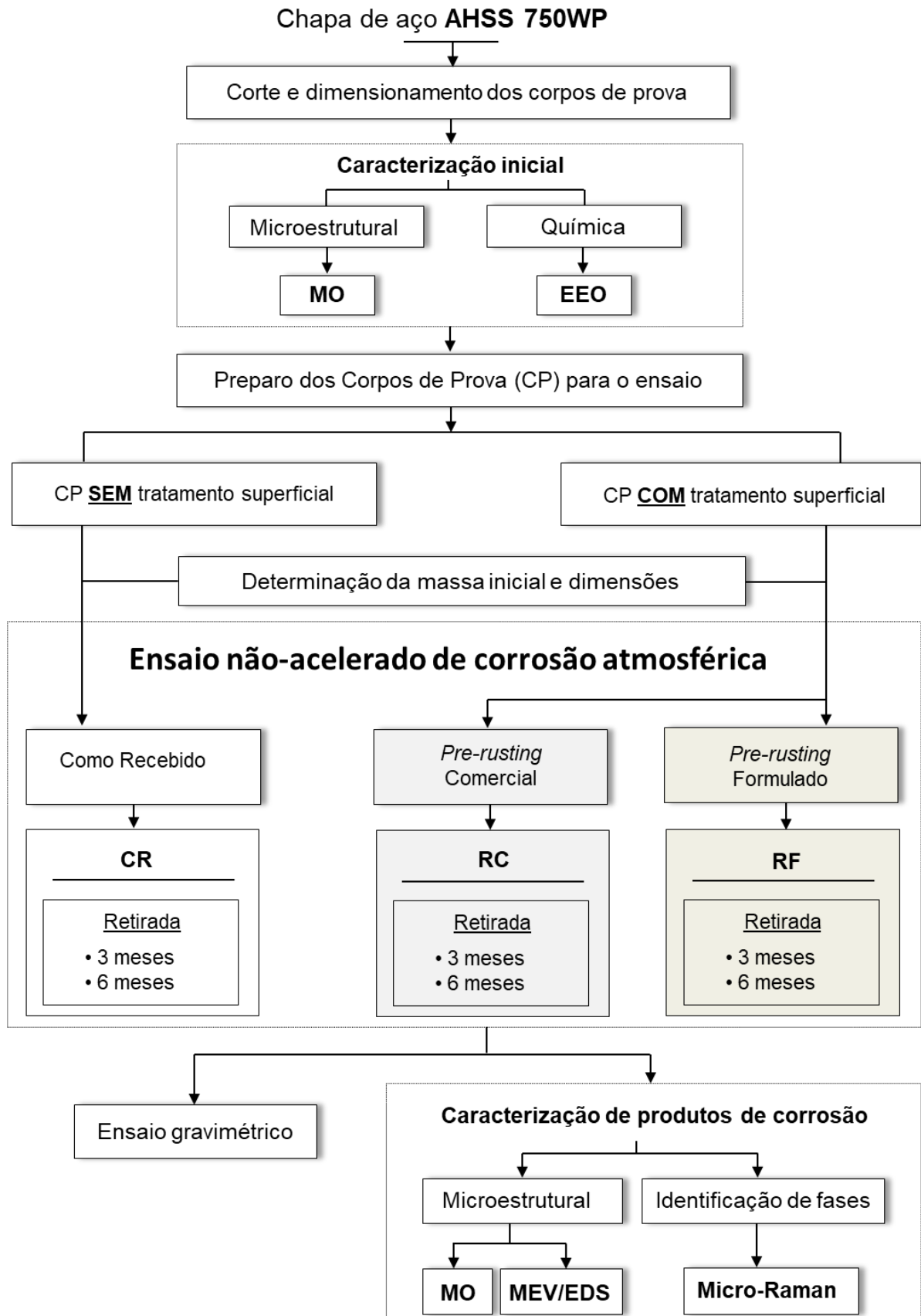
3.1.1 Aço patinável

Para a realização desta pesquisa, foi utilizado o aço patinável AHSS 750WP, da classe dos Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS). O material está em fase de desenvolvimento industrial, sendo projetado para combinar elevadas propriedades mecânicas com excelente resistência à corrosão atmosférica.

3.2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

O planejamento experimental seguiu as etapas descritas no fluxograma ilustrado na Figura 4, compreendendo o corte e dimensionamento dos corpos de prova, a caracterização inicial microestrutural e química, o preparo dos corpos de prova para o ensaio, a aplicação dos tratamentos superficiais, a determinação da massa inicial e das dimensões, e a realização do ensaio não-acelerado de corrosão atmosférica e, após o período de exposição, o ensaio gravimétrico e a caracterização dos produtos de corrosão formados.

Figura 4 – Fluxograma das etapas experimentais da pesquisa



Fonte: elaborado pela autora

3.2.1 Corte e dimensionamento dos corpos de prova

Os corpos de prova foram obtidos a partir de uma chapa de aço patinável AHSS 750WP fornecida pelo fabricante, com espessura nominal de 13,3 mm, e usinados nas dimensões médias de 43,10 x 60,12 mm. A espessura final foi ajustada por rebaixamento mecânico e retífica plana, resultando em espessura média de 5,08 mm. Ao final do processo, os corpos de prova foram limpos e protegidos com óleo protetivo para evitar oxidação durante armazenamento e manuseio.

3.2.2 Caracterização inicial

A caracterização inicial do aço patinável AHSS 750WP incluiu análises microestrutural e química. Para a análise microestrutural, uma amostra para foi extraída de um corpo de prova por meio de cortes transversais, com dimensões aproximadas de $1 \times 1 \text{ cm}^2$, utilizando uma serra rápida policorte LC1230 Makita (corte a frio), no Laboratório de Corrosão e Eletroquímica (LACOE) da FURG. Em seguida, a amostra foi embutida em resina epóxi, lixada e polida, e examinada por microscopia óptica (MO) na seção transversal, utilizando o microscópio óptico Olympus GX51S no Laboratório de Metalografia da FURG.

A composição química do aço foi determinada por espectrometria de emissão óptica (EEO), em um corpo de prova previamente limpo, por meio do equipamento Foundry-Master Pro (Oxford), disponível no Laboratório de Inspeção da FURG.

3.2.3 Preparo dos corpos de prova para o ensaio

3.2.3.1 Condições experimentais

Os corpos de prova foram organizados em diferentes condições experimentais, definidas de acordo com o tratamento superficial aplicado. O Quadro 2 apresenta as condições experimentais estabelecidas e os respectivos códigos utilizados.

Quadro 2 – Condições experimentais e tratamentos superficiais aplicados aos corpos de prova

Código	Condição experimental
CR	Corpos de prova na condição como recebido do fabricante, sem tratamento superficial.
RC	Corpos de prova submetidos a <i>pre-rusting</i> comercial com solução de ácido sulfúrico (H ₂ SO ₄) a 10% (v/v).
RF	Corpos de prova submetidos a <i>pre-rusting</i> formulado com solução desenvolvida no presente estudo.

Fonte: elaborado pela autora

A identificação dos corpos de prova foi realizada, por meio de punção alfanumérica de 5 mm (BRASFORT), marcando-se os códigos correspondentes às condições experimentais (CR, RC e RF) e numeração sequencial na superfície de cada corpo de prova, permitindo a rastreabilidade individual antes da aplicação do tratamento superficial. Um exemplo de corpo de prova identificado é apresentado na Figura 5.

Figura 5 – Corpo de prova do aço patinável AHSS 750WP, identificado por punção alfanumérica (RC1) antes do tratamento superficial



Fonte: elaborado pela autora

3.2.3.2 Limpeza e armazenamento

Os corpos de prova foram submetidos à limpeza por desengraxe, conforme o procedimento descrito no item 4.1.2.1 da norma ABNT NBR 6210:2008. Logo após, foram armazenados em dessecador acrílico a vácuo (Outletlab), no LACOE, a fim de evitar contaminações e a formação prematura de produtos de corrosão. A Figura 6 mostra os corpos de prova armazenados nas condições descritas.

Figura 6 – Corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP limpos e armazenados em dessecador a vácuo antes do tratamento superficial



Fonte: elaborado pela autora

3.2.4 Tratamento superficial

3.2.4.1 *Pre-rusting*

Para as condições dos corpos de prova RC e RF, foi aplicado o tratamento superficial de *pre-rusting* para induzir a formação inicial controlada de produtos de corrosão, favorecendo o desenvolvimento da camada protetora durante a exposição atmosférica. Na condição RC, utilizou-se uma solução aquosa de ácido sulfúrico H_2SO_4 a 10% (v/v), selecionada com base em estudos da literatura sobre tratamentos superficiais aplicados a aços patináveis.

A condição RF recebeu uma solução desenvolvida nesta pesquisa, composta por dióxido de titânio (TiO_2), ácido cítrico ($C_6H_8O_7$) e ácido sulfúrico concentrado (H_2SO_4 , $\approx 98\%$), dispersos em água destilada. Antes da aplicação, a solução foi homogeneizada em agitador magnético (Fisatom, modelo 752A), promovendo a redispersão de nanopartículas eventualmente sedimentadas durante o armazenamento (Figura 7). Nesta formulação, o dióxido de titânio é incluído como componente com potencial para atuar nos estágios iniciais de formação dos produtos de corrosão, com base em seu comportamento como superfície ativa descrito na literatura (Fujishima, Zhang e Tryk, 2008). O ácido cítrico é utilizado como componente auxiliar da solução, atuando no ajuste do pH durante a aplicação do tratamento. O ácido sulfúrico é empregado para promover a ativação da

superfície metálica e favorecer o início controlado do processo de corrosão, conforme descrito por Crespo *et al.* (2020).

Figura 7 – (a) Solução de *pre-rusting* formulado; (b) etapa da homogeneização da solução em agitador magnético antes da aplicação



Fonte: elaborado pela autora

Os tratamentos foram aplicados por imersão dos corpos de prova em suas respectivas soluções, em condição controlada, à temperatura ambiente (25 ± 2 °C). Após a aplicação, os corpos de prova foram enxaguados com água destilada, secos com soprador térmico digital (DeWalt D26414-B2) e mantidos em repouso por curto período, permitindo a estabilização do *pre-rusting*.

3.2.5 Determinação da massa inicial e das dimensões

A massa inicial (m_i) dos corpos de prova foi determinada utilizando uma balança analítica Shimadzu, modelo ATX224R, com capacidade de 220 g e resolução de 0,0001 g, no LACOE. Para cada corpo de prova foram realizadas três determinações consecutivas de massa, sendo considerado o valor médio como massa inicial.

A caracterização geométrica foi realizada com um paquímetro digital MTX (resolução de 0,01 mm), sendo registrados o comprimento (L), a largura (P) e a espessura (h) dos corpos de prova.

3.2.6 Ensaio não-acelerado de corrosão atmosférica

O ensaio de corrosão atmosférica foi realizado no município de Rio Grande, localizado no extremo sul do estado do Rio Grande do Sul (RS), conforme a norma ABNT NBR 6209:2007, que estabelece o método não-acelerado para a avaliação da corrosão em materiais metálicos expostos à atmosfera. Os parâmetros do ensaio são apresentados a seguir.

A Estação de Corrosão Atmosférica (ECA), utilizada neste trabalho é classificada como do tipo B, na qual os parâmetros ambientais são obtidos a partir de estações meteorológicas e de monitoramento de qualidade do ar localizadas nas proximidades, consideradas representativas das condições ambientais do local de exposição. A estrutura foi instalada no Centro de Tecnologia Costeira e Oceânica (CENTECO), da FURG e consistiu em um painel de aço pintado, com altura mínima de 1 m em relação ao piso.

As características do local de exposição estão descritas no Quadro 3.

Quadro 3 – Características geográficas, atmosféricas e climáticas do local de exposição atmosférica

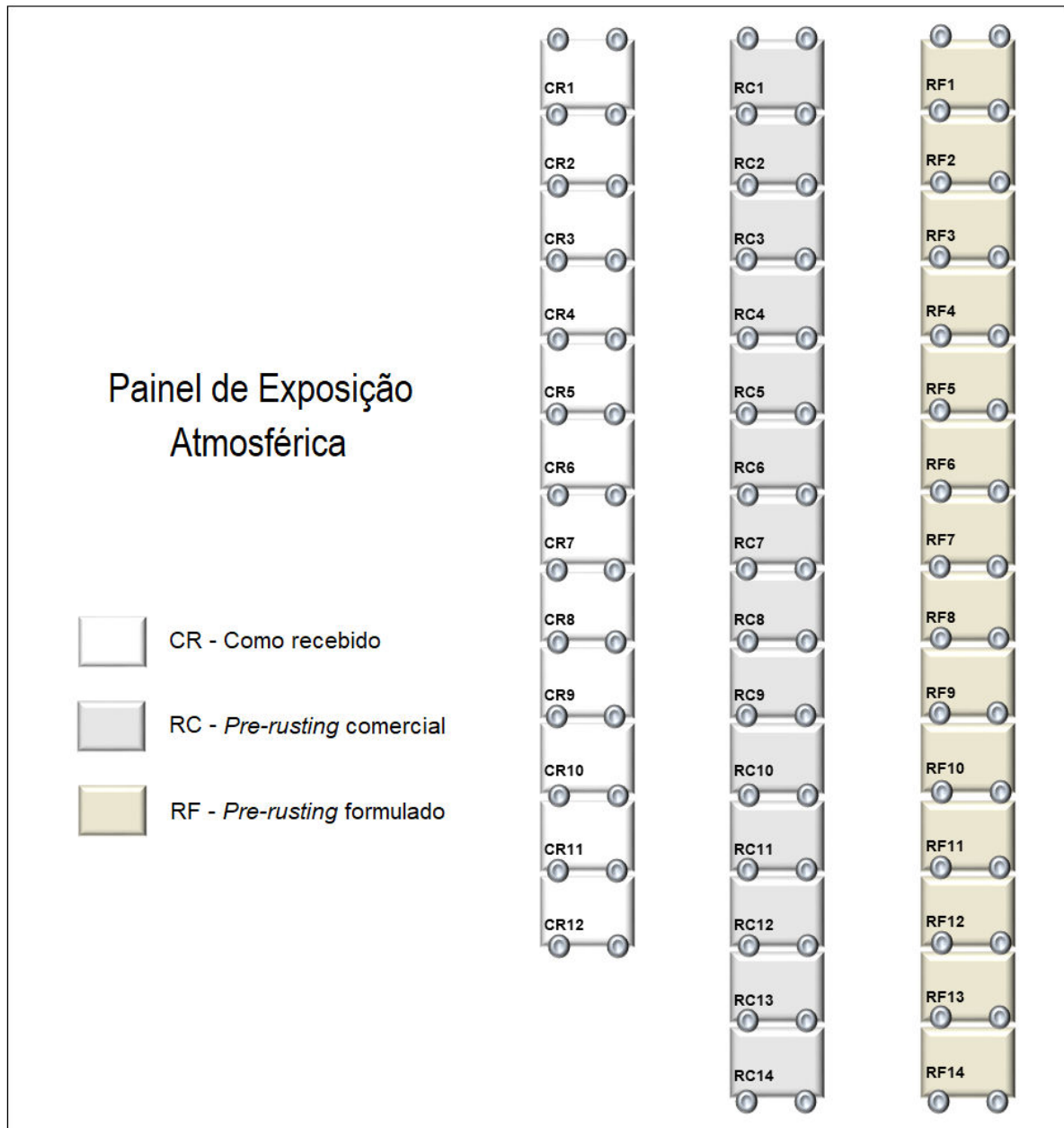
Posição geográfica	Latitude: 32°04'25.0"S Longitude: 52°10'18.9"W Altitude: aproximadamente 5 metros
Distância da linha da costa	Cerca de 500 metros
Atmosfera	Marinha
Clima	Subtropical úmido

Fonte: elaborado pela autora com base em dados georreferenciados obtidos no Google Maps e em relatório técnico da FEPAM (2024)

De acordo com a norma, as dimensões dos corpos de prova são de 100 mm × 150 mm. Neste estudo, foram utilizados corpos de prova de aço patinável AHSS 750WP com dimensões adaptadas, conforme descrito no item 3.2.1, considerando a disponibilidade do material.

Os corpos de prova foram fixados ao painel por meio de isoladores plásticos do tipo roldana e parafusos galvanizados, com inclinação de 30° em relação ao plano horizontal e com a superfície exposta orientada para o norte geográfico. Para assegurar a rastreabilidade e o controle das condições de exposição, foi elaborado um esquema de mapeamento do painel, no qual a posição de cada corpo de prova foi previamente definida e registrada (Figura 8).

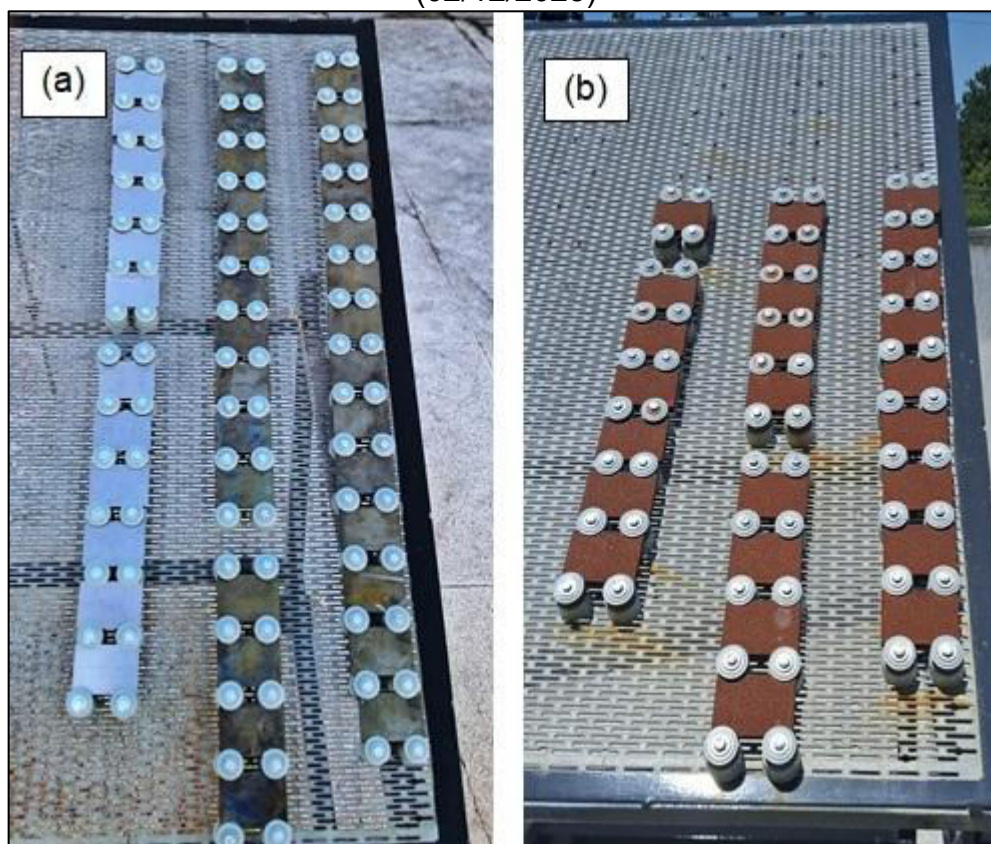
Figura 8 – Esquema do mapeamento dos corpos de prova no painel de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

O ensaio de corrosão atmosférica não-acelerado foi iniciado em 2 de junho de 2025 (Figura 9), e teve duração de seis meses. O procedimento seguiu as diretrizes da norma, com adaptação do tempo de exposição. Foram realizadas duas retiradas dos corpos de prova, após três e seis meses de exposição, para análise.

Figura 9 – Registro da ECA com os corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP: (a) no momento da instalação (02/06/2025) e (b) após 6 meses de exposição (02/12/2025)



Fonte: elaborado pela autora

As condições ambientais durante o período de exposição foram caracterizadas por dados meteorológicos da estação automática A802 (Rio Grande/RS) do Instituto Nacional de Meteorologia (INMET). Foram utilizados os parâmetros de temperatura do ar, precipitação pluviométrica, umidade relativa, ponto de orvalho, velocidade e direção do vento e radiação solar e, conforme recomendado para ensaios de corrosão atmosférica por exposição natural.

De forma complementar, foram considerados dados referentes às concentrações dos principais poluentes atmosféricos monitorados pela estação Rio Grande/FURG, obtidos junto à Fundação Estadual de Proteção Ambiental (FEPAM), com base no relatório técnico do Programa de Monitoramento da Qualidade do Ar – Rede Automática AR do Sul, referente ao ano de 2023. A opção por esse relatório deve-se à maior consistência e continuidade dos dados apresentados quando comparados aos dados preliminares disponíveis para o ano 2024. Essas informações foram adotadas como referência para a caracterização do ambiente

atmosférico da região, uma vez que os dados relativos ao ano de 2025 ainda não se encontram disponíveis.

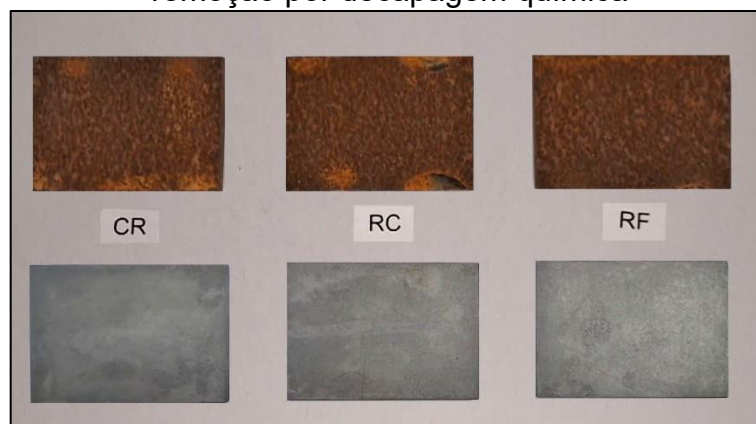
3.2.6.1 Ensaio gravimétrico

O ensaio gravimétrico foi empregado para quantificar a perda de massa associada ao processo de corrosão após a exposição atmosférica dos corpos de prova nos períodos de três e seis meses. Esse método permite acompanhar a formação dos produtos de corrosão e determinar a taxa média de corrosão do material. Para garantir resultados representativos, foram utilizados três corpos de prova por condição experimental.

Para a determinação da massa final (m_f), os corpos de prova foram inicialmente submetidos à remoção dos produtos de corrosão por decapagem química, realizada de acordo com a ABNT NBR 6210:2008. O procedimento seguiu a Tabela 1 da norma, aplicável a aços-carbono, utilizando solução de ácido clorídrico P.A contendo hexametileno de tetramina como inibidor. Após a decapagem, os corpos de prova foram pesados na mesma balança analítica utilizada na determinação da massa inicial, garantindo a comparabilidade dos resultados.

A Figura 10 apresenta imagens representativas de um corpo de prova por condição experimental, no estado posterior à exposição atmosférica e após a remoção dos produtos de corrosão decapagem química.

Figura 10 – Corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP nas condições CR, RC e RF, após 6 meses de exposição atmosférica com produtos de corrosão e após remoção por decapagem química



Fonte: elaborado pela autora

A perda de massa (W) foi calculada pela diferença entre a massa inicial (m_i), medida antes da exposição atmosférica, e a massa final (m_f), obtida após a remoção dos produtos de corrosão. Os valores de W , expressos em gramas (g), foram calculados conforme o item 4.3 da norma ABNT NBR 6210:2008, segundo a Equação (1).

$$W = (m_i) - (m_f) \quad (1)$$

A partir dos valores de perda de massa, foi calculada a taxa de corrosão média, considerando a área exposta do corpo de prova, o tempo total de exposição e a densidade do material. O cálculo seguiu o procedimento estabelecido na ABNT NBR 6210:2008, sendo os resultados expressos em milímetro por ano (mm/ano), conforme apresentado na Equação (2).

$$r_{corr} = \frac{W \cdot k}{d \cdot t \cdot A} \quad (2)$$

em que r_{corr} é a taxa de corrosão, W é a perda de massa (g), k é o fator de conversão, d é a densidade do material, t é o tempo de exposição (h) e A é a área exposta do corpo de prova (cm²). Os cálculos foram realizados em planilhas elaboradas no Microsoft Excel, organizadas no Apêndice A.

3.2.6.2 Caracterização dos produtos de corrosão

Após os períodos de exposição dos corpos de prova, foram retiradas amostras de cada condição experimental (CR, RC e RF) para caracterização da espessura, morfologia, composição química e fases presentes na camada de produtos de corrosão desenvolvida durante o ensaio não-acelerado de corrosão atmosférica. A espessura da camada foi determinada por microscopia óptica (MO), no Laboratório de Inspeção da FURG, a partir de uma amostra por condição experimental (Figura 11), preparada seguindo o mesmo procedimento empregado na caracterização inicial do material, com análise realizada na seção transversal.

Figura 11 – Amostras CR, RC e RF do aço patinável AHSS 750WP embutidas em resina epóxi, em seção transversal, após 6 meses de exposição atmosférica, evidenciando a camada de produtos de corrosão



Fonte: elaborado pela autora

A morfologia e a composição química dos produtos de corrosão foram analisadas no Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) da FURG, por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada à espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS), utilizando o microscópio JSN-6610LV. Para cada condição experimental, foram preparadas dois tipos de amostras:

(i) amostras na forma de pó, obtidas pela raspagem da superfície exposta de três corpos de prova distintos da mesma condição, seguida de moagem em almofariz de ágata até a obtenção de pó homogêneo, possibilitando a avaliação da composição química média dos produtos de corrosão e reduzindo a influência de heterogeneidades locais da superfície (Figura 12);

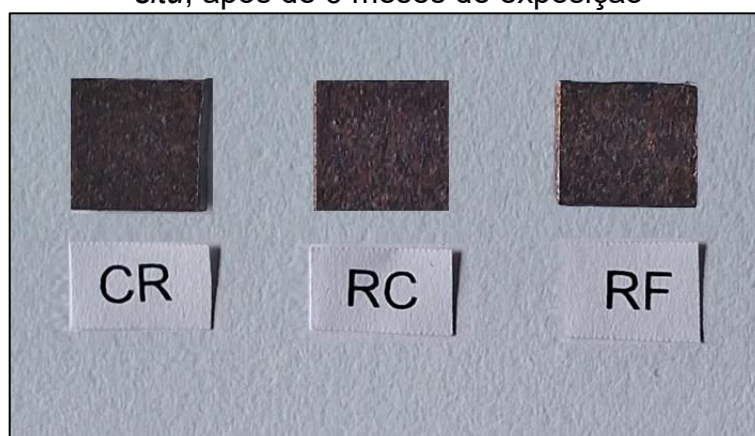
(ii) amostras para análise *in situ*, consistindo da superfície exposta do corpo de prova, obtida a partir de cortes transversais de aproximadamente $1 \times 1 \text{ cm}^2$ com serra rápida policorte, para permitir a análise da camada de produtos de corrosão diretamente sobre o substrato (Figura 13).

Figura 12 – Amostras CR, RC e RF do aço patinável AHSS 750WP, na forma de pó, após 6 meses de exposição



Fonte: elaborado pela autora

Figura 13 – Amostras CR, RC e RF do aço patinável AHSS 750WP para análise *in situ*, após de 6 meses de exposição



Fonte: elaborado pela autora

A espectroscopia micro-Raman foi realizada em microscópio Raman da marca Shimadzu, modelo IRTracer-100 equipado com acessório AIRsight, instalado no Centro Integrado de Análises (CIA) da FURG. Para as análises, foram utilizadas as amostras dos produtos de corrosão na forma de pó (Figura 12). As condições experimentais incluíram laser com comprimento de onda de 785 nm, utilizando objetiva de 100× e filtros de densidade neutra (ND) ajustados conforme a intensidade do sinal e a estabilidade espectral. Os espectros foram obtidos na faixa de $200 - 3500 \text{ cm}^{-1}$, com 20 varreduras e tempo de exposição de 1s por varredura, em modo de contagem de intensidade. A identificação das fases foi realizada com base na posição das bandas características observadas nos espectros e na comparação com dados da literatura.

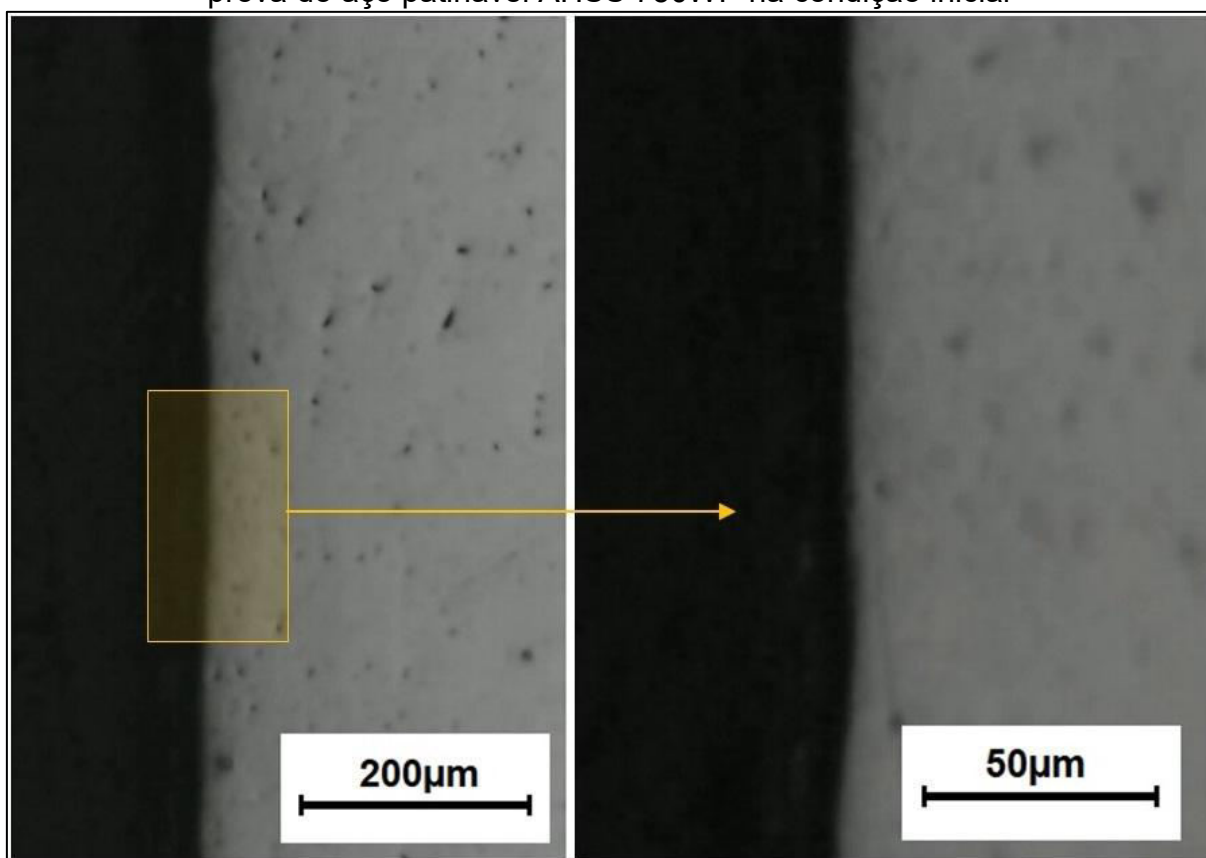
4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 CARACTERIZAÇÃO INICIAL DO AÇO PATINÁVEL A750

4.1.1 Microestrutura

A Figura 14 apresenta a seção transversal do aço patinável AHSS 750WP na condição inicial, obtida por microscopia óptica. A microestrutura observada foi adotada como referência para a análise das condições expostas. As imagens correspondem a ampliações com barras de escala de 200 μm (esquerda) e 50 μm (direita).

Figura 14 – Micrografias por microscopia óptica da seção transversal do corpo de prova do aço patinável AHSS 750WP na condição inicial



Fonte: elaborado pela autora

4.1.2 Composição química

A composição química do aço patinável AHSS 750WP foi determinada por espectrometria de emissão óptica (EEO), a partir da média de três medições

consecutivas. Foram considerados apenas os elementos relevantes para a caracterização do material e para a análise do seu comportamento em condições de corrosão atmosférica, sendo desconsiderados aqueles identificados apenas como traços, sem influência significativa para o estudo.

Por se tratar de material em desenvolvimento industrial, os resultados são apresentados na forma de faixas típicas, conforme indicado na Tabela 1, de modo a preservar informações confidenciais, sem comprometer a análise técnica.

Tabela 1– Faixas típicas de composição química (% em massa) do aço AHSS 750WP, determinadas por espectrometria de emissão óptica (EEO)

Elemento	Faixa típica (% em massa)	Elemento	Faixa típica (% em massa)
Fe	Elemento base	Cr	0,15 – 0,40
C	≤ 0,10	Cu	0,20 – 0,40
Si	0,30 – 0,60	Ni	≤ 0,30
Mn	1,20 – 1,80	Al	≤ 0,05
P	≤ 0,10	Nb	≤ 0,06
S	≤ 0,010	Ti	≤ 0,15
V	≤ 0,10	N	≤ 0,05

Fonte: elaborado pela autora

Os resultados indicam que o material apresenta composição química compatível com a classe dos aços patináveis, destacando-se a presença de cobre, cromo e níquel, elementos associados à formação de produtos de corrosão mais compactos e aderentes em ambiente atmosférico.

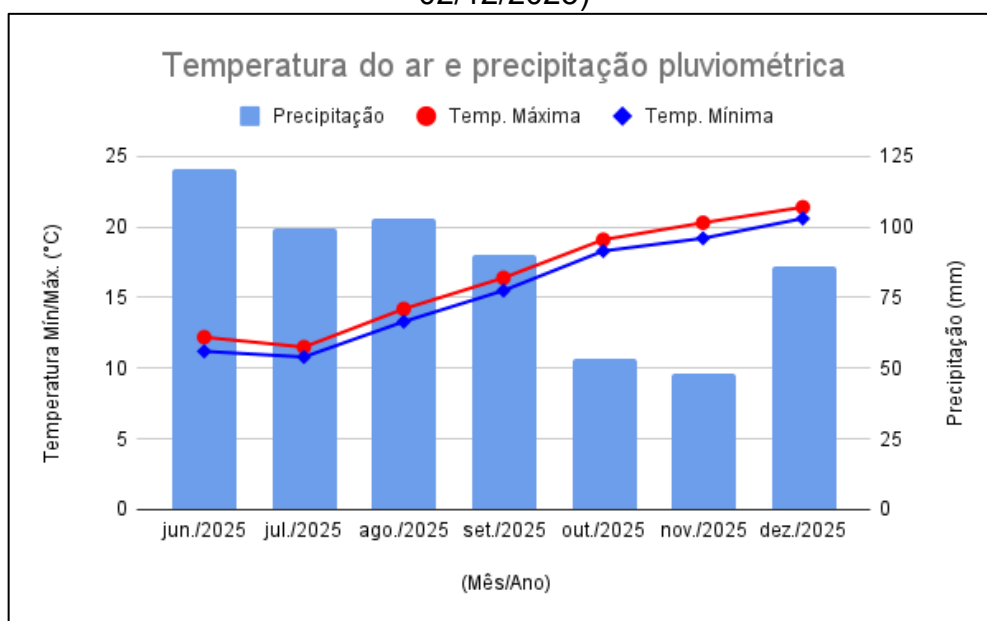
A limitação dos teores de carbono, fósforo e enxofre, condição importante para evitar a formação de produtos de corrosão excessivamente porosos ou instáveis. Os microelementos de liga, como nióbio, titânio e vanádio, estão relacionados principalmente ao controle microestrutural do aço, exercendo influência indireta sobre o comportamento frente à corrosão atmosférica.

4.2 CONDIÇÕES AMBIENTAIS DURANTE O PERÍODO DE EXPOSIÇÃO

As condições ambientais registradas durante a exposição atmosférica dos corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP, no período de 2 de junho a 2 de dezembro, no município de Rio Grande (RS), influenciaram o comportamento corrosivo do material. Os principais parâmetros meteorológicos monitorados ao longo desse período, extraídos do banco de dados do INMET, são apresentados no Anexo A.

A Figura 15 ilustra a variação mensal das temperaturas máxima e mínima, associada à precipitação pluviométrica. Verifica-se um aumento gradual das temperaturas ao longo dos meses avaliado, característico da transição do inverno para a primavera na região sul do Brasil. A precipitação ocorreu de forma distribuída, favorecendo ciclos sucessivos de molhamento e secagem na superfície dos corpos de prova.

Figura 15 – Variação mensal da temperatura do ar e da precipitação pluviométrica durante o período de exposição atmosférica, em Rio Grande (02/06/2025 a 02/12/2025)

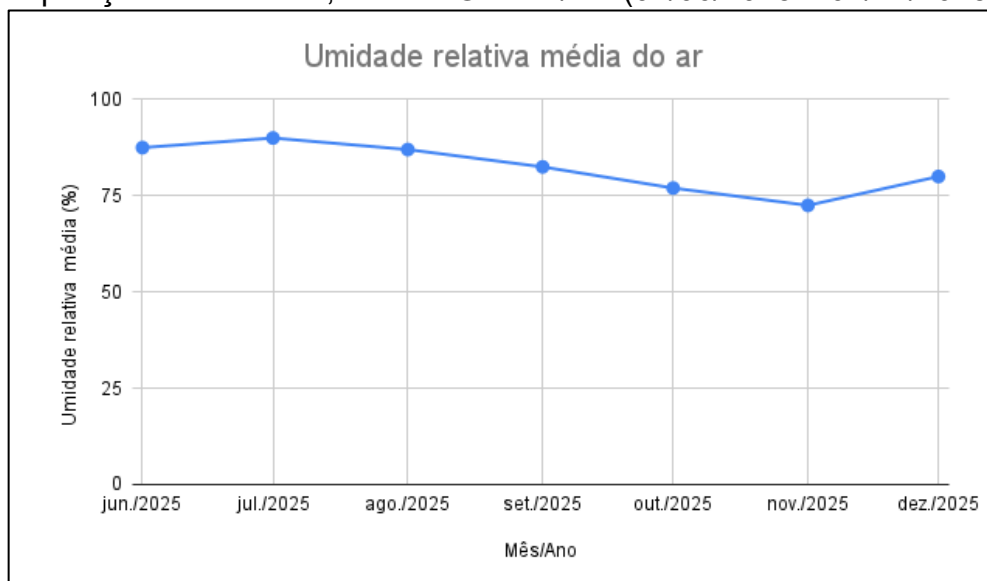


Fonte: elaborado pela autora a partir de dados brutos do INMET (2025)

Nota: A precipitação pluviométrica de dezembro de 2025 refere-se ao total mensal registrado.

A variação da umidade relativa do ar, apresentada na Figura 16, manteve-se elevada durante todo o período de exposição, com valores médios superiores a 70%. Esse comportamento é característico do município, e quando associado à frequência de precipitação e à proximidade com o ambiente marinho, contribui para o aumento do tempo de permanência do filme de eletrólito sobre a superfície metálica. Essa condição é reconhecida na literatura como um fator relevante para o desenvolvimento dos mecanismos de corrosão atmosférica e para a evolução dos produtos de corrosão ao longo do período de exposição (Gentil, 2011; Morcillo *et al.*, 2014).

Figura 16 – Variação mensal da umidade relativa média do ar durante o período de exposição atmosférica, em Rio Grande/RS (02/06/2025 a 02/12/2025)



Fonte: elaborado pela autora a partir de dados brutos do INMET (2025)

Além dos parâmetros meteorológicos, foram considerados dados referentes às concentrações médias de poluentes atmosféricos, obtidos a partir do relatório técnico de monitoramento da qualidade do ar referente ao ano de 2023 da FEPAM (2024), utilizados como base para a caracterização do ambiente atmosférico da região. No estado do Rio Grande do Sul as áreas com maiores concentrações de poluentes atmosféricos concentram-se na Região Metropolitana de Porto Alegre (RMPA), na região de Rio Grande e na região de Caxias do Sul, associadas principalmente ao elevado grau de industrialização e à intensa circulação de veículos automotores. A Tabela 2 sintetiza os valores médios anuais dos poluentes atmosféricos monitorados em Rio Grande em 2023.

Tabela 2 – Concentração média anual dos poluentes atmosféricos monitorados no município de Rio Grande (RS) em 2023

Poluente	Tempo de média	Concentração média anual (2023)
Dióxido de nitrogênio (NO ₂)	Horária	6,2 µg/m ³
Ozônio (O ₃)	Horária	33,7 µg/m ³
Monóxido de carbono (CO)	Horária	1,7 ppm
Partícula inaláveis (PI10)	Diária	17,0 µg/m ³
Dióxido de enxofre (SO ₂)	Diária	18,5 µg/m ³

Fonte: elaborado pela autora a partir de relatório técnico da FEPAM (2024)

Segundo o relatório técnico, as concentrações médias anuais dos poluentes monitorados em Rio Grande permaneceram abaixo dos limites estabelecidos pela

Resolução CONAMA nº 491/2018, atendendo aos padrões nacionais de qualidade do ar. Em condições de exposição atmosférica, a presença de poluentes como SO_2 e NO_2 é relevante, pois essas espécies podem atuar na formação e na acidificação do filme eletrolítico sobre a superfície metálica, influenciando a natureza e a evolução dos produtos de corrosão (Alcántara *et al.*, 2017).

Por se tratar de uma região costeira, a atmosfera local apresenta influência marinha, caracterizada pela deposição de sais, principalmente cloretos. A presença de cloretos em atmosferas costeiras é considerada um dos principais fatores de aumento da corrosividade atmosférica, conforme estabelecido pela norma NBR ISO 9223:2024. Portanto, a combinação entre poluentes atmosféricos, elevada umidade relativa e influência marinha contribui para a caracterização de um ambiente potencialmente agressivo para a corrosão atmosférica de metais.

4.3 ENSAIO NÃO-ACELERADO DE CORROSÃO ATMOSFÉRICA

4.3.1 Ensaio gravimétrico

4.3.1.1 Perda de massa e taxa de corrosão

A Tabela 3 apresenta os valores médios de perda de massa e as respectivas taxas de corrosão das condições CR, RC e RF após três meses de exposição atmosférica. As taxas de corrosão foram expressas em mm/ano e utilizadas como principal parâmetro de análise, por relacionarem a perda de massa ao tempo de exposição e permitirem a comparação direta entre as condições avaliadas.

Tabela 3 – Resultados do ensaio gravimétrico do aço patinável AHSS 750WP após 3 meses de exposição atmosférica

Condição experimental	Perda de massa (W) média (g)	Taxa de corrosão (r_{corr}) média (mm/ano)	Desvio padrão (mm/ano)
CR	0,4174	0,0345	0,0011
RC	0,4068	0,0337	0,0011
RF	0,4034	0,0333	0,0009

Fonte: elaborado pela autora

Após três meses de exposição atmosférica, os valores de taxa de corrosão mantiveram-se muito próximos entre as três condições experimentais avaliadas. A condição CR apresentou taxa de corrosão média de 0,0345 mm/ano, enquanto que

as condições submetidas ao tratamento de *pre-rusting*, RC e RF, apresentaram valores de 0,0337 mm/ano e 0,0333 mm/ano, respectivamente.

Em relação ao efeito do tratamento superficial, as condições RC e RF apresentaram taxas de corrosão discretamente inferiores à condição CR. Entretanto, essas variações ainda são pouco expressivas, não sendo possível, neste período, estabelecer distinções significativas quanto ao efeito dos tratamentos superficiais sobre a taxa de corrosão. Os baixos valores de desvio padrão associados às taxas de corrosão indicam boa repetibilidade dos resultados, indicando comportamento consistente entre os corpos de prova submetidos à mesma condição experimental, conferindo confiabilidade aos valores médios obtidos.

A perda de massa dos corpos de prova após seis meses de exposição foi determinada seguindo o mesmo procedimento adotado para o período de três meses. Os valores médios de perda de massa e as respectivas taxas de corrosão são mostrados na Tabela 4.

Tabela 4 – Resultados do ensaio gravimétrico do aço patinável AHSS 750WP após 6 meses de exposição atmosférica

Condição experimental	Perda de massa (W) média (g)	Taxa de corrosão (r_{corr}) média (mm/ano)	Desvio padrão (mm/ano)
CR	0,5278	0,0437	0,0010
RC	0,5508	0,0456	0,0029
RF	0,5598	0,0463	0,0009

Fonte: elaborado pela autora

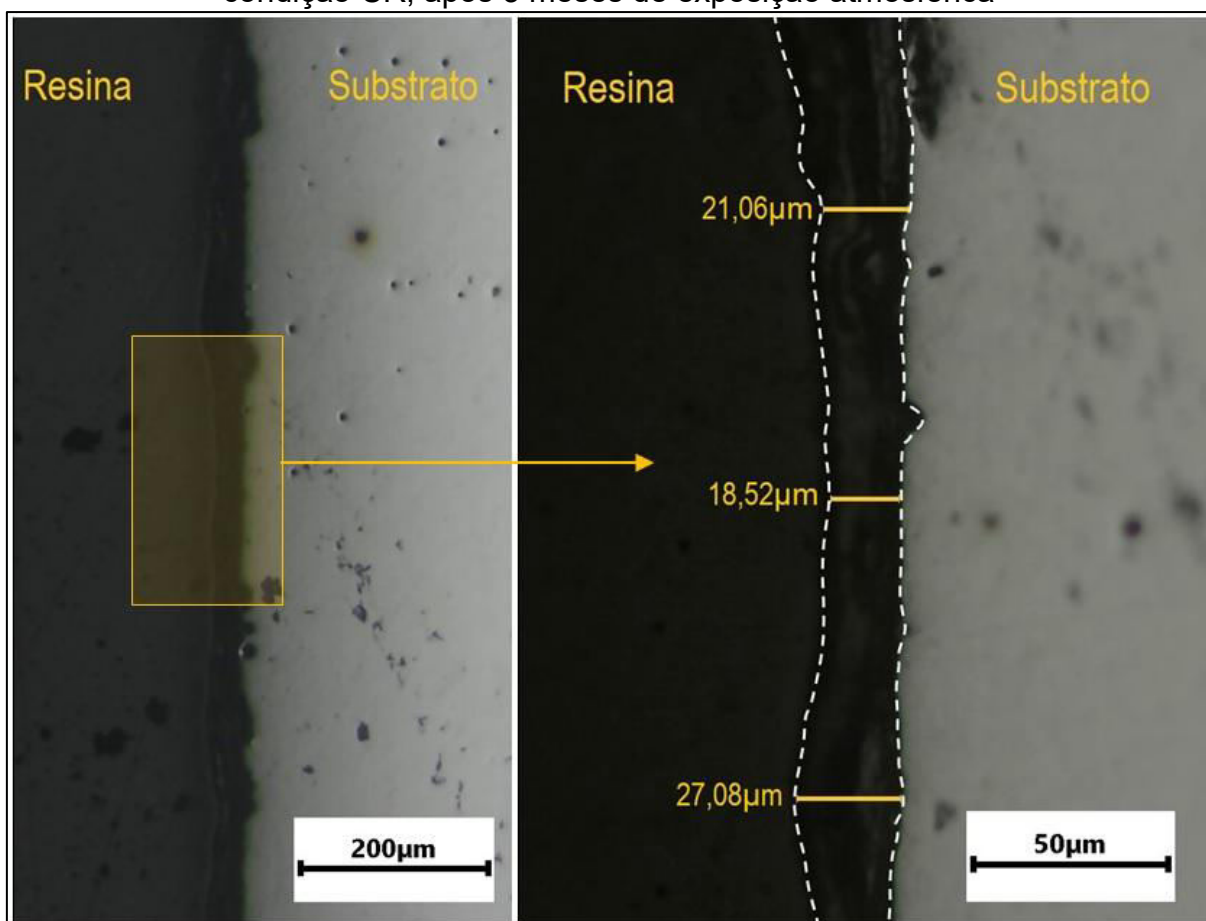
Com seis meses de exposição, ocorreu um aumento nos valores de taxa de corrosão em todas as condições experimentais. A condição CR apresentou média de 0,0437 mm/ano, enquanto as condições RC e RF atingiram valores de 0,0456 mm/ano e 0,0463 mm/ano, respectivamente. Nesse intervalo, as condições submetidas ao *pre-rusting* passaram a apresentar discretamente superiores à condição como recebida. Ainda assim, os valores mantiveram-se na mesma ordem de grandeza, indicando que, nesta fase inicial da corrosão atmosférica, os tratamentos de *pré-rusting* ainda não resultaram em alterações significativas na taxa de corrosão do aço patinável AHSS 750WP. A baixa dispersão dos resultados reforçou a confiabilidade dos dados e confirmou a consistência do comportamento corrosivo dos corpos de prova.

4.3.2 Caracterização dos produtos de corrosão

4.3.2.1 Microscopia óptica (MO)

As Figuras 17 a 19 apresentam micrografias das seções transversais dos corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP nas condições CR, RC e RF, após três meses de exposição atmosférica, com barras de escala de 200 μm (esquerda) e 50 μm (direita).

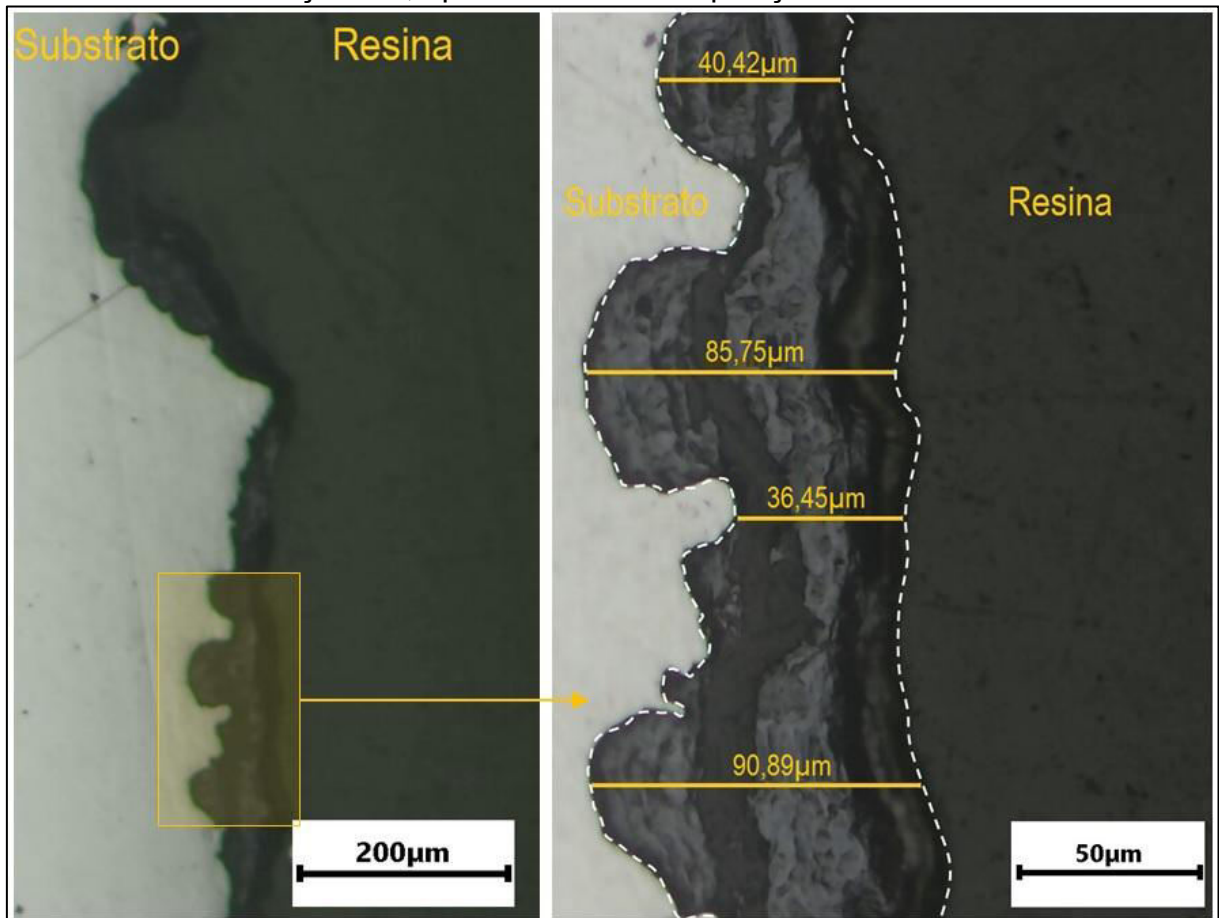
Figura 17 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição CR, após 3 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Na condição CR (Figura 17), após três meses de exposição, verifica-se a formação de uma camada contínua de produtos de corrosão, com espessura média da ordem de 20 μm e variações ao longo da seção analisada. A camada apresenta variações moderadas de espessura, e interface bem definida com o substrato, sem indícios de delaminação.

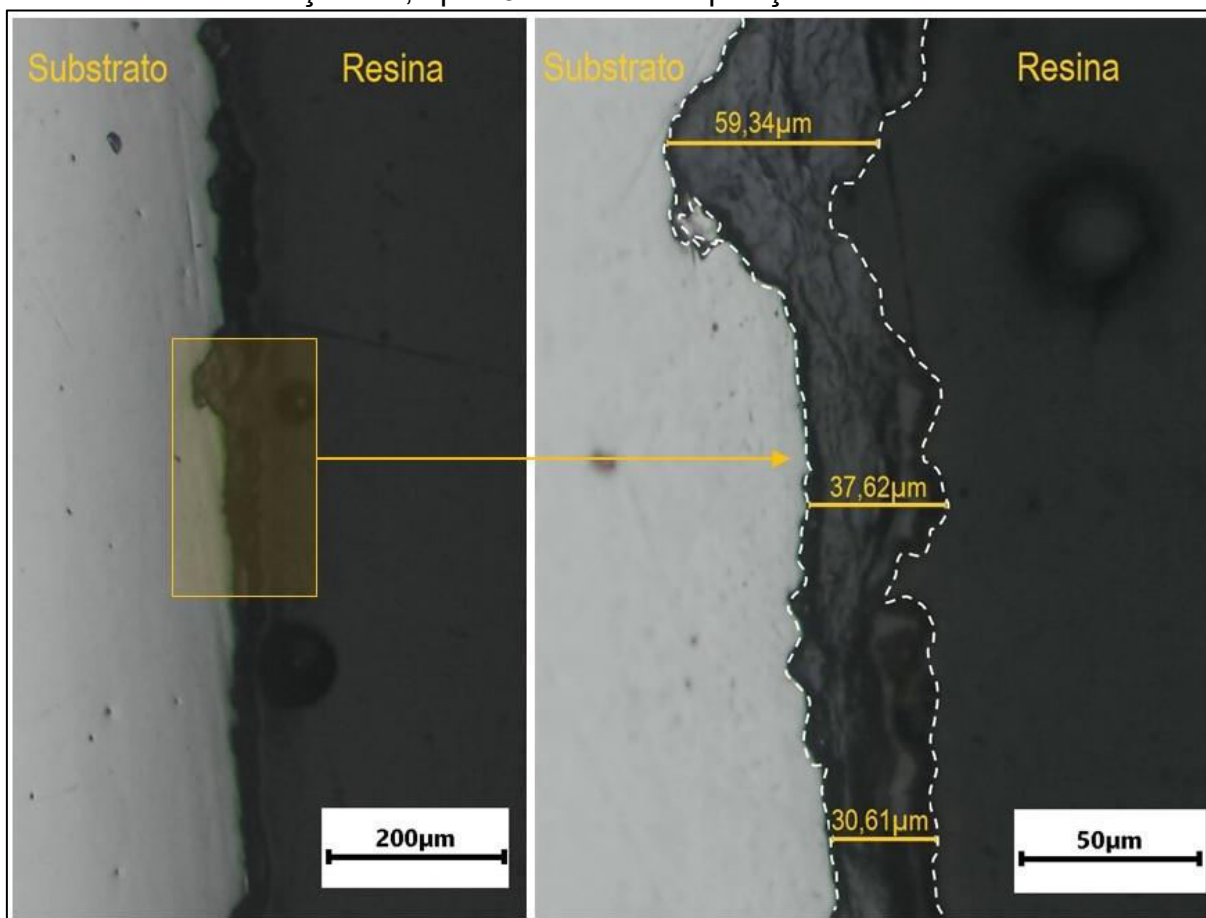
Figura 18 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição RC, após 3 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

A condição RC (Figura 18), após três meses de exposição, apresenta a formação de uma camada mais espessa, com espessuras variando entre 36 e 90 µm ao longo da seção analisada. A morfologia é irregular, com alternância entre regiões mais espessas e áreas mais finas, caracterizando uma estrutura heterogênea. A interface com o substrato permanece bem definida, sem indícios de delaminação.

Figura 19 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição RF, após 3 meses de exposição atmosférica

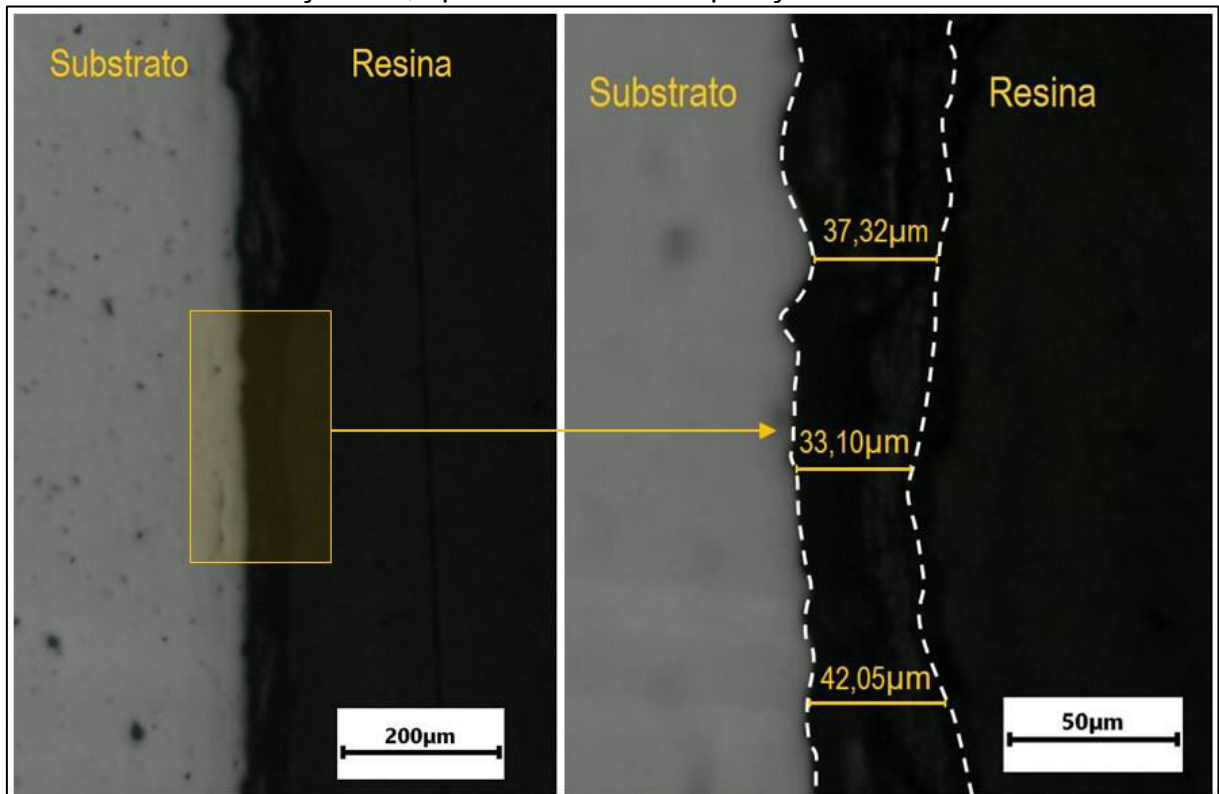


Fonte: elaborado pela autora

Na condição RF (Figura 19), após três meses de exposição, a camada de produtos de corrosão apresenta espessuras variando entre 30 e cerca de 60 µm, com variações locais ao longo da seção analisada. A morfologia evidencia alternância entre regiões mais espessas e áreas mais finas, caracterizando uma estrutura heterogênea. A interface com o substrato permanece bem definida, sem indícios de delaminação.

As Figuras 20 a 22 mostram a evolução da camada de produtos de corrosão formada nas condições CR, RC e RF após seis meses de exposição atmosférica.

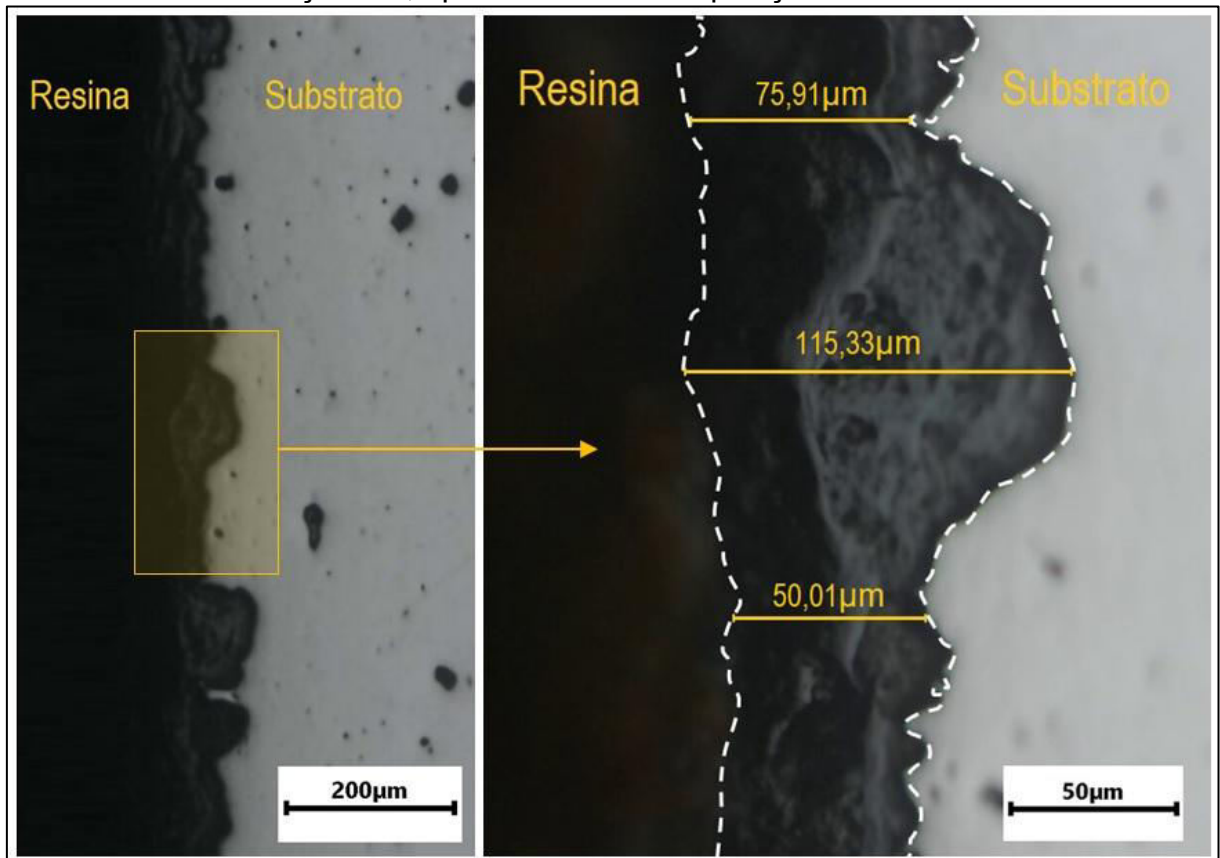
Figura 20 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição CR, após 6 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Na condição CR (Figura 20), após seis meses de exposição, a camada apresenta espessuras variando entre 33 e 42 µm, com boa continuidade ao longo da seção analisada. As variações de espessura permanecem moderadas, e a interface com o substrato mantém-se bem definida, sem indícios de delaminação.

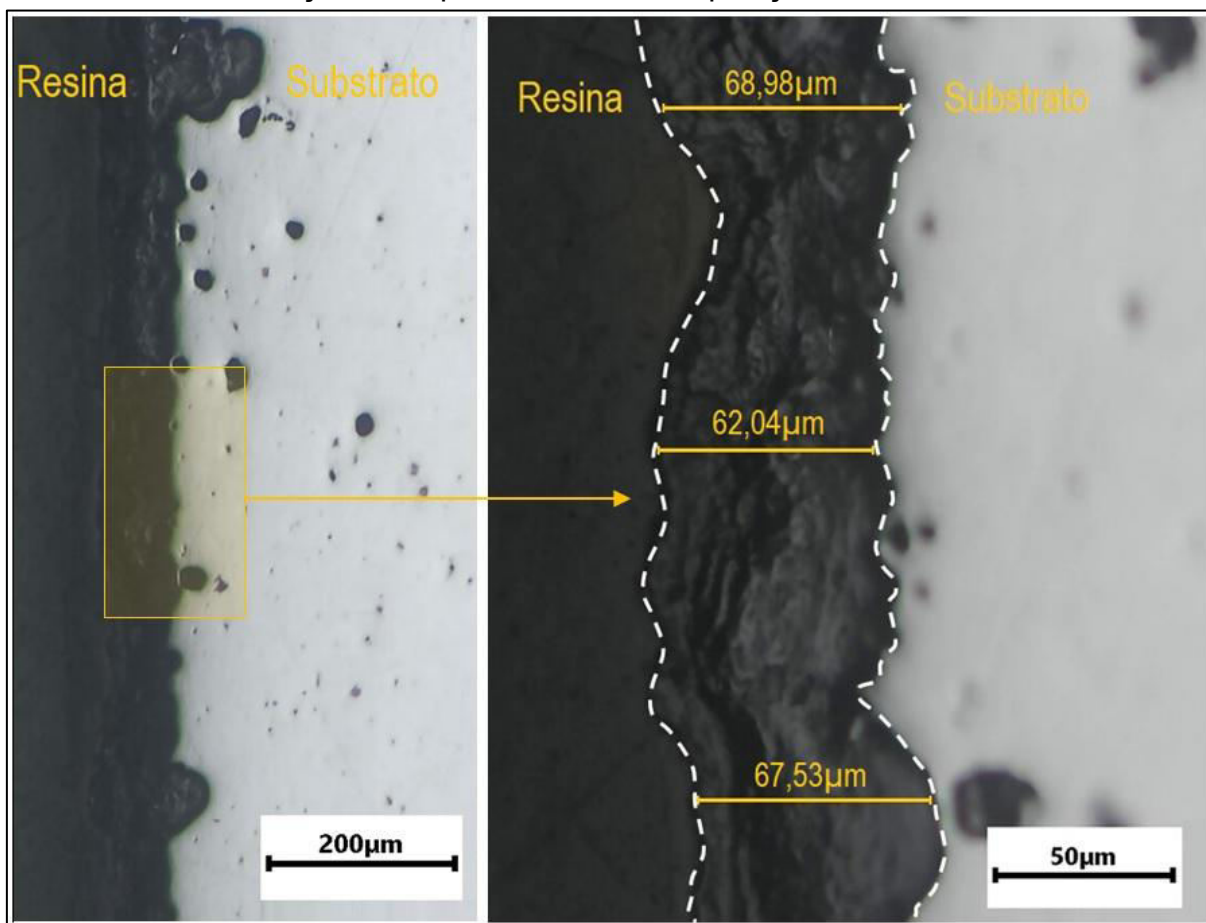
Figura 21 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição RC, após 6 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Na Figura 21, a condição RC, após seis meses de exposição, desenvolve uma camada com espessuras variando entre 50 e 115 μm. A morfologia apresenta variações acentuadas de espessura, com presença de regiões mais espessas intercaladas por áreas mais finas, caracterizando uma estrutura heterogênea. A interface com o substrato permanece bem definida, sem indícios de delaminação.

Figura 22 – Micrografias por MO da seção transversal do corpo de prova na condição RF, após 6 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

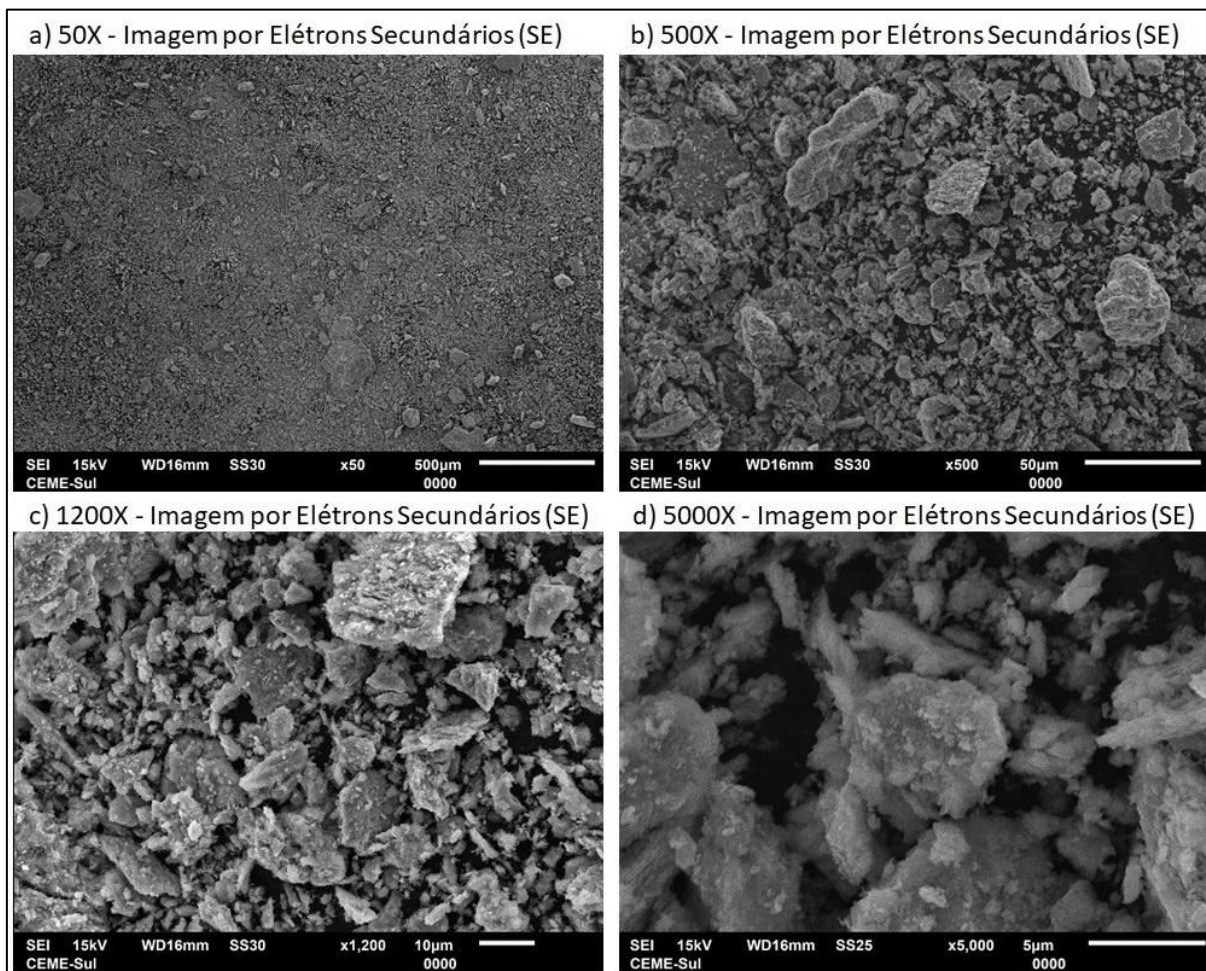
A condição RF (Figura 22), após seis meses de exposição, apresenta uma camada com espessuras variando entre 62 e aproximadamente 69 µm. Observam-se variações moderadas ao longo da seção analisada, resultando em uma morfologia relativamente homogênea. A interface com o substrato permanece contínua, sem indícios de delaminação.

4.3.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As Figuras 23, 24 e 25 apresentam micrografias obtidas por MEV das condições CR, RC e RF dos corpos de prova do aço patinável AHSS 750WP, após três meses de exposição atmosférica. As Figuras 26, 27 e 28 correspondem às mesmas condições experimentais após seis meses. As análises foram realizadas a

partir de produtos de corrosão removidos dos corpos de prova e preparados na forma de pó.

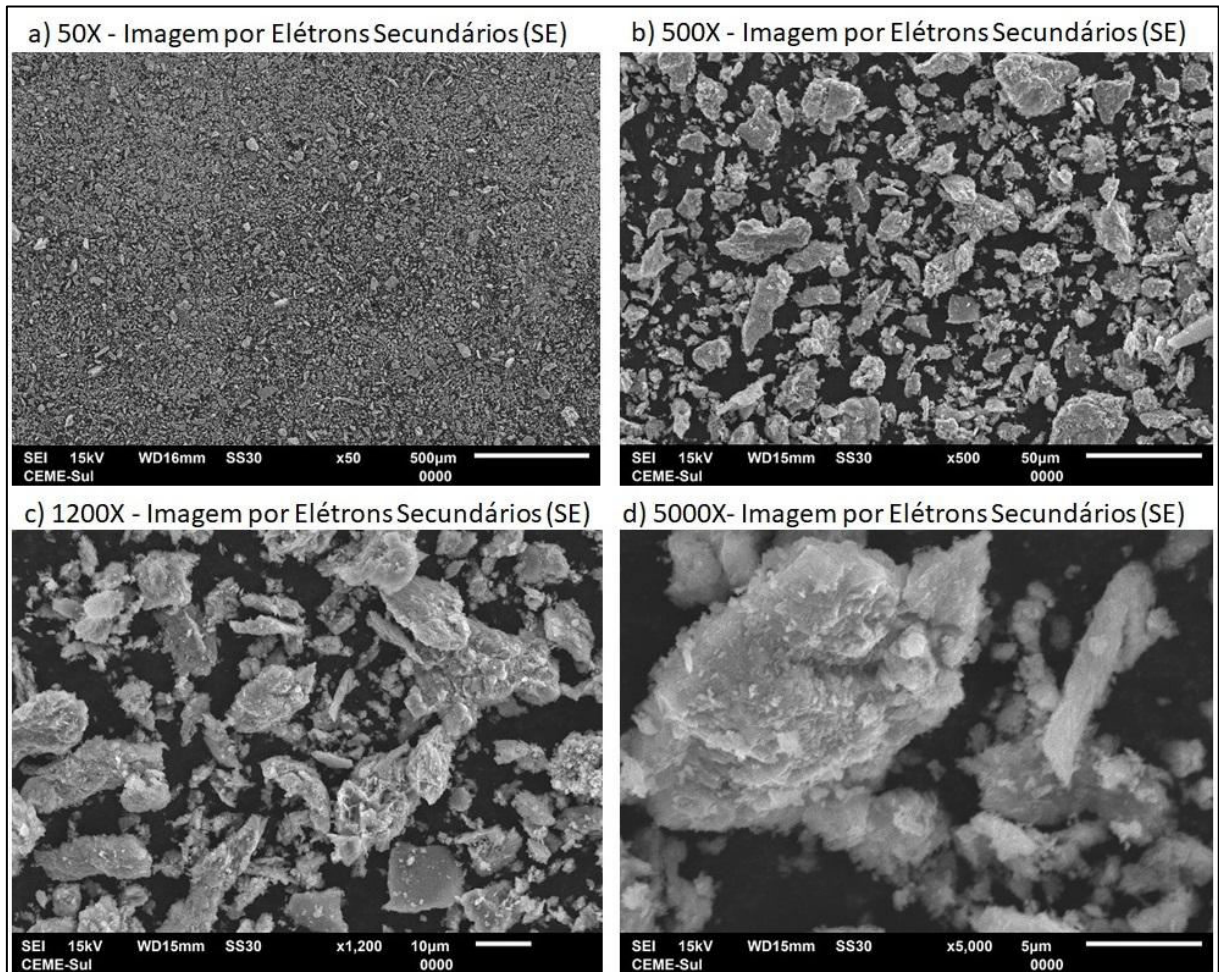
Figura 23 – Micrografias por MEV da condição CR após 3 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

As micrografias da condição CR (Figura 23), após três meses de exposição atmosférica, evidenciam a formação de agregados irregulares constituídos por partículas finas, distribuídas de forma heterogênea e com baixo grau de compactação. Em maiores ampliações, aparecem estruturas fragmentadas, com superfície irregular e partículas finas aderidas à superfície de agregados maiores. Essas características sugerem uma organização ainda pouco desenvolvida da camada de produtos de corrosão, compatível com estágios iniciais de sua formação.

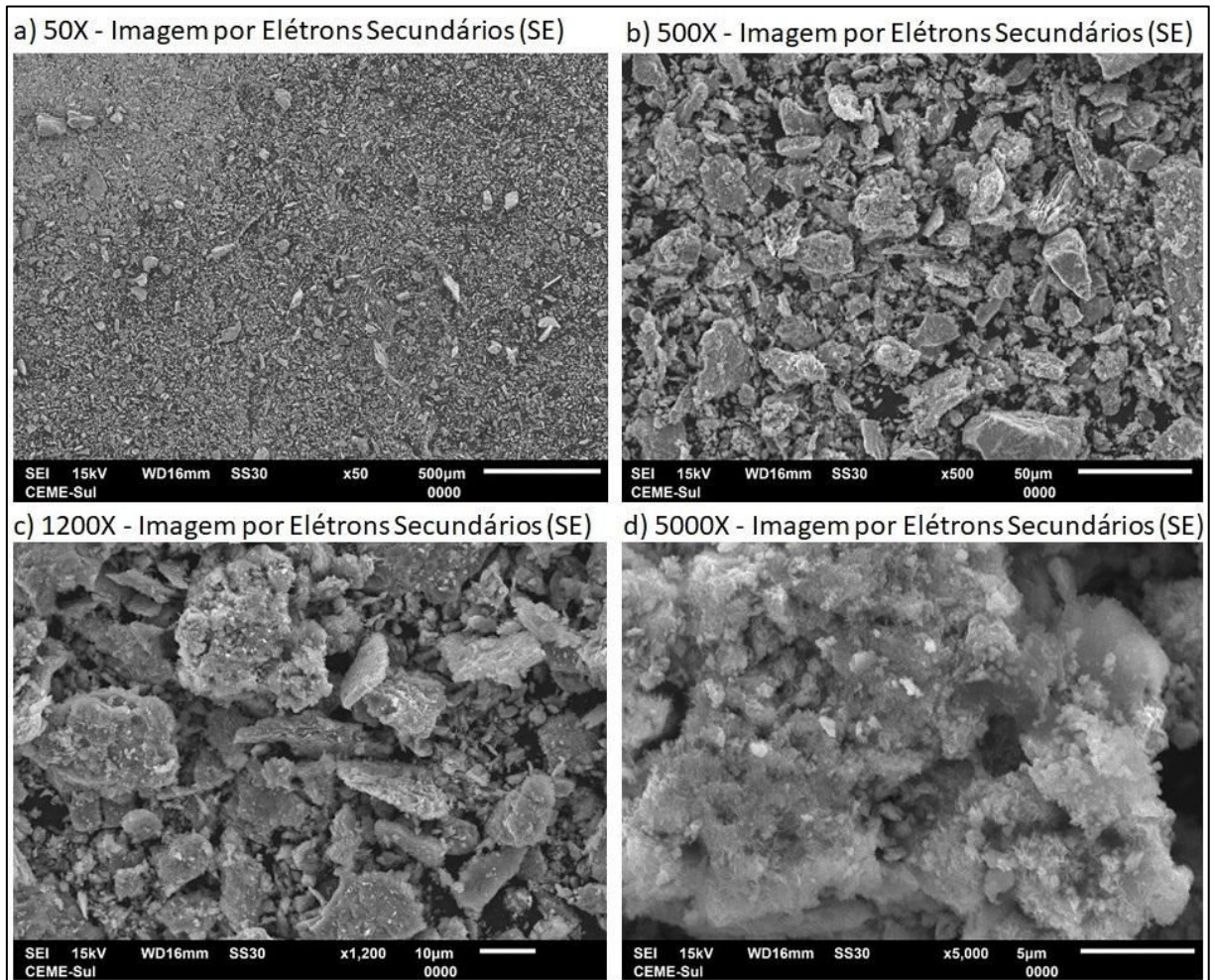
Figura 24 – Micrografias por MEV da condição RC após 3 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Na condição RC (Figura 24), as micrografias exibem partículas de maior tamanho médio e agregados mais definidos, distribuídos de forma heterogênea. Em maiores ampliações, as micrografias revelam regiões com aspecto parcialmente placoso e organização inicial em camadas, indicando um aumento no grau de compactação e no nível de organização da camada de produtos de corrosão.

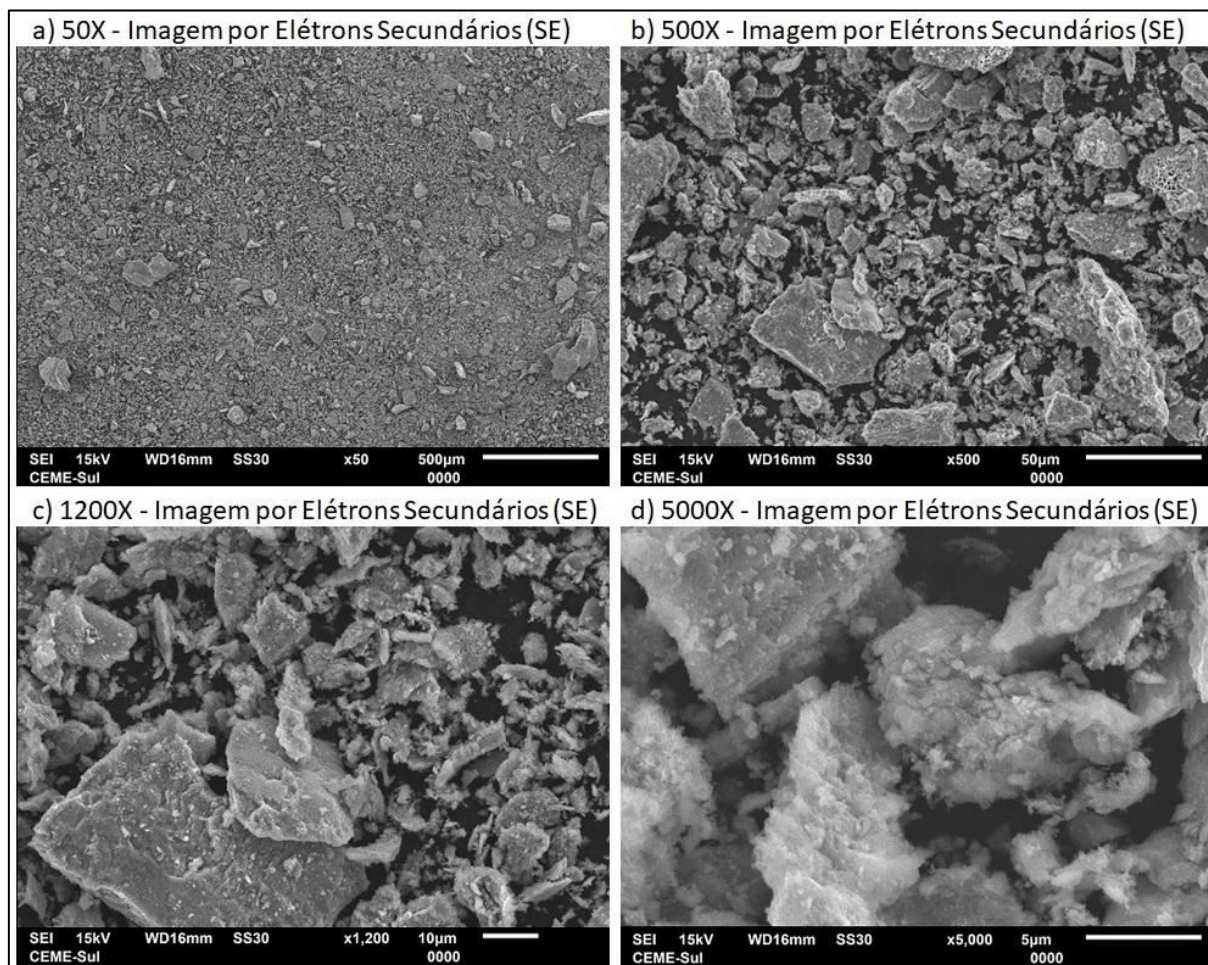
Figura 25 – Micrografias por MEV da condição RF após 3 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

As micrografias obtidas na Figura 25, referentes à condição RF, mostram agregados com elevado grau de compactação e aspecto mais contínuo. Em maiores ampliações, identificam-se regiões densas, com menor presença de vazios e partículas finas mais aderidas aos agregados, evidenciando um nível mais avançado de organização da camada de produtos de corrosão.

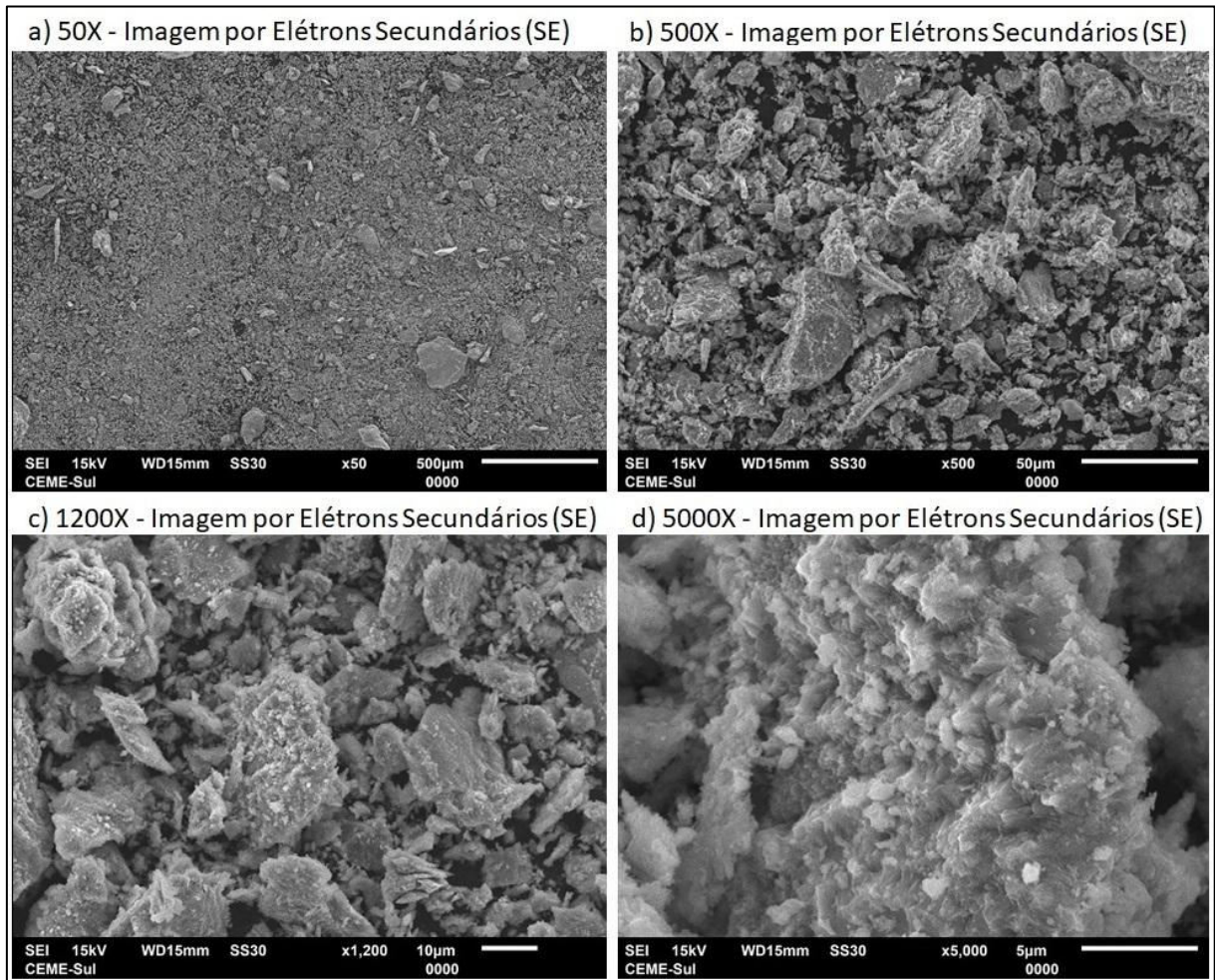
Figura 26 – Micrografias por MEV da condição CR após 6 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

As micrografias da condição CR (Figura 26) indicam partículas de produtos de corrosão com morfologia heterogênea, caracterizada pela presença de agregados irregulares, baixo grau de compactação e estrutura aberta, com presença de vazios entre as partículas. Em maiores ampliações, identificam-se estruturas fragmentadas e partículas finas aderidas a fragmentos maiores, evidenciando uma organização ainda limitada da camada de produtos de corrosão após seis meses de exposição atmosférica.

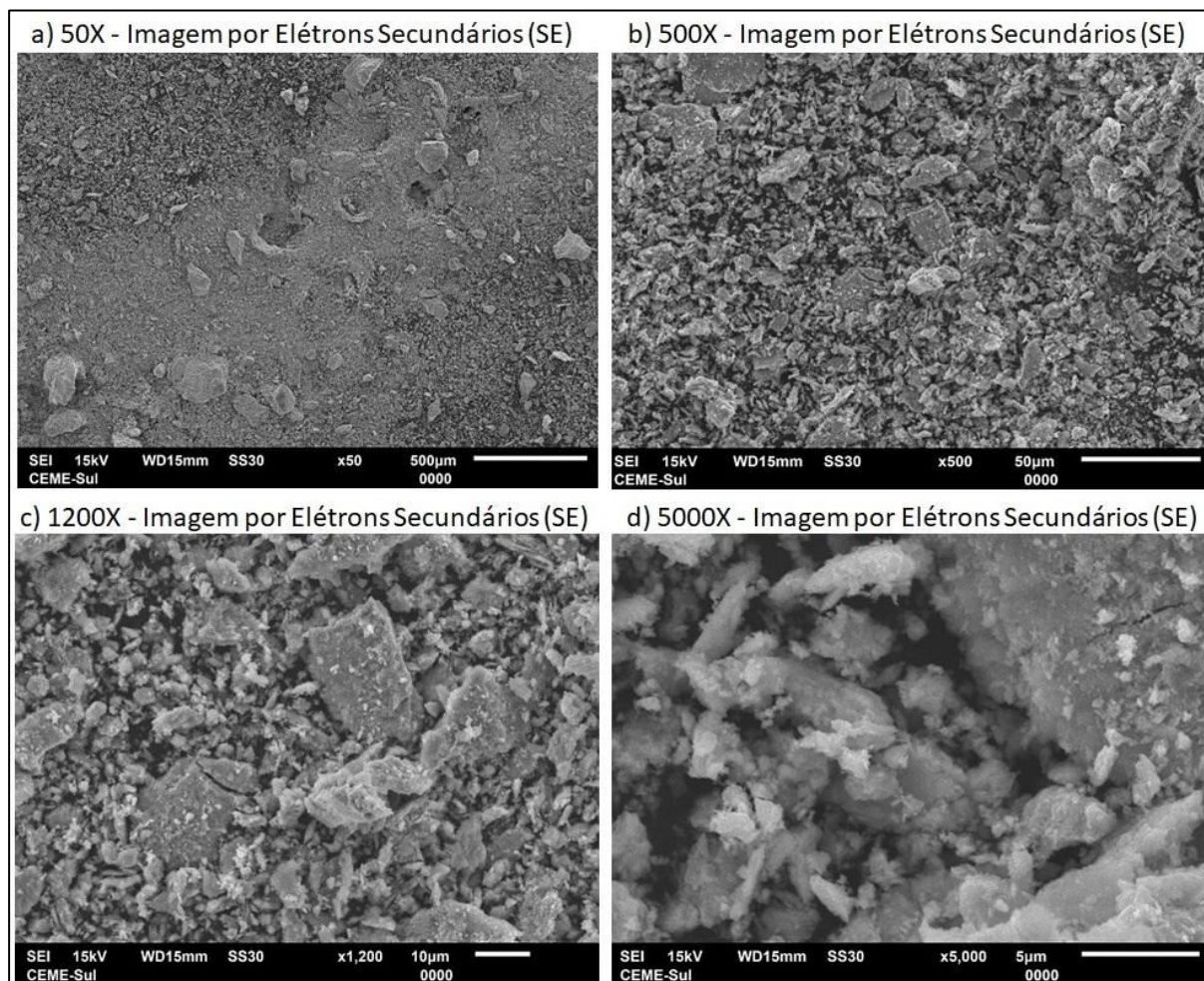
Figura 27 – Micrografias por MEV da condição RC após 6 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Na condição RC (Figura 27), após seis meses de exposição, as micrografias revelam a formação de agregados mais definidos, com maior grau de compactação e organização morfológica. Em maiores ampliações, as imagens mostram regiões densas, com partículas mais aderidas entre si e menor fragmentação, sugerindo o desenvolvimento progressivo de uma camada de produtos de corrosão mais coesa.

Figura 28 – Micrografias por MEV da condição RF após 6 meses de exposição atmosférica

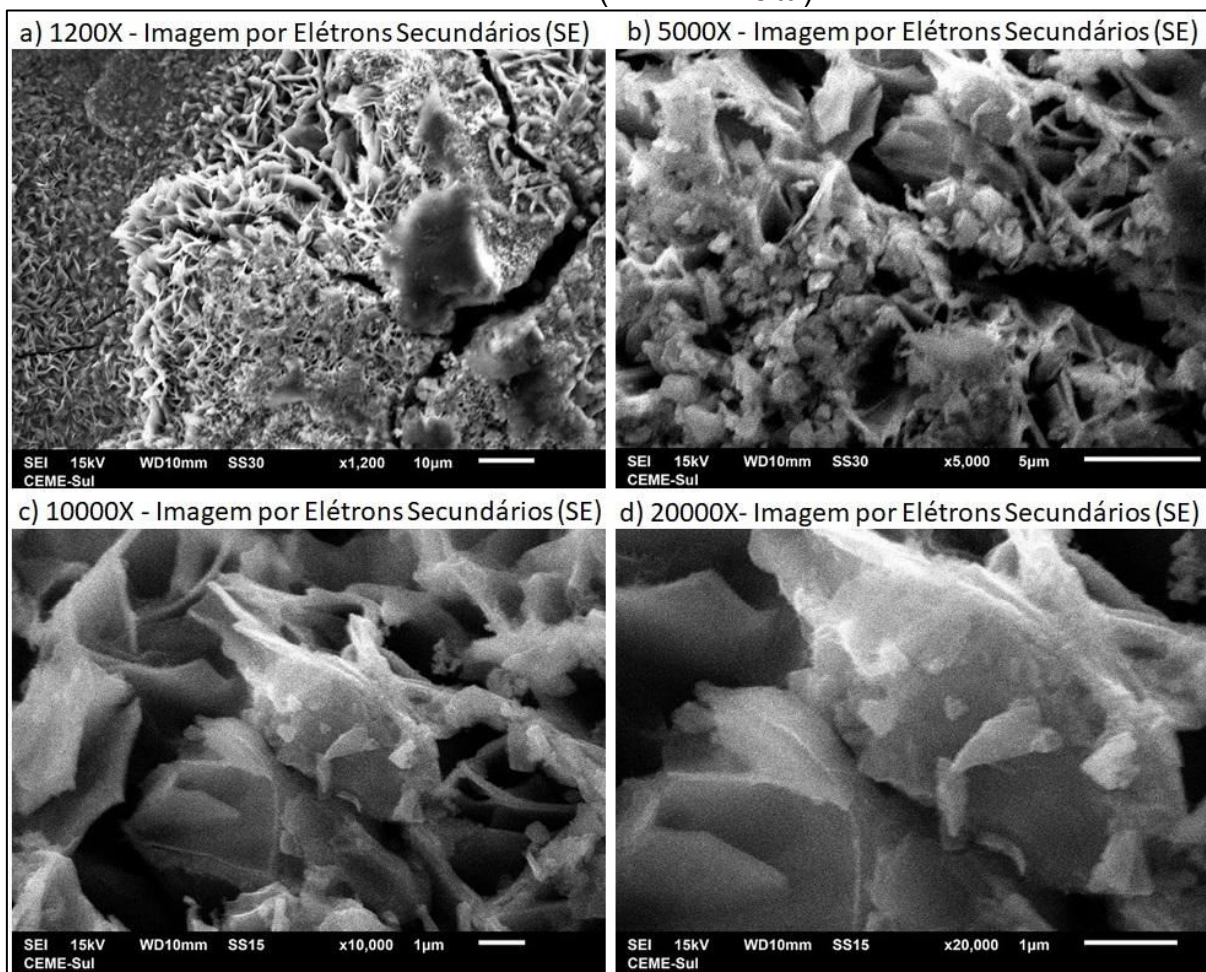


Fonte: elaborado pela autora

As micrografias obtidas na Figura 28, referentes à condição RF após seis meses de exposição atmosférica, revelam a formação de agregados densos, com elevado grau de compactação e continuidade. Em maiores ampliações, as imagens distinguem-se regiões com partículas fortemente aderidas e menor presença de vazios, sugerindo o desenvolvimento de uma camada de produtos de corrosão mais organizada e coesa.

Para as análises *in situ*, realizadas na superfície dos corpos de prova, as Figuras 29, 30 e 31 apresentam micrografias das condições CR, RC e RF, referentes ao período de três meses de exposição atmosférica, enquanto as Figuras 32, 33 e 34 correspondem ao período de seis meses.

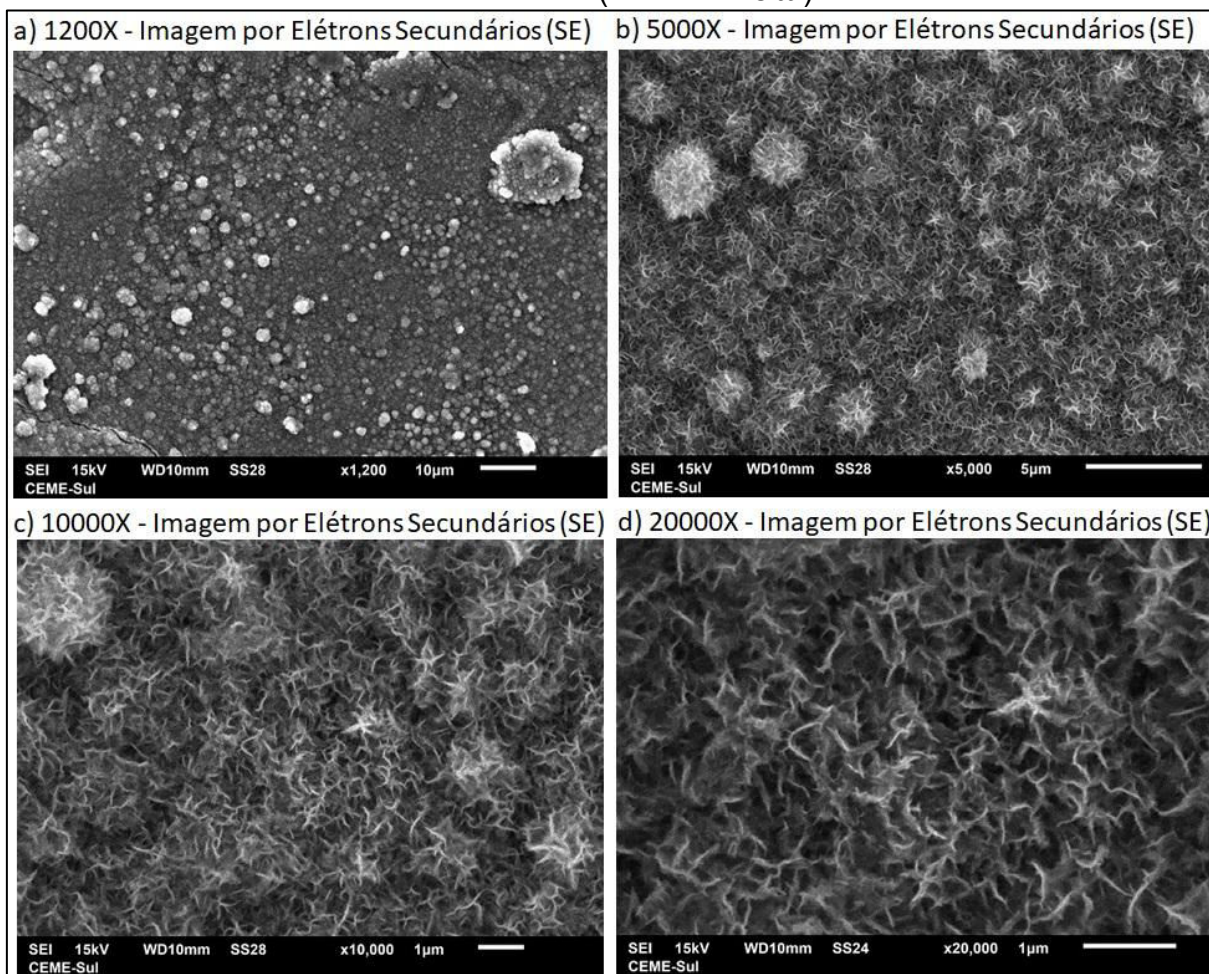
Figura 29 – Micrografias por MEV da condição CR após 3 meses de exposição atmosférica (análise *in situ*)



Fonte: elaborado pela autora

Na condição CR (Figura 29), após três meses de exposição atmosférica, as micrografias mostram a formação de uma camada superficial descontínua, constituída por estruturas predominantemente lamelares e pouco compactadas. Em maiores ampliações, observam-se partículas sobrepostas, com presença de vazios entre os agregados e baixo grau de coesão, o que caracteriza uma morfologia típica dos estágios iniciais de formação dos produtos de corrosão.

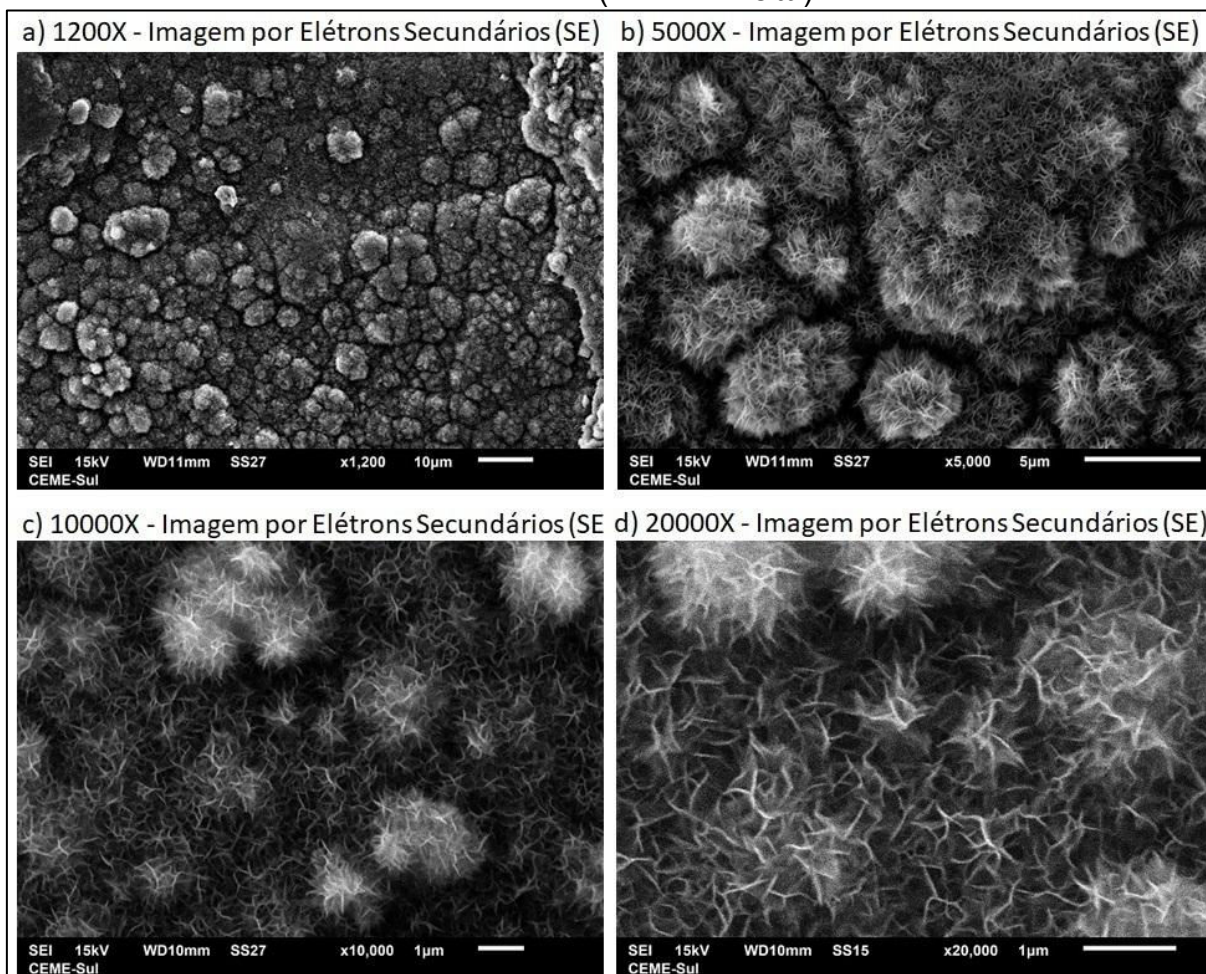
Figura 30 – Micrografias por MEV da condição RC após 3 meses de exposição atmosférica (análise *in situ*)



Fonte: elaborado pela autora

Após três meses de exposição atmosférica, as micrografias da condição RC (Figura 30) revelam uma superfície em grande parte recoberta por produtos de corrosão, com elevada densidade de núcleos de crescimento distribuídos de forma relativamente homogênea. Em maiores ampliações, percebe-se a formação de estruturas finas e interligadas, que conferem maior continuidade à camada superficial e refletem um avanço no processo de organização dos produtos de corrosão. Esse comportamento indica que o *pre-rusting* comercial favorece a nucleação precoce e mais homogênea dos produtos de corrosão, acelerando a cobertura superficial do aço. Além disso, a morfologia observada, especialmente nas Figuras 30c e 30d, apresenta uma estrutura laminar entrelaçada, do tipo “ninho de pássaro” (*bird nest*), típica da lepidocrocita, conforme descrito por Travassos (2020).

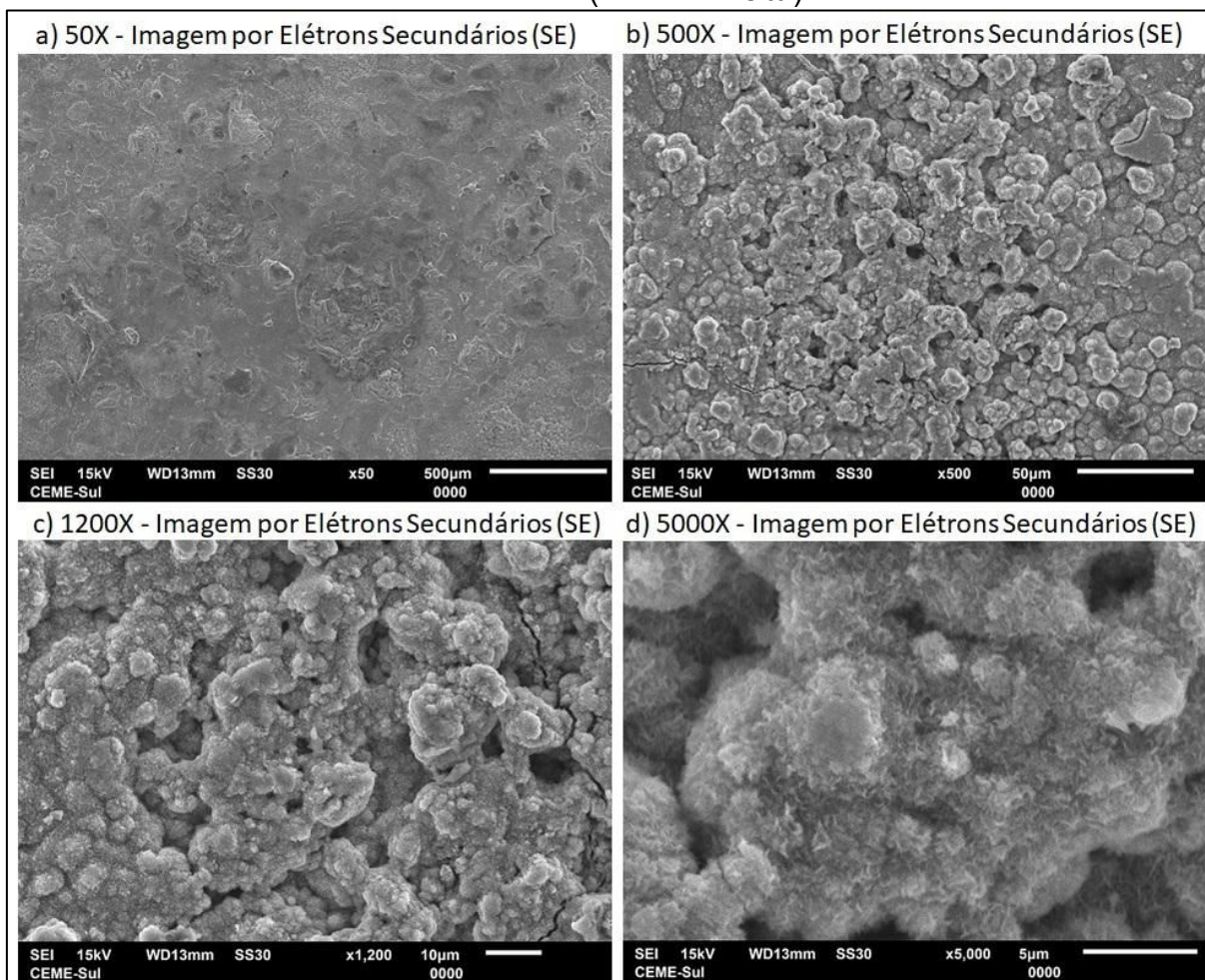
Figura 31 – Micrografias por MEV da condição RF após 3 meses de exposição atmosférica (análise *in situ*)



Fonte: elaborado pela autora

Na condição RF (Figura 31), após três meses de exposição, as micrografias evidenciam uma superfície densamente recoberta por produtos de corrosão, com formação de agregados bem definidos e distribuídos de forma relativamente homogênea. Em maiores ampliações, as imagens permitem identificar estruturas organizadas com crescimento radial, além de uma rede fina e interligada que confere elevada continuidade à camada de produtos de corrosão formada na superfície do aço. Essas características refletem um estágio mais avançado de organização dos produtos de corrosão já nos primeiros meses de exposição.

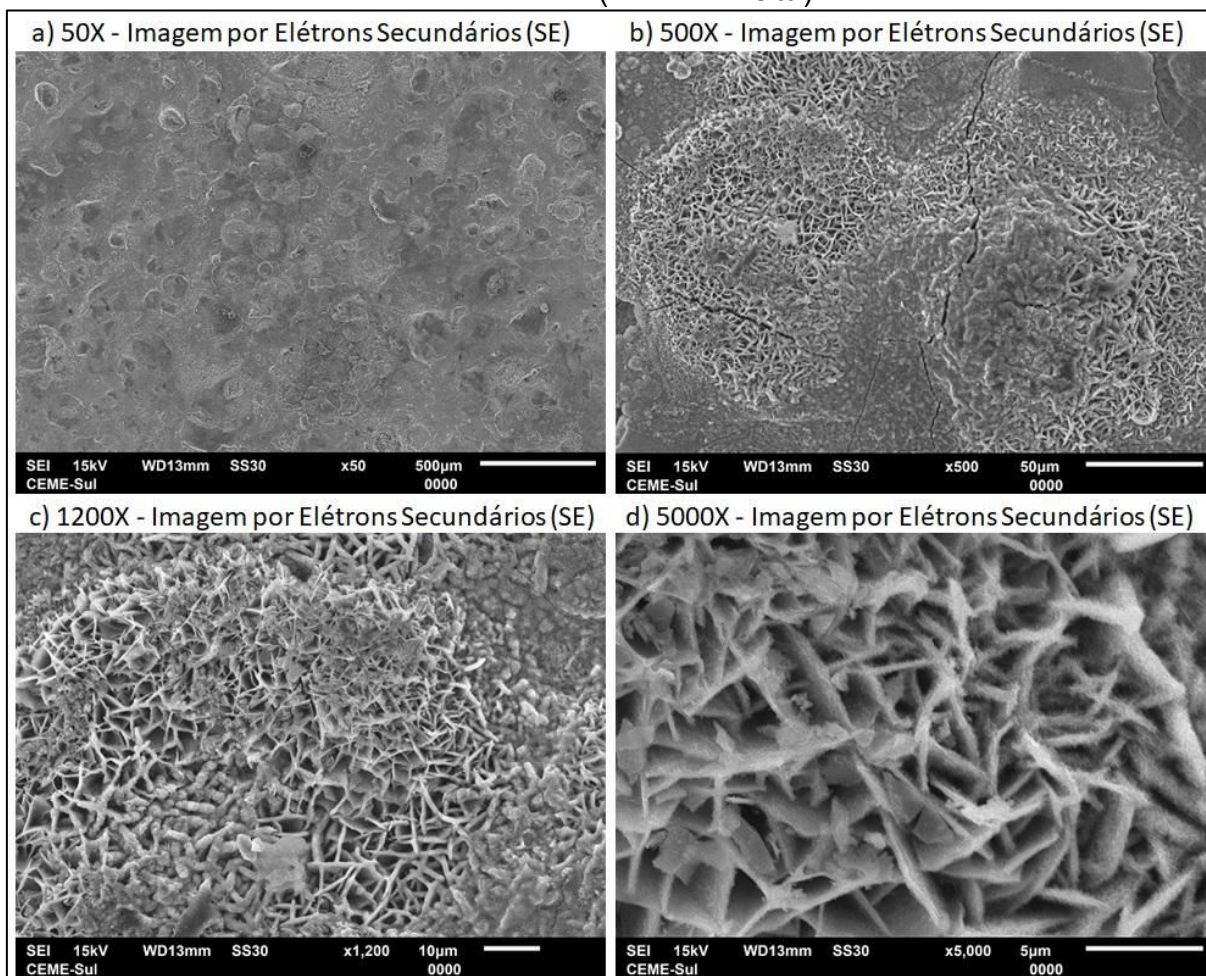
Figura 32– Micrografias por MEV da condição CR após 6 meses de exposição atmosférica (análise *in situ*)



Fonte: elaborado pela autora

Após seis meses de exposição atmosférica, as micrografias da condição CR (Figura 32) evidenciam a formação de uma camada mais espessa e amplamente distribuída sobre a superfície do aço, composta por agregados irregulares e coalescidos. Em maiores ampliações, verifica-se uma estrutura heterogênea, com regiões de maior acúmulo de produtos de corrosão e áreas com menor compactação, além da presença de descontinuidades locais. Essas características refletem um processo de evolução gradual da camada, ainda marcado por baixa uniformidade e limitado grau de organização, típico da condição sem tratamento prévio, o que tende a limitar a eficiência protetora nos estágios iniciais e intermediários.

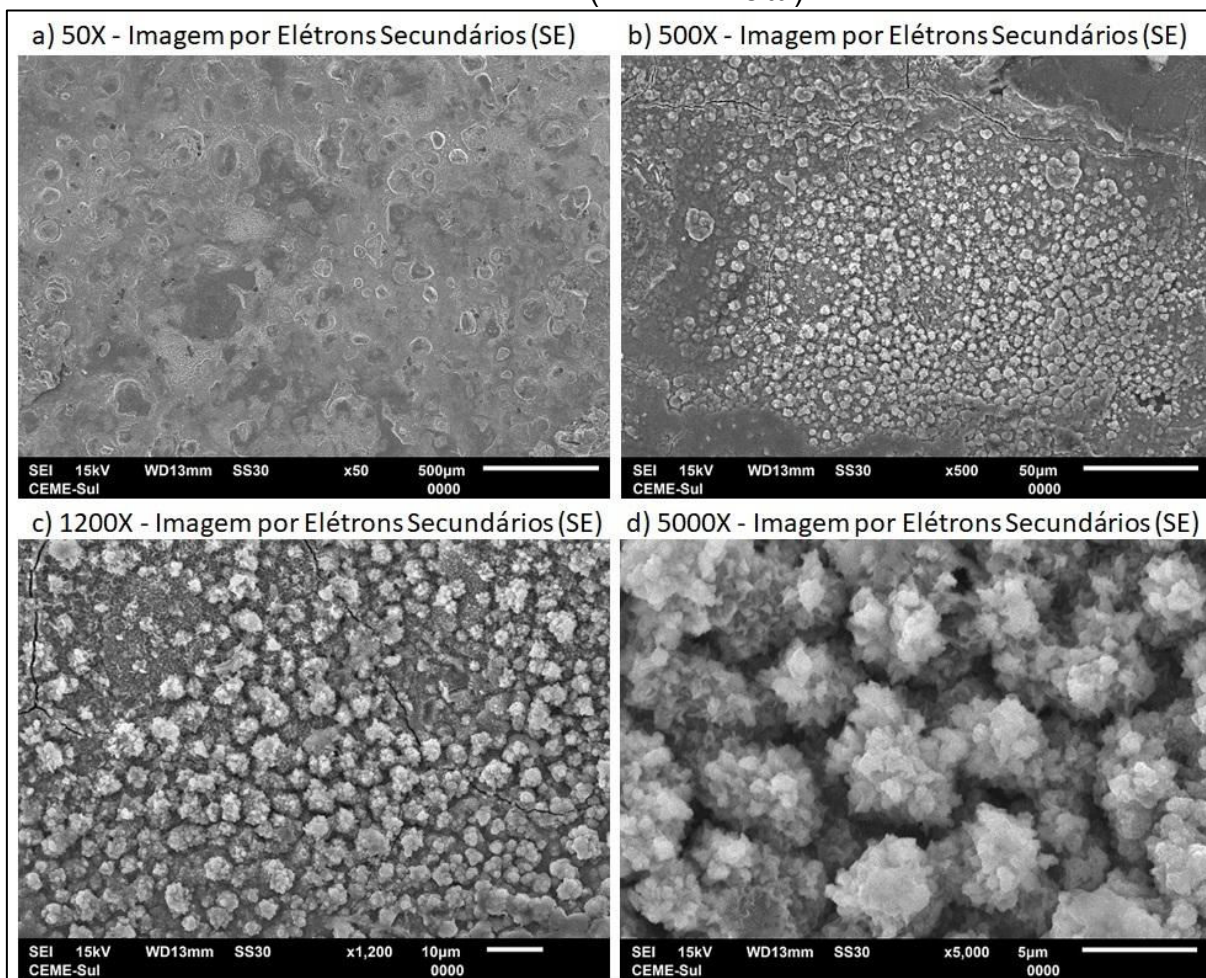
Figura 33 – Micrografias por MEV da condição RC após 6 meses de exposição atmosférica (análise *in situ*)



Fonte: elaborado pela autora

Na condição RC (Figura 33), após seis meses de exposição, as micrografias demonstram a formação de uma camada de produtos de corrosão mais contínua e organizada sobre a superfície do aço. As imagens revelam regiões densamente recobertas por estruturas finas e interligadas, com organização em rede entrelaçada e elevado grau de compactação. Em maiores ampliações, destacam-se padrões do tipo “ninho de pássaro” (Figuras 33c e 33d), caracterizados com partículas fortemente aderidas entre si e menor presença de vazios, refletindo um avanço no processo de consolidação da camada ao longo do tempo. Ainda assim, pequenas irregularidades indicam que o processo de estabilização da camada de produtos de corrosão permanece em andamento.

Figura 34 – Micrografias por MEV da condição RF após 6 meses de exposição atmosférica (análise *in situ*)



Fonte: elaborado pela autora

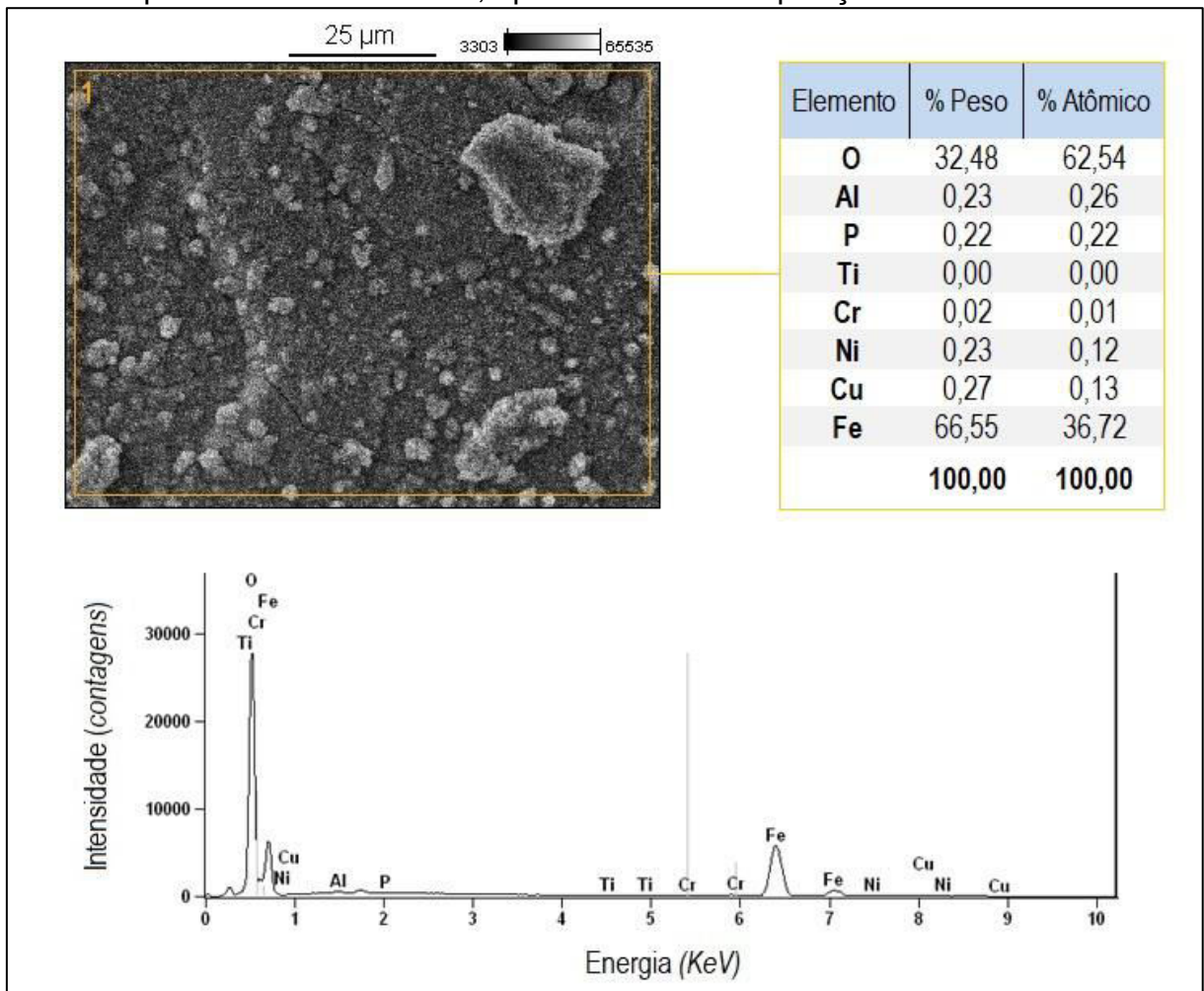
Na condição RF (Figura 34), após seis meses de exposição, as micrografias demonstram a formação de uma camada de produtos de corrosão densa e amplamente distribuída sobre a superfície do aço. As imagens revelam uma elevada densidade de agregados bem definidos, com boa continuidade e reduzida presença de vazios. Em maiores ampliações, evidencia-se uma estrutura compacta, composta por partículas fortemente coalescidas, indicando elevado grau de consolidação da camada ao longo do período de exposição, com morfologia semelhante ao tipo agregados algodinosos (cotton balls), associada à goethita, conforme descrito por Raman (1987, 1989), de acordo com Travassos (2020). Esses resultados reforçam o efeito positivo do *pre-rusting* formulado no desenvolvimento de uma camada mais estável e com maior potencial protetor. Além de acelerar a formação dos produtos de corrosão, esse tratamento contribui para a melhoria da qualidade microestrutural

da camada, favorecendo uma proteção mais eficiente mesmo em períodos relativamente curtos de exposição.

4.3.2.3 Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)

As Figuras 35 a 40 ilustram os resultados da análise química qualitativa e semiquantitativa por EDS acoplado ao MEV, realizada em amostras nas condições CR, RC e RF para análise *in situ*, referentes aos períodos de exposição atmosférica avaliados.

Figura 35 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição CR do aço patinável AHSS 750WP, após 3 meses de exposição atmosférica

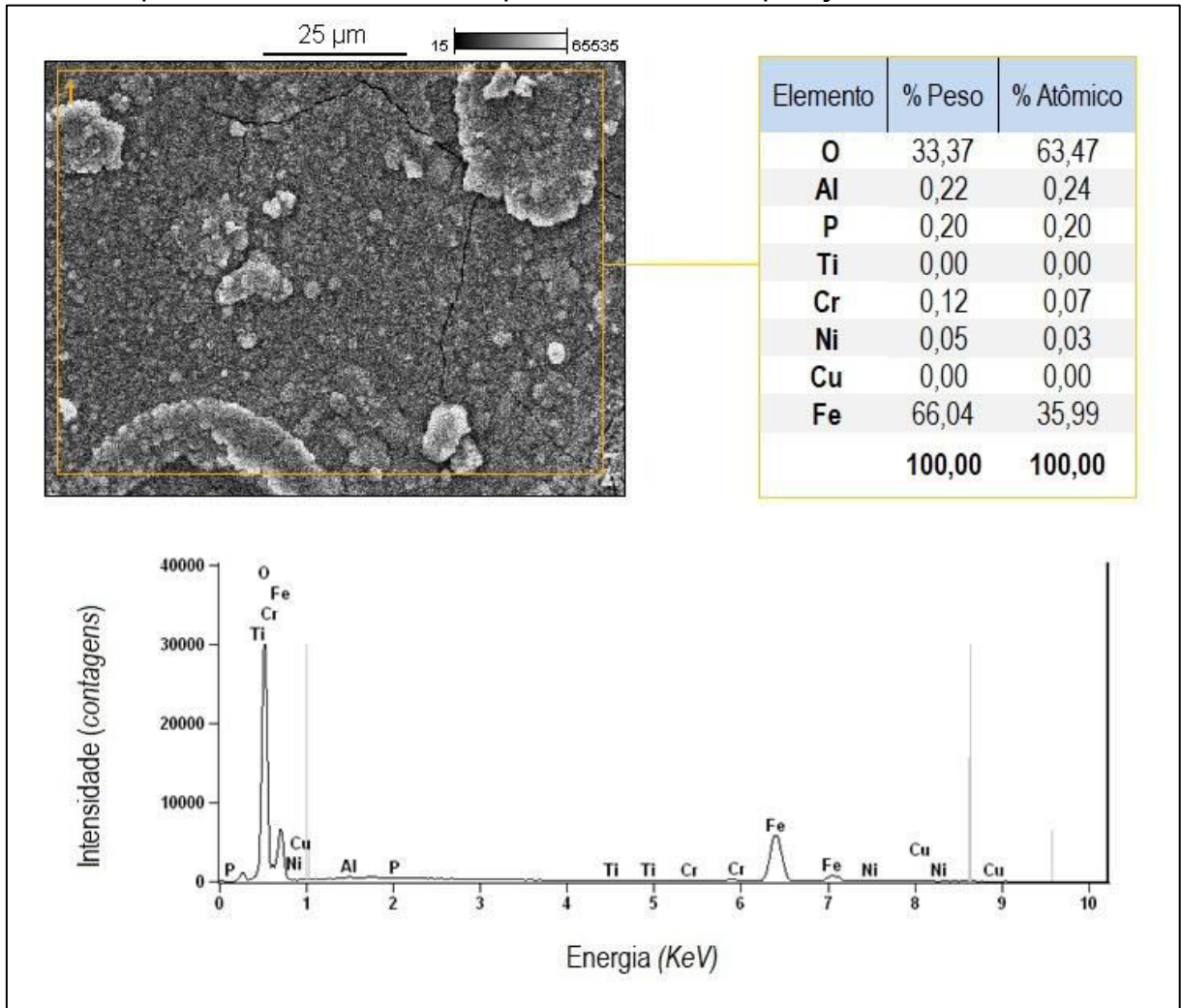


Fonte: elaborado pela autora

A condição CR (Figura 35), após três meses de exposição atmosférica, apresenta predominância de Fe e O, compatível com a formação inicial de óxidos e

oxi-hidróxidos de ferro. Elementos como Al, P, Cr e Ni aparecem em baixos teores, relacionados à composição do material. A distribuição química evidencia uma camada ainda em fase de consolidação, com organização estrutural em desenvolvimento, compatível com a condição sem *pre-rusting*.

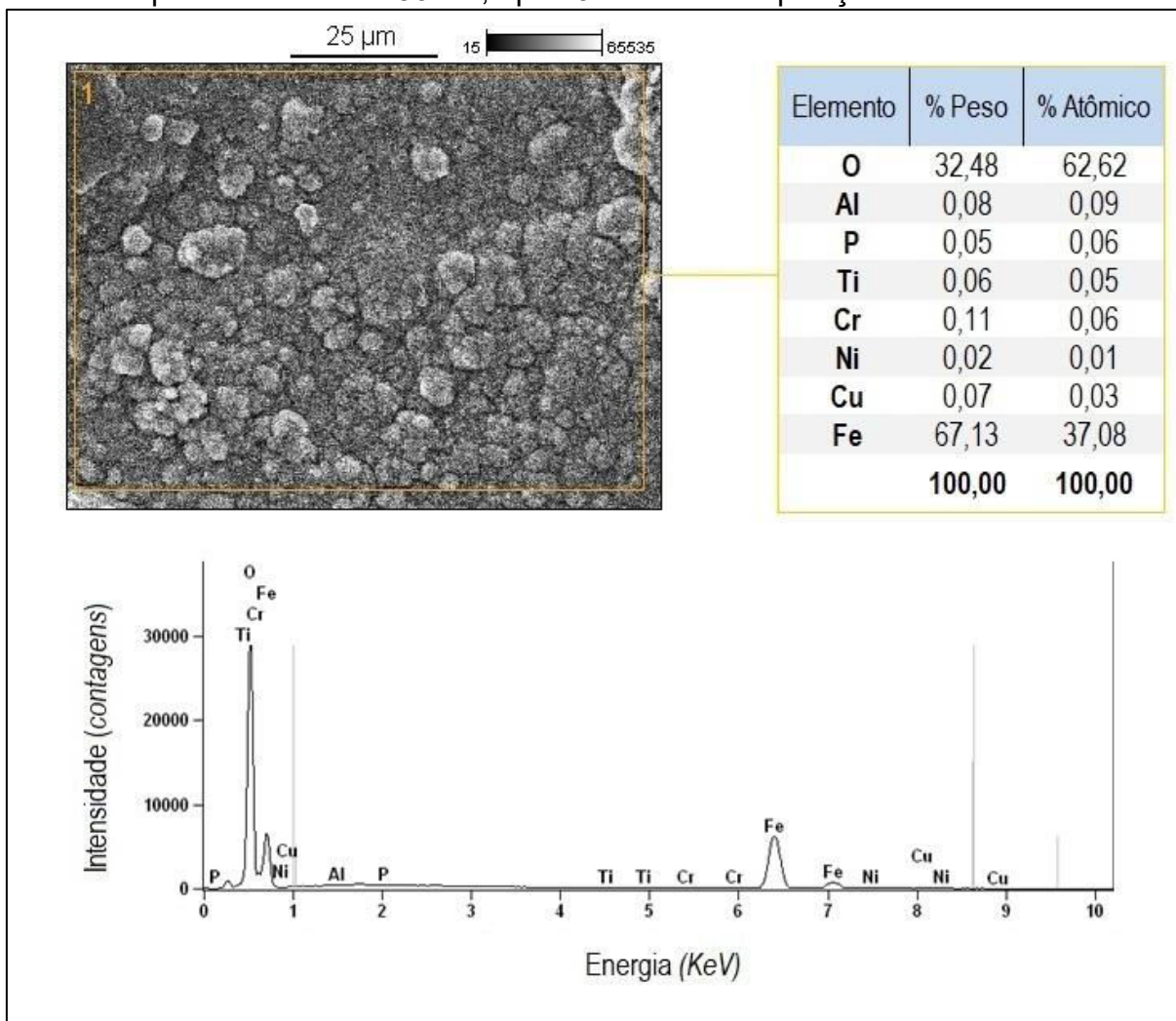
Figura 36 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição RC do aço patinável AHSS 750WP, após 3 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Na condição RC (Figura 36), após três meses de exposição, predominam Fe e O, indicando a formação de óxidos e oxi-hidróxidos de ferro. Al, P, Cr e Ni ocorrem em pequenas quantidades, vinculadas à composição do aço. A maior uniformidade química observada ao longo da superfície sugere avanço mais regular da camada, refletindo a influência inicial do *pre-rusting* comercial.

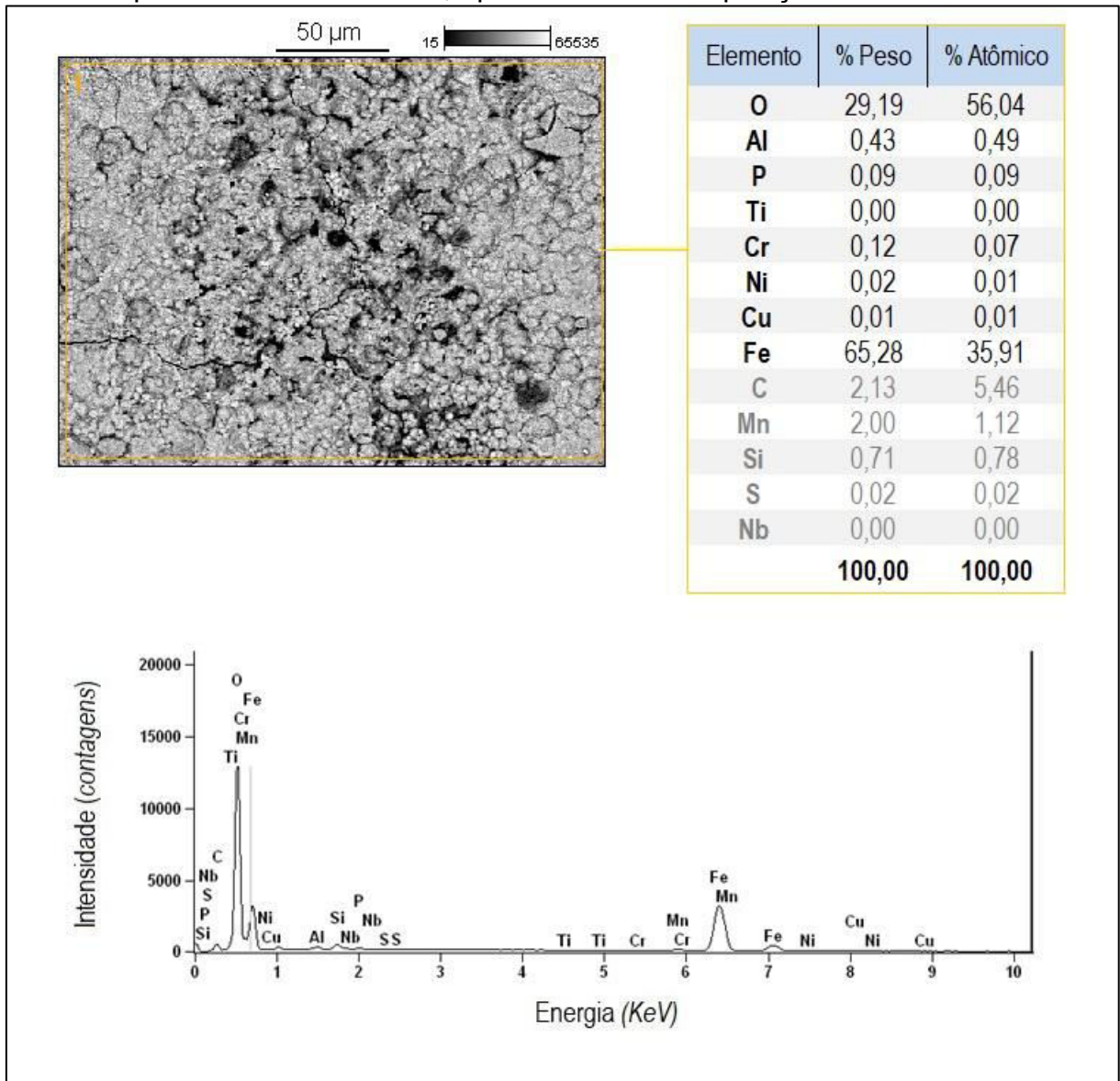
Figura 37 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição RF do aço patinável AHSS 750WP, após 3 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

A condição RF (Figura 37), após três meses de exposição, caracteriza-se pela maior proporção de Fe e O, associada à formação de óxidos e oxi-hidróxidos de ferro. Além desses elementos, detectam-se baixos teores de Al, P, Cr, Ni e Cu, associados à composição do aço. A distribuição dos elementos indica formação mais homogênea da camada de produtos de corrosão, evidenciando o efeito do *pre-rusting* formulado nos estágios iniciais de exposição.

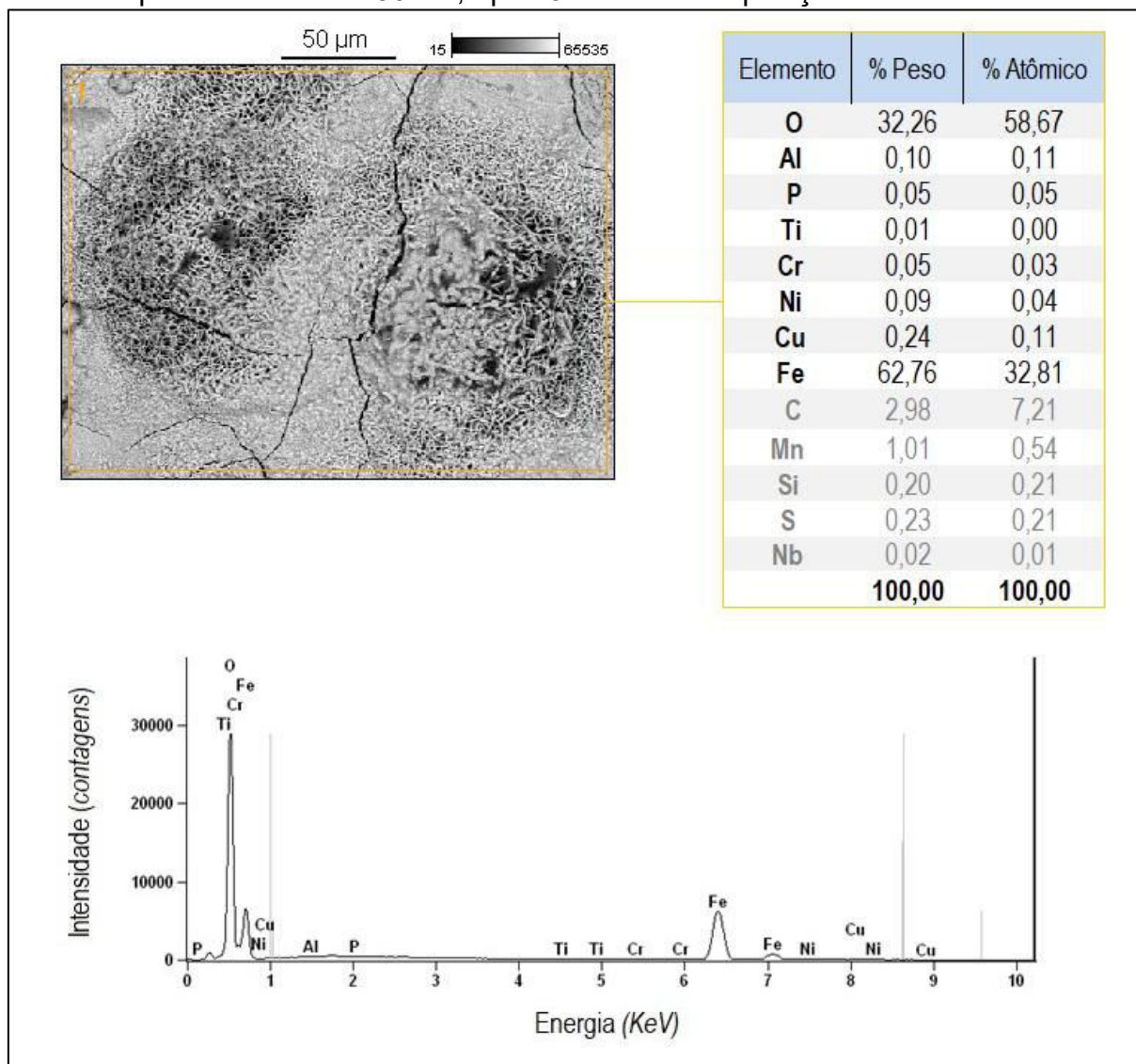
Figura 38 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição CR do aço patinável AHSS 750WP, após 6 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Após seis meses de exposição atmosférica, a condição CR (Figura 38) apresenta predominância de Fe e O, indicando a consolidação progressiva dos produtos de corrosão ao longo do tempo. Também são identificados baixos teores de Al, P, Cr, Ni e Cu, relacionados à composição do aço, além da presença de Mn e Si. O C detectado pode estar associado ao uso da fita de carbono na montagem das amostras para análise em MEV/EDS. A distribuição dos elementos ao longo da superfície sugere o desenvolvimento de uma camada mais espessa e contínua em relação ao período inicial de exposição.

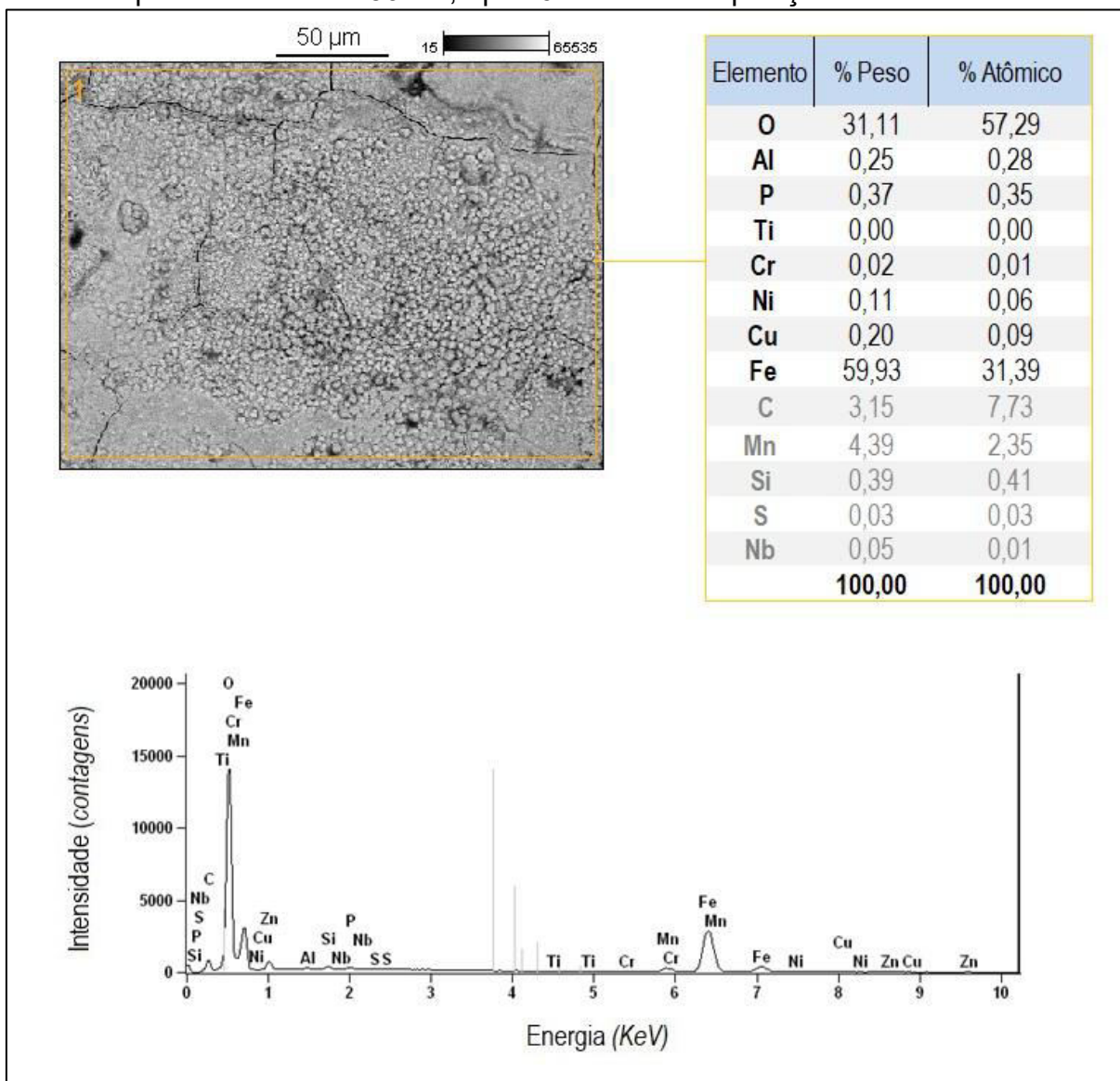
Figura 39 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição RC do aço patinável AHSS 750WP, após 6 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Na condição RC (Figura 39), após seis meses de exposição, observa-se maior proporção de Fe e O. Pequenas quantidades de Al, P, Cr, Ni, Cu, Mn e Si, decorrentes da composição do aço, também são identificadas, enquanto a presença de C pode estar associada ao uso da fita de carbono na montagem das amostras no MEV/EDS. A análise da composição ao longo da superfície indica uma camada mais contínua e melhor organizada em relação ao período de três meses de exposição.

Figura 40 – Análise química qualitativa por MEV/EDS da condição RF do aço patinável AHSS 750WP, após 6 meses de exposição atmosférica



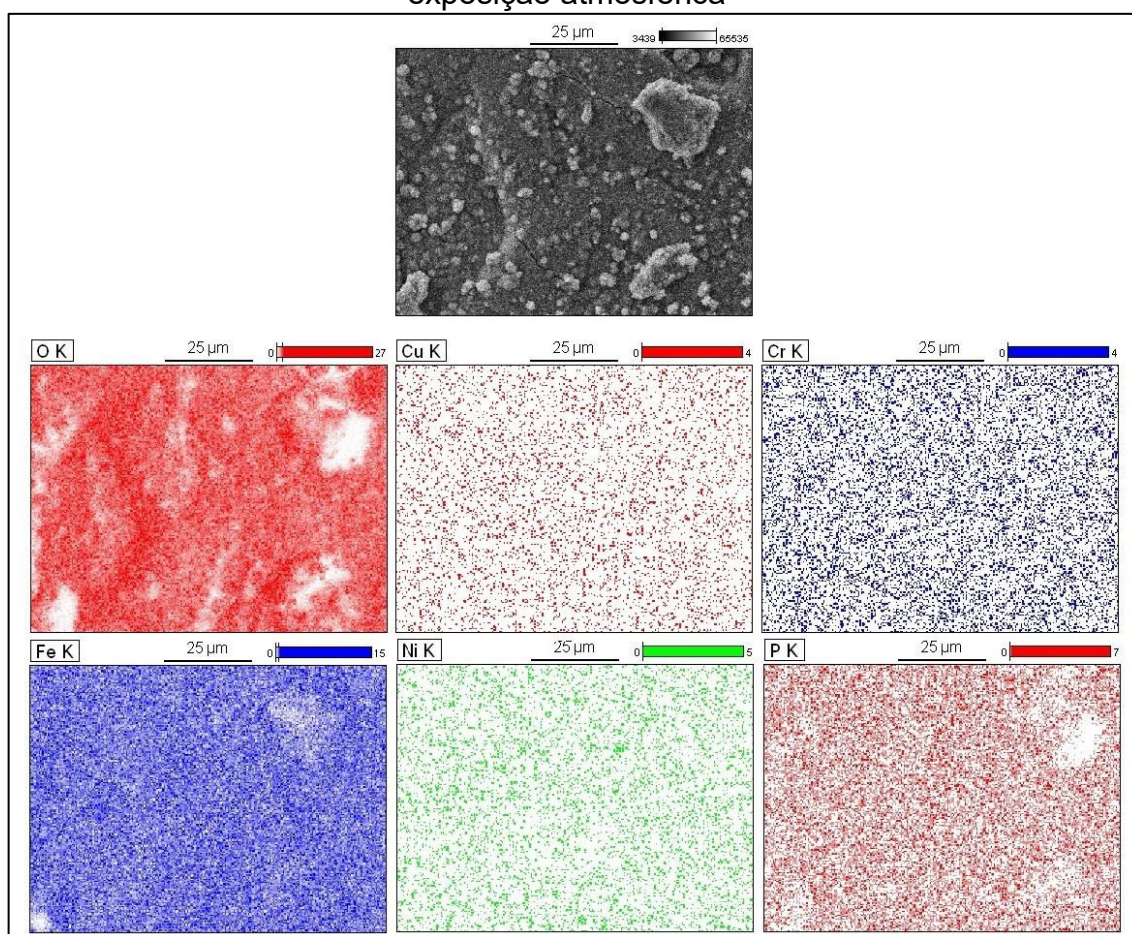
Fonte: elaborado pela autora

A condição RF (Figura 40), após seis meses de exposição, mostra maior proporção de Fe e O, indicando maior consolidação da camada de produtos de corrosão ao longo do tempo. Identificam-se baixos teores de Al, P, Cr, Ni, Cu, Mn e Si, associados à composição do aço, enquanto a presença de C pode estar relacionada à montagem das amostras no MEV/EDS. A configuração química observada na superfície revela avanço na compactação e na organização da camada em relação ao período inicial de exposição.

4.3.2.4 Mapeamento elementar por EDS

As Figuras 41, 42 e 43 reúnem os resultados do mapeamento elementar por MEV/EDS em amostras das condições CR, RC e RF para análise *in situ*, após três meses de exposição atmosférica, com varredura em área da superfície analisada.

Figura 41 – Mapeamento elementar por MEV/EDS da condição CR após 3 meses de exposição atmosférica

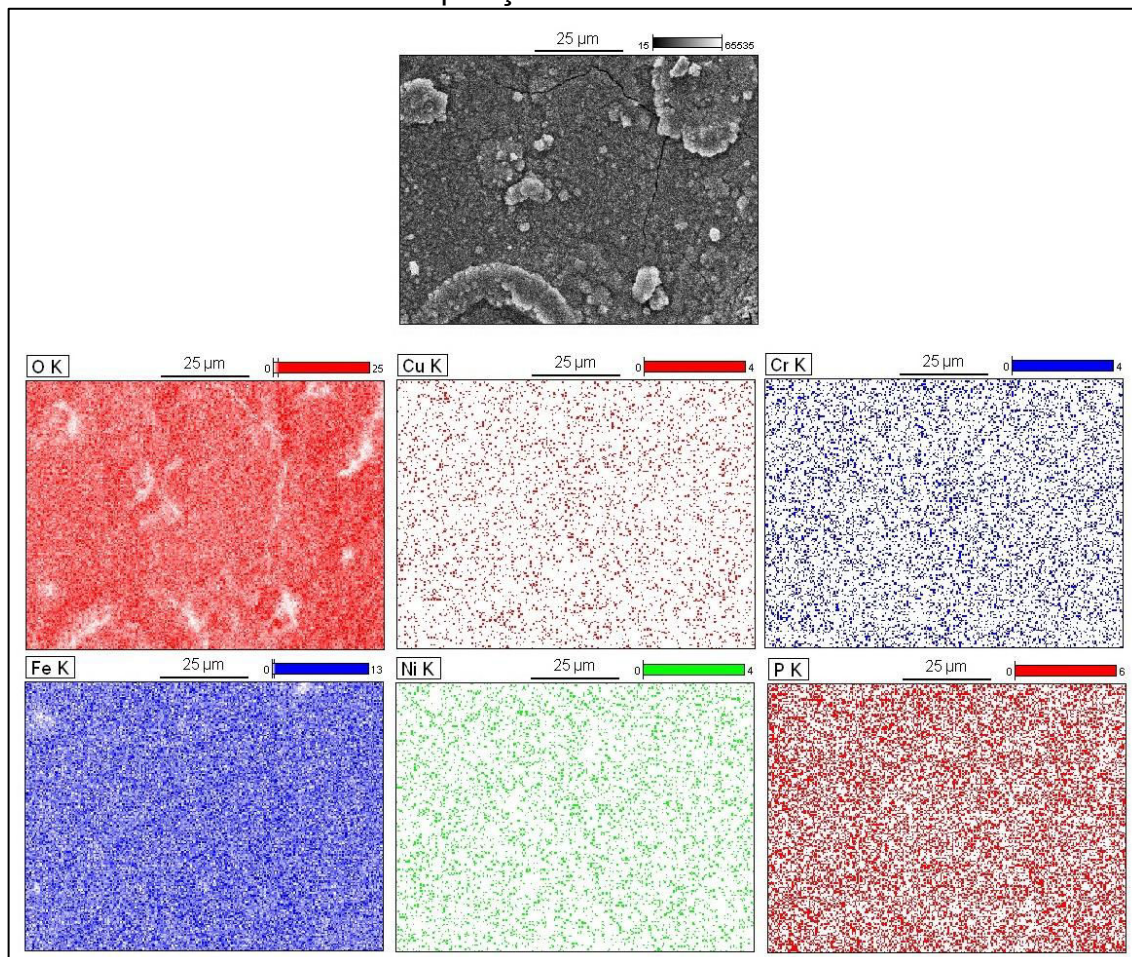


Fonte: elaborado pela autora

Na Figura 41, o mapeamento da condição CR após três meses de exposição atmosférica indica que a distribuição dos principais elementos ocorre de forma predominantemente homogênea, com elevada presença de Fe e O associada à formação dos produtos de corrosão. Os mapas de Cu, Cr, Ni e P indicam dispersão relativamente uniforme, sem evidência de enriquecimento localizado. E o oxigênio mostra leve variação espacial, possivelmente associada a diferenças locais de espessura e compactação da camada, coerentes com o estágio inicial de evolução observado na condição sem tratamento, no qual a nucleação de óxidos ocorre

preferencialmente em defeitos superficiais, inclusões ou regiões energeticamente mais favoráveis.

Figura 42 – Mapeamento elemental por MEV/EDS da condição RC após 3 meses de exposição atmosférica

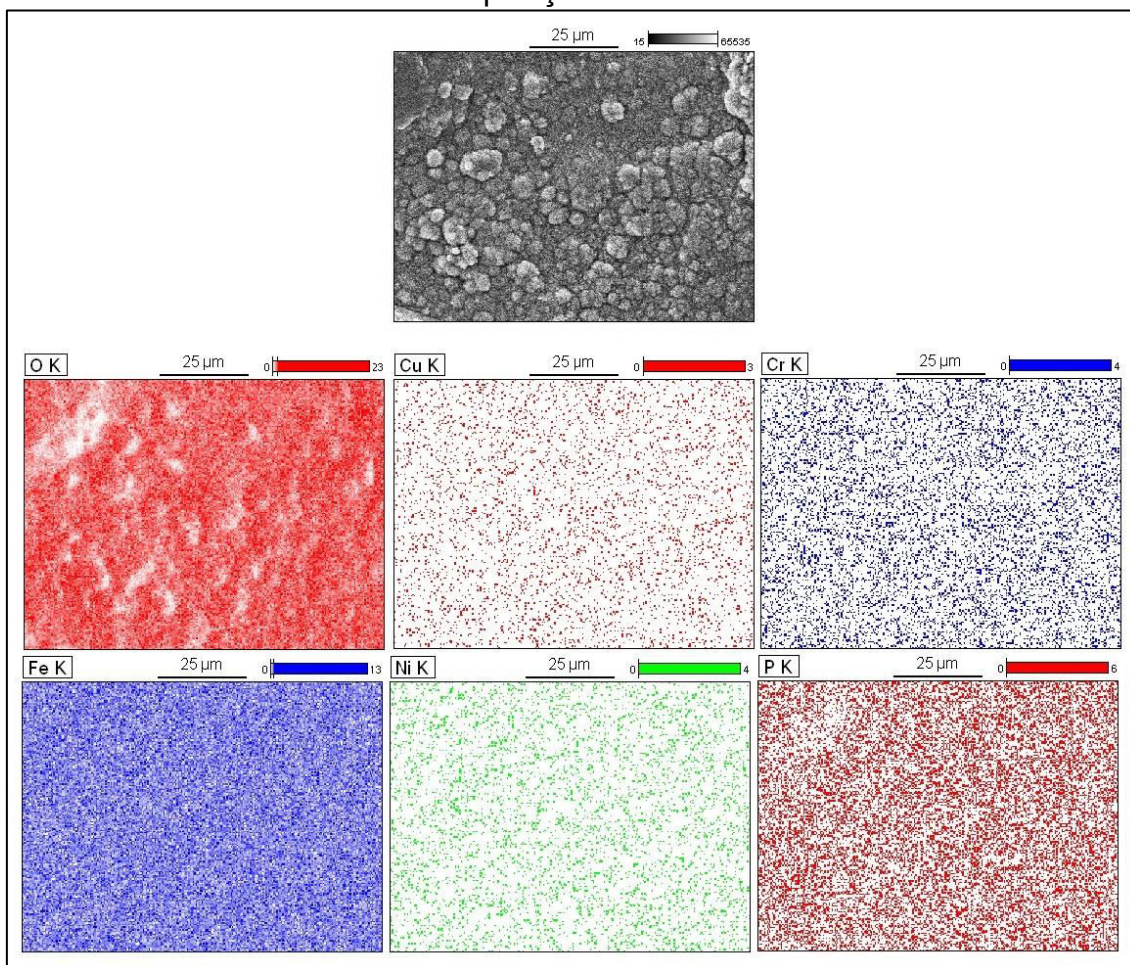


Fonte: elaborado pela autora

O mapeamento da condição RC (Figura 42), após três meses de exposição evidencia formação mais contínua de produtos de corrosão, relacionada à predominância de Fe e O e à morfologia mais densa observada nessa condição.

Os mapas de Cu, Cr, Ni e P indicam distribuição homogênea, sem concentração localizada, sugerindo participação desses elementos no desenvolvimento inicial da camada. A menor variação espacial do oxigênio, em comparação com a condição CR, indica maior uniformidade da camada já nesse período, possivelmente relacionada ao efeito do tratamento comercial na ativação da superfície e no favorecimento da nucleação inicial dos óxidos.

Figura 43 – Mapeamento elemental por MEV/EDS da condição RF após 3 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

Na condição RF (Figura 43), o mapeamento após três meses de exposição indica a presença de estruturas mais organizadas e densamente distribuídas, compatíveis com o desenvolvimento mais controlado dos produtos de corrosão nessa condição. A distribuição de Fe e O ocorre de forma contínua ao longo da área analisada, enquanto os elementos Cu, Cr, Ni e P permanecem dispersos de maneira homogênea, sem evidência de segregações locais. A baixa variabilidade espacial do oxigênio reforça o caráter mais uniforme da camada formada, indicando que o tratamento formulado favorece a nucleação simultânea e o crescimento mais equilibrado dos óxidos desde os estágios iniciais de exposição.

Os mapeamentos por MEV/EDS realizados aos três meses mostraram distribuição predominantemente homogênea dos principais elementos nas condições CR, RC e RF, com variações discretas concentradas principalmente no oxigênio. Em conjunto com as análises morfológicas e estruturais, esses resultados reforçam a

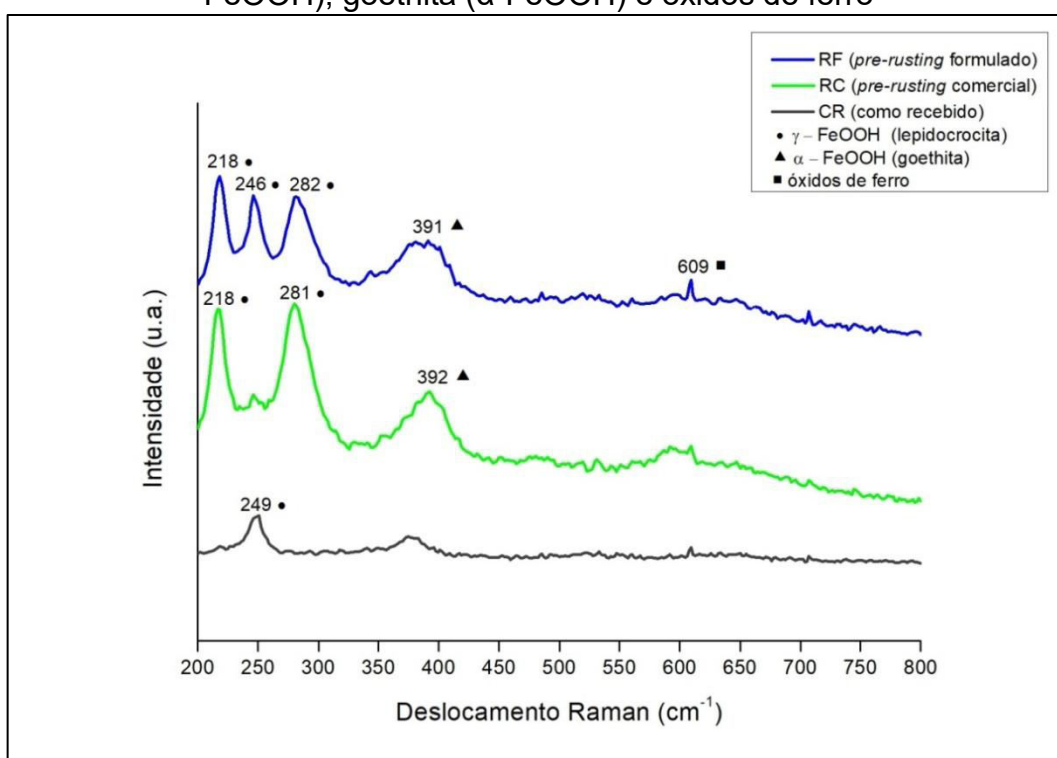
evolução progressiva e relativamente uniforme da camada de produtos de corrosão nesse estágio inicial.

Considerando esse comportamento e a coerência com os demais resultados obtidos, a análise aos seis meses não foi realizada, por não se preverem alterações relevantes na distribuição elemental.

4.3.2.5 Espectroscopia micro-Raman

Os espectros micro-Raman, na faixa de 200 a 800 cm^{-1} , das condições CR, RC e RF, após o período de exposição atmosférica, são apresentados na Figura 44. A atribuição das bandas às diferentes fases foi realizada com base na literatura.

Figura 44 – Espectros micro-Raman dos produtos de corrosão do aço patinável AHSS 750WP nas condições RF, RC e CR, com identificação de lepidocrocita (γ -FeOOH), goethita (α -FeOOH) e óxidos de ferro



Fonte: elaborado pela autora

Na condição CR, o espectro apresenta baixa intensidade, com destaque para uma banda em aproximadamente 249 cm^{-1} , associada à lepidocrocita (γ -FeOOH). Esse comportamento indica a formação inicial dos produtos de corrosão, com estrutura ainda pouco organizada. Já na condição RC, os espectros apresentam

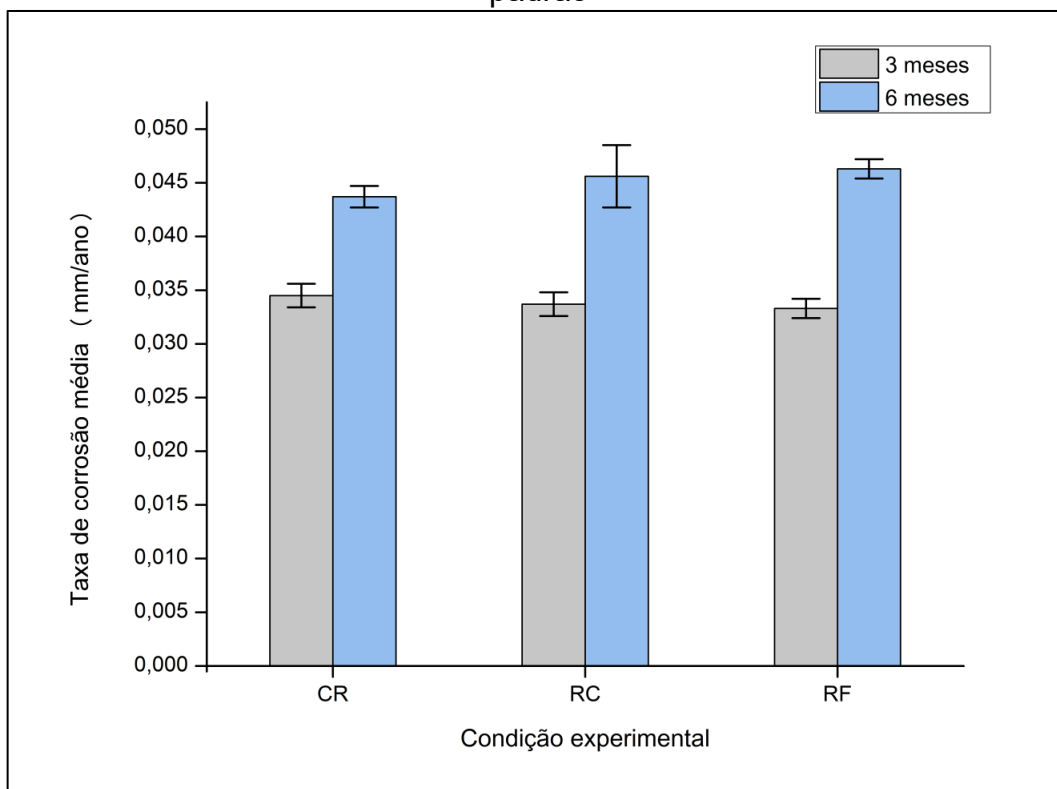
maior intensidade e melhor definição das bandas, com picos em aproximadamente 218 e 281 cm^{-1} , atribuídos à lepidocrocita, e em torno de 392 cm^{-1} , associado à goethita ($\alpha\text{-FeOOH}$). Esses resultados indicam o início da formação de fases mais estáveis, refletindo uma evolução da camada em relação à condição CR.

Para a condição RF, observa-se o desenvolvimento mais acentuado das bandas Raman, com picos em aproximadamente 218, 246 e 282 cm^{-1} , característicos da lepidocrocita, além da banda em torno de 391 cm^{-1} , associada à goethita. Destaca-se ainda a presença da banda em aproximadamente 609 cm^{-1} , relacionada à contribuição de óxidos de ferro mais cristalinos, indicando maior grau de organização estrutural dos produtos de corrosão.

4.3.3 Análise comparativa dos resultados

A Figura 45 ilustra a comparação das taxas médias de corrosão nas condições CR, RC e RF, obtidas ao longo do período de exposição atmosférica.

Figura 45 – Taxas médias de corrosão nas condições CR, RC e RF, com desvio padrão



Fonte: elaborado pela autora

Os resultados apontaram um aumento da taxa de corrosão do período de três para seis meses em todas as condições experimentais. Aos três meses, os valores obtidos para as condições CR, RC e RF foram próximos entre si, indicando comportamento semelhante no estágio inicial de exposição. Aos seis meses, observou-se uma diferenciação entre as condições, com valores ainda próximos entre si e diferenças de baixa magnitude entre CR, RC e RF. O desvio padrão demonstrou baixa dispersão dos resultados aos três meses e maior variabilidade aos seis meses, evidenciando a influência gradual dos fatores ambientais com o avanço do período de exposição.

Esse comportamento está de acordo com o descrito na literatura para os estágios iniciais da corrosão atmosférica de aços patináveis. Morcillo *et al.* (2013) e Leygraf *et al.* (2016) apontaram que os primeiros meses de exposição correspondem a uma fase de transição, caracterizada pela formação inicial de produtos de corrosão ainda pouco compactos e com limitada capacidade protetora. Yamashita *et al.* (1994) destaca que a consolidação de uma camada mais estável ocorre de forma progressiva, sendo geralmente associada a períodos mais prolongados de exposição.

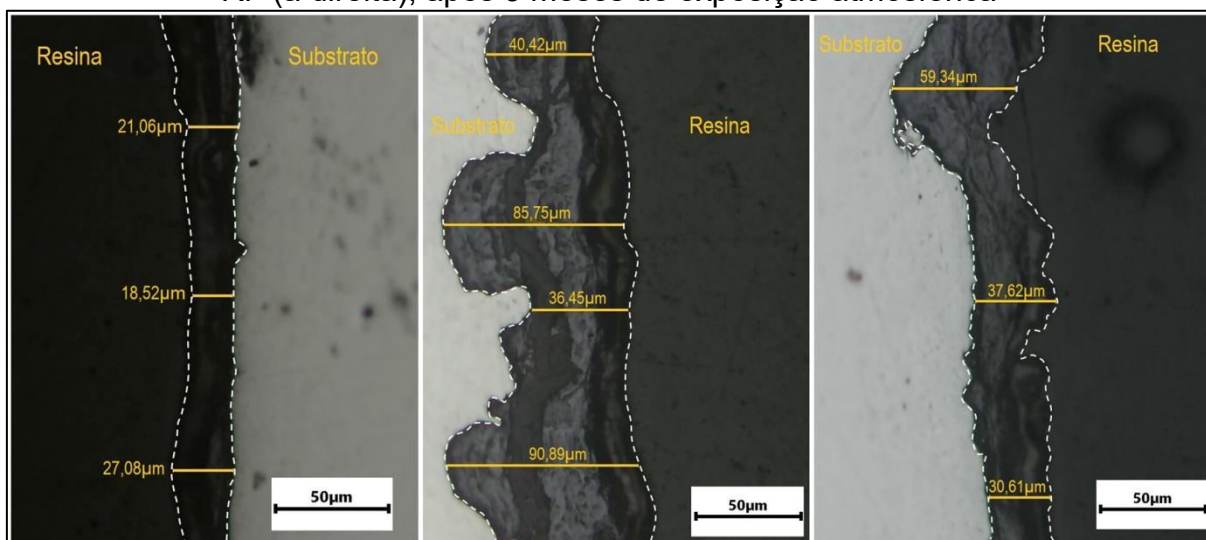
Nesse contexto, as taxas de corrosão determinadas, situadas entre 0,03 e 0,05 mm/ano, foram compatíveis com a fase inicial de exposição atmosférica, na qual são observados valores mais elevados, anteriores à consolidação da pátina. De acordo com Morcillo *et al.* (2013), após períodos mais longos de exposição, as taxas de corrosão tendem a diminuir significativamente, atingindo valores da ordem de poucos micrômetros por ano ($\approx 0,005$ mm/ano), associados ao regime mais estável de proteção. Dessa forma, os resultados obtidos para o aço patinável AHSS 750WP no período avaliado indicaram uma evolução coerente com o processo natural de evolução da camada de produtos de corrosão, sem evidências de corrosão acelerada.

Além disso, o comportamento identificado no ensaio gravimétrico apresentou relação com as condições ambientais registradas durante o período de exposição, conforme discutido na Seção 4.2. O período caracterizou-se por elevados valores de umidade relativa, superiores a 70%, precipitação distribuída ao longo dos meses e aumento gradual da temperatura, favorecendo a formação e a permanência do filme eletrolítico sobre a superfície dos corpos de prova. A influência marinha, associada à deposição de cloretos, bem como a presença de poluentes atmosféricos, como SO_2

e NO_2 , ainda que em concentrações moderadas, pode ter contribuído para a manutenção da atividade corrosiva ao longo do período, sem comprometer o processo natural de estabilização da camada de produtos de corrosão.

De forma complementar aos resultados obtidos por ensaio gravimétrico, a análise por microscopia óptica evidenciou diferenças na morfologia e na espessura da camada de produtos de corrosão formada nas condições CR, RC e RF. A Figura 46 apresenta micrografias comparativas das condições CR, RC e RF, referentes ao período de três meses de exposição atmosférica, enquanto a Figura 47 ilustra a evolução dessas características após seis meses (barra de escala: 50 μm).

Figura 46 – Micrografias por MO das condições CR (à esquerda), RC (ao centro) e RF (à direita), após 3 meses de exposição atmosférica



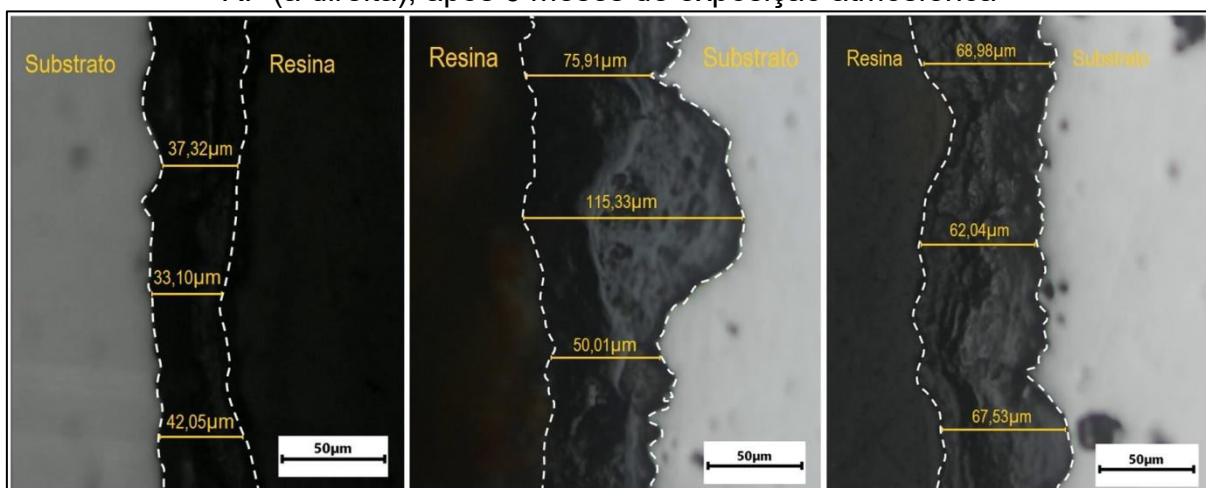
Fonte: elaborado pela autora

Na Figura 46, identificam-se diferenças significativas na formação das camadas de produtos de corrosão, diretamente associadas às condições superficiais iniciais e ao tempo de exposição, conforme descrito por Cai *et al.* (2025). Na condição CR, a camada apresentou a menor espessura média, além de morfologia relativamente mais contínua e compacta, indicando estágio inicial de desenvolvimento de produtos de corrosão, ainda com limitada capacidade protetora.

Em contraste, a condição RC desenvolveu a camada mais espessa, embora marcada por elevada heterogeneidade ao longo da superfície e pela formação de relevos. Esse comportamento reflete um crescimento mais acelerado dos produtos de corrosão e sugere um início mais pronunciado do mecanismo de autoproteção (Wei *et al.*, 2025). Para a condição RF, a camada apresentou espessura

intermediária, com características morfológicas mais uniformes em comparação à RC. Esse resultado indica um equilíbrio entre a taxa de formação e a compactação da camada. Nessa condição, a camada interna mostrou-se firmemente aderida ao substrato metálico, enquanto a camada externa permaneceu em contato direto com o ambiente (Shi *et al.*, 2025).

Figura 47 – Micrografias por MO das condições CR (à esquerda), RC (ao centro) e RF (à direita), após 6 meses de exposição atmosférica



Fonte: elaborado pela autora

A Figura 47 apresenta a evolução da espessura e da morfologia da camada de produtos de corrosão nas condições CR, RC e RF após seis meses de exposição atmosférica. Em relação ao período de três meses, verifica-se aumento expressivo da espessura e maior continuidade da camada em todas as condições, indicando avanço progressivo do processo de formação. Na condição CR, a camada apresentou espessura superior à observada no período inicial, com valores entre 33 e 42 µm, além de maior continuidade ao longo da superfície. Apesar desse crescimento, a morfologia ainda indica que o processo de estabilização se encontrava em desenvolvimento, não tendo sido completamente atingido.

Para a condição RC, registraram-se as maiores espessuras, com valores da ordem de 50 a 115 µm, associadas a uma morfologia mais irregular e à presença de regiões de crescimento localizado. Esse comportamento reflete a intensificação do processo de formação dos produtos de corrosão ao longo do período de exposição. No caso da condição RF, a camada apresentou espessura intermediária, com valores situados entre 62 e 69 µm, além de morfologia relativamente mais uniforme

em comparação à RC. Essas características sugerem uma evolução mais gradual e homogênea ao longo do tempo.

A comparação dos períodos de três e seis meses evidencia a evolução da camada de produtos de corrosão ao longo do tempo, tanto em termos de espessura quanto de organização morfológica. Aos três meses, os tratamentos de *pre-rusting* influenciaram de forma distinta a formação inicial da camada, com maior aceleração na condição RC e evolução mais controlada na condição RF. O tratamento de *pre-rusting* comercial favoreceu o crescimento mais rápido da camada, enquanto o *pre-rusting* formulado apresentou maior potencial para uma evolução mais homogênea, aspecto relevante do ponto de vista do desempenho em longo prazo, de acordo com Hu *et al.* (2024) e Cai *et al.* (2025).

Com o aumento do tempo de exposição, a condição RC mantém crescimento mais rápido, porém com maior irregularidade morfológica, enquanto a condição RF tende a promover maior uniformidade da camada. Já a condição CR apresenta desenvolvimento progressivo ainda associado aos estágios iniciais de estabilização. Esses resultados reforçam a influência do estado superficial inicial tanto na velocidade de crescimento quanto na qualidade da camada formada durante a exposição atmosférica.

As análises por MEV, MEV/EDS e mapeamento elementar reforçam as tendências identificadas por MO na comparação entre os períodos, permitindo detalhar a avaliação da morfologia e da composição da camada formada nas condições CR, RC e RF. A avaliação integrada de amostras na forma de pó e para análise *in situ* contribuiu para a compreensão dos mecanismos iniciais e intermediários de formação da pátina em desenvolvimento com caráter protetor, em conformidade com Ocampo (2005) e Benito (2020).

Na condição CR, o desenvolvimento ocorre de forma mais gradual, com maior heterogeneidade morfológica, descontinuidade da camada e variação espacial mais acentuada do oxigênio, caracterizando estágio inicial de estabilização.

Para a condição RC, o tratamento favorece a formação mais precoce de uma camada contínua e compacta, com maior uniformidade morfológica e redução das áreas de exposição do substrato, indicando aceleração do processo de formação inicial. Já na condição RF, o comportamento é mais regular entre as avaliadas, com estruturas mais organizadas, distribuição elementar mais homogênea e menor variabilidade espacial do oxigênio, sugerindo maior controle sobre a nucleação e o

crescimento dos produtos de corrosão desde os estágios iniciais de exposição. Esse desempenho indica que o *pre-rusting* formulado é mais eficaz na formação de uma pátina homogênea, compacta e com maior potencial protetor, mesmo em períodos relativamente curtos de exposição atmosférica, em concordância com Wei *et al.* (2025).

A interpretação comparativa dos resultados foi complementada pelos dados de espectroscopia micro-Raman, que permitiram identificar a evolução das fases presentes na camada de produtos de corrosão nas diferentes condições experimentais, reforçando as observações obtidas por MO e MEV. Esses resultados mostraram-se consistentes com dados descritos na literatura para a corrosão atmosférica de aços patináveis.

A predominância inicial da lepidocrocita (γ -FeOOH) na condição CR está de acordo com o comportamento descrito por De la Fuente *et al.* (2016), que associam essa fase aos estágios iniciais de formação da pátina, em função de sua menor estabilidade. Com o avanço do processo de corrosão, ocorre a transformação gradual da lepidocrocita em fases mais estáveis, especialmente a goethita (α -FeOOH). Essa evolução é compatível com os resultados obtidos nas condições RC e RF, nas quais foi identificada a presença crescente de bandas associadas à goethita, indicando maior organização estrutural da camada de produtos de corrosão.

Travassos (2020) também identificou bandas características da lepidocrocita em torno de 245 cm^{-1} e da goethita próximas a 385 cm^{-1} em aços patináveis expostos à corrosão atmosférica, além de sobreposição de bandas na região entre 380 e 390 cm^{-1} , associada à presença simultânea dessas fases. Comportamento semelhante foi observado neste estudo, especialmente nas condições RC e RF, evidenciando a natureza multifásica da camada formada.

Cai *et al.* (2025) relataram a formação inicial de lepidocrocita, seguida pelo aumento da participação da goethita e pelo surgimento de óxidos de ferro mais cristalinos em estágios mais avançados. Esse mesmo padrão foi identificado neste trabalho, particularmente na condição RF, na qual foi identificada uma banda associada a óxidos mais cristalinos em aproximadamente 609 cm^{-1} .

A presença simultânea de lepidocrocita, goethita e óxidos de ferro nessa condição indica um estágio mais avançado de maturação da camada de produtos de corrosão. De acordo com a literatura, esse tipo de estrutura tende a estar associado

a maior compactação, homogeneidade e aderência, favorecendo a redução da permeabilidade ao oxigênio e à umidade e, conseqüentemente, a melhoria do desempenho frente à corrosão atmosférica.

A análise conjunta dos resultados obtidos por ensaio gravimétrico, microscopia óptica, MEV/EDS e espectroscopia micro-Raman confirma a influência das condições superficiais iniciais, definidas pelos tratamentos de *pre-rusting*, no processo de formação e evolução da camada de produtos de corrosão durante a exposição atmosférica. A condição CR apresentou desenvolvimento mais gradual, característico dos estágios iniciais, enquanto a condição RC favoreceu um crescimento mais rápido, porém associado a maior irregularidade morfológica. Em contraste, a condição RF destacou-se pela formação de uma camada mais uniforme e organizada, com maior participação de fases estáveis, indicando melhor potencial protetor em períodos relativamente curtos de exposição. Esses resultados reforçam a importância do tratamento formulado para o controle da evolução da camada no aço patinável AHSS 750WP.

5 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste estudo permitem apresentar as seguintes conclusões:

- a) A caracterização microestrutural e química do aço patinável AHSS 750WP indicou microestrutura típica de aços patináveis e presença de elementos de liga como Mn, P, Cr, Cu e Ni. Esses elementos são associados, na literatura, à formação e à estabilização da pátina protetora.
- b) A aplicação de tratamentos superficiais nas condições RC e RF favoreceu a formação inicial dos produtos de corrosão no aço patinável. Em comparação com a condição CR, as superfícies tratadas apresentaram estrutura mais contínua, compacta e uniforme, além de maior regularidade e evolução mais consistente dos produtos de corrosão, características associadas ao desenvolvimento de camadas com comportamento protetor. Diferenças também foram observadas entre RC e RF, principalmente quanto ao grau de organização e regularidade da camada formada.
- c) Com base nos ensaios gravimétricos, a perda de massa e as taxas de corrosão após a exposição atmosférica indicaram aumento com o tempo de exposição, característica da fase inicial de formação dos produtos de corrosão. As condições RC e RF apresentaram valores próximos à condição CR, com diferenças de baixa magnitude, o que indica que, no período avaliado, os tratamentos superficiais não produziram alterações significativas na cinética de corrosão do material. Os baixos valores de desvio padrão confirmaram a confiabilidade dos dados, enquanto a maior variabilidade observada aos seis meses foi associada à influência progressiva dos fatores ambientais, reforçando a necessidade de avaliações em períodos mais longos para a análise do desempenho dos tratamentos.
- d) As análises por MO, MEV e MEV/EDS evidenciaram diferenças na morfologia, espessura e composição da camada de produtos de corrosão nas condições CR, RC e RF. Em CR, o desenvolvimento da camada ocorreu de forma mais gradual. A condição CR apresentou crescimento mais acelerado e irregular,

enquanto RF mostrou formação mais uniforme e estável. Em RF também foram identificados indícios de nucleação mais homogênea, maior densidade da camada e possível formação antecipada de fases mais estáveis.

- e) A espectroscopia micro-Raman identificou as principais fases presentes nos produtos de corrosão formados sobre o aço patinável AHSS 750WP, com destaque para lepidocrocita (γ -FeOOH), goethita (α -FeOOH), além de óxidos de ferro mais cristalinos. Em CR predomina a lepidocrocita, enquanto em RC ocorrem simultaneamente lepidocrocita e goethita. Em RF, há desenvolvimento mais acentuado dessas fases, acompanhado de óxidos mais cristalinos. Esses resultados corroboram a evolução da camada de produtos de corrosão e reforçam a influência dos tratamentos superficiais na formação da pátina.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realização de ensaios com tempo de exposição atmosférica mais prolongado.
- Desenvolvimento de estudos em condições controladas, com simulação de atmosferas específicas e ciclos úmido-seco (*wet-dry cyclic corrosion test*) em estufa.

REFERÊNCIAS

- ALCÁNTARA, Jenifer *et al.* *Marine atmospheric corrosion of carbon steel: A review.* **Materials**, v. 10, n. 4, p. 406, 2017.
- ASAMI, Katsuhiko; KIKUCHI, Michio. *Characterization of rust layers on weathering steels air-exposed for a long period.* **Materials Transactions**, v. 43, n. 11, p. 2818-2825, 2002.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6209**: Corrosão atmosférica — Materiais metálicos — Ensaio não-acelerado . Rio de Janeiro, 2007.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6210**: Corrosão atmosférica — Materiais metálicos — Preparo, limpeza e determinação da taxa de corrosão de corpos-de-prova em ensaios de corrosão. Rio de Janeiro, 2008.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 9223:2024**: Corrosão de metais e ligas — Corrosividade de atmosferas — Classificação, determinação e estimativa. Rio de Janeiro: ABNT, 2024.
- BENITO, Emel Ken D. **Behavior of high-nickel type weathering steel bars in simulated pore solution and mortar under chloride-containing environment.** 2020. Dissertação (Master of Engineering) — Graduate School of Urban Environmental Sciences, Tokyo Metropolitan University, Tóquio, 2020.
- BERNARDI, Elena *et al.* *The atmospheric corrosion of quaternary bronzes: The leaching action of acid rain.* **Corrosion Science**, v. 51, n. 1, p. 159-170, 2009.
- BOCCACCINI, Francesca *et al.* *Reproducing bronze archaeological patinas through intentional burial: a comparison between short-and long-term interactions with soil.* **Heliyon**, v. 9, n. 9, 2023.
- BUCK, D. M. *Copper in Steel-The Influence on Corrosion.* **Journal of Industrial & Engineering Chemistry**, v. 5, n. 6, p. 447-452, 1913.
- CAI, Lianheng; KIM, Aran; KAINUMA, Shigenobu. *Surface texture evolution of weathering steel in corrosive marine atmospheres: Geospatial variability and explainable machine learning models.* **Corrosion Science**, v. 243, p. 112602, 2025.
- CAI, Zhenyu *et al.* *The Corrosion behavior and mechanism of Q345qENH weathering bridge steel in simulated high-temperature industrial atmospheric environment.* **Materials Today Communications**, p. 114215, 2025.
- CALLISTER, Willian. D. Jr.; RETHWISCH, David. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018.
- CHIAVARI, Cristina *et al.* *Atmospheric corrosion of Cor-Ten steel with different surface finish: Accelerated ageing and metal release.* **Materials Chemistry and Physics**, v. 136, n. 2-3, p. 477-486, 2012.

COBURN, Seymour K.; KOMP, M. Edward; LORE, Stanley C. *Atmospheric Corrosion Rates of Weathering Steels at Test Sites in the Eastern United States-Effect of Environment and Test-Panel Orientation*. **ASTM special technical publication**, v. 1239, p. 101-101, 1995.

CRESPO, Ana *et al.* *Effect of sulfuric acid Patination treatment on atmospheric corrosion of weathering steel*. **Metals**, v. 10, n. 5, p. 591, 2020.

DEFLORIAN, Flavio; ROSSI, Stefano. *Premature corrosion failure of structural highway components made from weathering steel*. **Engineering Failure Analysis**, v. 9, n. 5, p. 541-551, 2002.

DE LA FUENTE, Daniel; SIMANCAS, J.; MORCILLO, Manuel. *Morphological study of 16-year patinas formed on copper in a wide range of atmospheric exposures*. **Corrosion Science**, v. 50, n. 1, p. 268-285, 2008.

DE LA FUENTE, D. *et al.* *Characterisation of rust surfaces formed on mild steel exposed to marine atmospheres using XRD and SEM/Micro-Raman techniques*. **Corrosion Science**, v. 110, p. 253-264, 2016.

DÍAZ, Iván *et al.* *Atmospheric corrosion of Ni-advanced weathering steels in marine atmospheres of moderate salinity*. **Corrosion Science**, v. 76, p. 348-360, 2013.

DÍAZ OCAÑA, Iván. **Corrosión atmosférica de aceros patinables de nueva generación**. 2012. Tese (Doutorado) — Universidad Complutense de Madrid, Madrid, 2012.

FUJISHIMA, Akira; ZHANG, Xintong; TRYK, Donald A. *TiO₂ photocatalysis and related surface phenomena*. **Surface science reports**, v. 63, n. 12, p. 515-582, 2008.

FUNDAÇÃO ESTADUAL DE PROTEÇÃO AMBIENTAL HENRIQUE LUIZ ROESSLER. **Relatório da Qualidade do Ar do Estado do Rio Grande do Sul: Rede Ar do Sul – Ano de 2023**. Porto Alegre, 2024. Disponível em: <https://fepam.rs.gov.br/upload/arquivos/202406/10112208-relatorio-da-qualidade-do-ar-2023.pdf>. Acesso em: 15 dez. 2025.

GAO, Junyi *et al.* *Protective mechanism of weathering steel rust layers in atmospheric environments and their stabilization treatment technologies*. **Chinese Journal of Engineering**, v. 47, n. 5, p. 1032-1046, 2025.

GENTIL, VICENTE. **Corrosão**. 6ª. Edição. Rio de Janeiro: LTC, 2011.

GIANNI, Liliana *et al.* *Corrosion of bronzes by extended wetting with single versus mixed acidic pollutants*. **Materials**, v. 7, n. 5, p. 3353-3370, 2014.

GOOGLE. **Google Maps: Centro de Tecnologia Costeira e Oceânica – CENTECO**. Disponível em: <https://www.google.com/maps/place/Centro+de+Tecnologia+Costeira+e+Oce%C3%A2nica+-+CENTECO>. Acesso em: 10 set. 2025.

GRANDÓN-SOLIZ, Carla; SANDOLI, Antonio; FABBROCINO, Giovanni. *Weathering Steel in Civil Engineering and Architecture: A State-of-the-Art Review*. **Buildings**, v. 15, n. 13, p. 2260, 2025.

HU, Qiang *et al.* *Accelerating stabilization of weathering steel through rust modification pre-corrosion treatment*. **Heliyon**, v. 10, n. 1, 2024.

INSTITUTO NACIONAL DE METEOROLOGIA – INMET. Estação Meteorológica Automática A802 – Rio Grande/RS. **Dados meteorológicos disponibilizados pelo Banco de Dados Meteorológicos para Ensino e Pesquisa (BDMEP)**. Disponível em: <https://bdmep.inmet.gov.br/>. Acesso em: 11 dez. 2025.

KAMIMURA, T. *et al.* *Composition and protective ability of rust layer formed on weathering steel exposed to various environments*. **Corrosion science**, v. 48, n. 9, p. 2799-2812, 2006.

LARRABEE, C. P. *Corrosion resistance of high-strength low-alloy steels as influenced by composition and environment*. **Corrosion**, v. 9, n. 8, p. 259-271, 1953.

LARRABEE, C. P. COBURN, S.K. *The atmospheric corrosion of steels as influenced by changes in chemical composition*, in: Proc. 1st **International Congress on Metallic Corrosion**, London, 1961, pp. 279–285.

LAZORENKO, Georgy; KASPRZHITSKII, Anton; NAZDRACHEVA, Tatiana. *Anti-corrosion coatings for protection of steel railway structures exposed to atmospheric environments: A review*. **Construction and Building Materials**, v. 288, p. 123115, 2021.

LEYGRAF, C. *et al.* **Atmospheric corrosion**. 2. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2016.

LI, ZONGBAO *et al.* *Accelerated rust stabilization for weathering steels via a high-throughput approach*. **Corrosion Science**, v. 244, p. 112645, 2025.

MANTI, Panagiota; WATKINSON, David. *Corrosion phenomena and patina on archaeological low-tin wrought bronzes: New data*. **Journal of Cultural Heritage**, v. 55, p. 158-170, 2022.

MORCILLO, Manuel *et al.* *Atmospheric corrosion data of weathering steels. A review*. **Corrosion Science**, v. 77, p. 6-24, 2013.

MORCILLO, Manuel *et al.* *Weathering steels: From empirical development to scientific design. A review*. **Corrosion Science**, v. 83, p. 6-31, 2014.

MORCILLO, Manuel *et al.* *Atmospheric corrosion of weathering steels. Overview for engineers. Part I: Basic concepts*. **Construction and Building Materials**, v. 213, p. 723-737, 2019.

NAKAYAMA, Takenori; ISHIKAWA, Tatsuo; KONNO, Toyohiko J. *Structure of titanium-doped goethite rust*. **Corrosion Science**, v. 47, n. 10, p. 2521-2530, 2005.

OCAMPO, L. M. **Influência dos elementos de liga na corrosão de aços patináveis**. 2005. 145 f. Tese (Doutorado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) — Coordenação dos Programas de Pós-Graduação de Engenharia (COPPE), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2005.

PALIT, Sukanchan. *Recent advances in corrosion science: a critical overview and a deep comprehension. Direct synthesis of metal complexes*, p. 379-411, 2018.

PARK, K. **Corrosion resistance of weathering steels**, Ph. Thesis, Department of Civil and Environmental Engineering, University of Maryland, USA, 2004.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. **Phase transformations in metals and alloys (revised reprint)**. CRC Press, 2009.

QIAN, Yuhai *et al.* *Influence of alloyed chromium on the atmospheric corrosion resistance of weathering steels*. **Corrosion science**, v. 74, p. 424-429, 2013.

RAFFO, Simona *et al.* *Weathering steel as a potential source for metal contamination: Metal dissolution during 3-year of field exposure in a urban coastal site*. **Environmental pollution**, v. 213, p. 571-584, 2016.

RAJA, VK Bupesh *et al.* *Corrosion resistance of corten steel—A review*. **Materials Today: Proceedings**, v. 46, p. 3572-3577, 2021.

SCHWITTER, H.; BÖHNI, H..+. *Influence of Accelerated Weathering on the Corrosion of Low-Alloy Steels*. **Journal of The Electrochemical Society**, v. 127, n. 1, p. 15, 1980.

SHI, Bingxiao *et al.* *Exploring corrosion protection evolution of rust layer on high-Cr-content weathering bridge steel in simulated tropical marine atmosphere*. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 32, n. 8, p. 1913-1928, 2025.

STRATMANN, Martin; BOHNENKAMP, Konrad; RAMCHANDRAN, T. *The influence of copper upon the atmospheric corrosion of iron*. **Corrosion Science**, v. 27, n. 9, p. 905-926, 1987.

SUN, Bingyang; YAN, Luchun; GAO, Kewei. *Hydrophobicity and improved corrosion resistance of weathering steel via a facile sol–gel process with a natural rust film*. **ACS Applied Materials & Interfaces**, v. 15, n. 39, p. 46400-46407, 2023.

SUZUKI, I.; HISAMATSU, Y.; MASUKO, N. *Nature of atmospheric rust on iron*. **Journal of the Electrochemical Society**, v. 127, n. 10, p. 2210, 1980.

SUZUKI, S. *et al.* *Changes in chemical state and local structure of green rust by addition of copper sulphate ions*. **Corrosion Science**, v. 50, n. 6, p. 1761-1765, 2008.

TEWARY, N. K. *et al.* *Microstructural characterisation and corrosion performance of old railway girder bridge steel and modern weathering structural steel.* **Corrosion Science**, v. 113, p. 57-63, 2016.

TRAVASSOS, Sandra de Jesus Barradas. **Estudo da evolução da camada de pátina em chapas de aços patináveis ASTM A242 e obras de arte expostas à atmosfera de São Paulo.** 2020. Tese (Doutorado em Ciências) — Universidade de São Paulo, São Paulo, 2020.

WANG, Yu-zhou *et al.* *Corrosion initiation and long-term corrosion behavior of weathering steel with rare earth (RE) addition in marine atmosphere.* **Journal of Building Engineering**, p. 114528, 2025.

WEI, Huan *et al.* *Influence of surface oxide layer formed during hot rolling on the atmospheric corrosion resistance of 720 Weathering Steel.* **International Journal of Electrochemical Science**, p. 101269, 2025.

WENG, Lei; DU, Linxiu; WU, Hongyan. *Corrosion behaviour of weathering steel with high-content titanium exposed to simulated marine environment.* **International Journal of Electrochemical Science**, v. 13, n. 6, p. 5888-5903, 2018.

YAMASHITA, Masato *et al.* *The long term growth of the protective rust layer formed on weathering steel by atmospheric corrosion during a quarter of a century.* **Corrosion science**, v. 36, n. 2, p. 283-299, 1994.

YAMASHITA, M.; UCHIDA, H. *Recent research and development in solving atmospheric corrosion problems of steel industries in Japan.* **Hyperfine Interactions**, v. 139, n. 1, p. 153-166, 2002.

YANG, Jian-jun *et al.* *Effect of different stabilizers on corrosion resistance and damage resistance of Q420qNH weathering steel in industrial atmospheric environment.* **Construction and Building Materials**, v. 490, p. 142398, 2025.

YANG, Liu; CHENG, Xuequn; LI, Xiaogang. *Beneficial role of Sn in rapid rust stabilization of weathering steel in marine environments.* **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 32, n. 5, p. 1141-1150, 2025.

ZHANG, Q. C. *et al.* *Corrosion behavior of weathering steel in marine atmosphere.* **Materials chemistry and physics**, v. 77, n. 2, p. 603-608, 2003.

ZHU, Changyou *et al.* *A study on corrosion behavior of advanced weathering steel relying on Ni–Mo synergy under marine atmosphere.* **Journal of Materials Research and Technology**, v. 30, p. 8469-8481, 2024.

APÊNDICE A – CÁLCULO DA TAXA DE CORROSÃO POR PERDA DE MASSA

Figura A.1 – Planilha de cálculo da taxa de corrosão por perda de massa do aço patinável AHSS 750WP referente à 1ª retirada
(continua)

CÁLCULO DA TAXA DE CORROSÃO POR PERDA DE MASSA – 1ª retirada									ABNT NBR 6210:2008			
MASSA DOS CORPOS DE PROVA												
Corpos de prova	MASSA INICIAL (g)					MASSA FINAL (g)					Perda de massa [W]	Perda de massa [W] Média (g)
	Determinações			Média	Desvio padrão	Determinações			Média	Desvio padrão		
Aço patinável AHSS 750WP – como recebido (CR)												
CR1	102,3919	102,3920	102,3920	102,3920	0,0001	101,9788	101,9789	101,9790	101,9789	0,0001	0,4131	0,4174
CR2	103,6151	103,6149	103,6150	103,6150	0,0001	103,1819	103,1819	103,1821	103,1820	0,0001	0,4330	
CR3	103,3411	103,3408	103,3410	103,3410	0,0002	102,9348	102,9349	102,9348	102,9348	0,0001	0,4062	
Aço patinável AHSS 750WP – pre-rusting comercial (RC)												
RC1	102,5884	102,5882	102,5881	102,5882	0,0002	102,1648	102,1648	102,1647	102,1648	0,0001	0,4234	0,4068
RC2	101,1015	101,1017	101,1018	101,1017	0,0002	100,7088	100,7087	100,7088	100,7088	0,0001	0,3929	
RC3	103,3135	103,3137	103,3136	103,3136	0,0001	102,9094	102,9094	102,9093	102,9094	0,0001	0,4042	
Aço patinável AHSS 750WP – pre-rusting formulado (RF)												
RF1	103,3867	103,3868	103,3869	103,3868	0,0001	102,9916	102,9916	102,9915	102,9916	0,0001	0,3952	0,4034
RF2	102,5546	102,5545	102,5549	102,5547	0,0002	102,1549	102,1549	102,1548	102,1549	0,0001	0,3998	
RF3	101,9625	101,9626	101,9628	101,9626	0,0002	101,5476	101,5474	101,5473	101,5474	0,0002	0,4152	

Figura A.1 – Planilha de cálculo da taxa de corrosão por perda de massa do aço patinável AHSS 750WP referente à 1ª retirada
(conclusão)

TAXA DE CORROSÃO											
Corpos de prova	Comprimento [L] (mm)	Largura [P] (mm)	Espessura [h] (mm)	Área [A] (cm²)	Constante de conversão [k]	Perda de massa [W] (g)	Tempo de exposição [t] (h)	Densidade [d] (g/cm³)	Taxa de Corrosão (mm/ano)	Taxa de Corrosão Média (mm/ano)	Desvio padrão
Aço patinável AHSS 750WP – como recebido (CR)											
CR1	43,07	60,07	5,11	62,2852	8,76E+04	0,4131	2160	7,87	0,0342	0,0345	0,0011
CR2	43,08	60,23	5,10	62,4318	8,76E+04	0,4330	2160	7,87	0,0357		
CR3	43,16	60,12	5,13	62,4921	8,76E+04	0,4062	2160	7,87	0,0335		
Aço patinável AHSS 750WP – pre-rusting comercial (RC)											
RC1	43,08	60,20	5,10	62,4029	8,76E+04	0,4234	2160	7,87	0,0350	0,0337	0,0011
RC2	43,09	59,59	5,08	61,7870	8,76E+04	0,3929	2160	7,87	0,0328		
RC3	43,09	60,21	5,07	62,3636	8,76E+04	0,4042	2160	7,87	0,0334		
Aço patinável AHSS 750WP – pre-rusting formulado (RF)											
RF1	43,13	60,23	5,11	62,5178	8,76E+04	0,3952	2160	7,87	0,0326	0,0333	0,0009
RF2	43,07	60,24	5,07	62,3664	8,76E+04	0,3998	2160	7,87	0,0330		
RF3	43,15	60,19	5,08	62,4433	8,76E+04	0,4152	2160	7,87	0,0343		
Ensaio											
Início	1ª retirada										
02/06/2025	02/09/2025										

Fonte: elaborado pela autora

Figura A.2 – Planilha de cálculo da taxa de corrosão por perda de massa do aço patinável AHSS 750WP referente à 2ª retirada
(continua)

CÁLCULO DA TAXA DE CORROSÃO POR PERDA DE MASSA – 2ª retirada									ABNT NBR 6210:2008			
MASSA DOS CORPOS DE PROVA												
Corpos de prova	MASSA INICIAL (g)					MASSA FINAL (g)					Perda de massa [W]	Perda de massa [W] Média (g)
	Determinações			Média	Desvio padrão	Determinações			Média	Desvio padrão		
Aço patinável AHSS 750WP – como recebido (CR)												
CR7	101,6359	101,6357	101,6360	101,6359	0,0002	101,1015	101,1016	101,1015	101,1015	0,0001	0,5344	0,5278
CR8	101,8934	101,8931	101,8932	101,8932	0,0002	101,3796	101,3795	101,3795	101,3795	0,0001	0,5137	
CR9	103,1417	103,1416	103,1417	103,1417	0,0001	102,6063	102,6062	102,6064	102,6063	0,0001	0,5354	
Aço patinável AHSS 750WP – pre-rusting comercial (RC)												
RC7	103,0854	103,0855	103,0856	103,0855	0,0001	102,5748	102,5747	102,5750	102,5748	0,0002	0,5107	0,5508
RC8	102,8533	102,8536	102,8535	102,8535	0,0002	102,2893	102,2896	102,2896	102,2895	0,0002	0,5640	
RC9	103,3693	103,3694	103,3696	103,3694	0,0002	102,7917	102,7918	102,7919	102,7918	0,0001	0,5776	
Aço patinável AHSS 750WP – pre-rusting formulado (RF)												
RF7	102,6027	102,6028	102,6028	102,6028	0,0001	102,0502	102,0503	102,0503	102,0503	0,0001	0,5525	0,5598
RF8	102,9930	102,9929	102,9930	102,9930	0,0001	102,4383	102,4384	102,4383	102,4383	0,0001	0,5547	
RF9	102,1876	102,1875	102,1876	102,1876	0,0001	101,6152	101,6153	101,6153	101,6153	0,0001	0,5723	

Figura A.2 – Planilha de cálculo da taxa de corrosão por perda de massa do aço patinável AHSS 750WP referente à 2ª retirada
(conclusão)

TAXA DE CORROSÃO											
Corpos de prova	Comprimento [L] (mm)	Largura [P] (mm)	Espessura [h] (mm)	Área [A] (cm²)	Constante de conversão [k]	Perda de massa [W] (g)	Tempo de exposição [t] (h)	Densidade [d] (g/cm³)	Taxa de Corrosão (mm/ano)	Taxa de Corrosão Média (mm/ano)	Desvio padrão
Aço patinável AHSS 750WP – como recebido (CR)											
CR7	43,08	60,07	5,06	62,1951	8,76E+04	0,5344	2160	7,87	0,0443	0,0437	0,0010
CR8	43,05	60,1	5,09	62,2468	8,76E+04	0,5137	2160	7,87	0,0425		
CR9	43,05	60,2	5,12	62,405	8,76E+04	0,5354	2160	7,87	0,0442		
Aço patinável AHSS 750WP – <i>pre-rusting</i> comercial (RC)											
RC7	43,1	60,14	5,06	62,2886	8,76E+04	0,5107	2160	7,87	0,0423	0,0456	0,0029
RC8	43,12	60,1	5,07	62,2967	8,76E+04	0,564	2160	7,87	0,0467		
RC9	43,06	60,2	5,07	62,3148	8,76E+04	0,5776	2160	7,87	0,0478		
Aço patinável AHSS 750WP – <i>pre-rusting</i> formulado (RF)											
RF7	43,05	60,06	5,09	62,2083	8,76E+04	0,5525	2160	7,87	0,0458	0,0463	0,0009
RF8	43,06	60,19	5,10	62,3671	8,76E+04	0,5547	2160	7,87	0,0458		
RF9	43,03	60,20	5,02	62,1724	8,76E+04	0,5723	2160	7,87	0,0474		
Ensaio											
Início	2ª retirada										
02/06/2025	02/12/2025										

Fonte: elaborado pela autora

ANEXO A – PARÂMETROS METEOROLÓGICOS DO PERÍODO DE EXPOSIÇÃO ATMOSFÉRICA

Figura A.1 – Planilha com parâmetros meteorológicos do período de exposição atmosférica dos corpos de prova (02/06/2025–02/12/2025)

Mês/Ano	Temperatura Máxima (°C)	Temperatura Mínima (°C)	Precipitação Pluviométrica (mm)*	Umidade Relativa Máxima (%)	Umidade Relativa Mínima (%)	Ponto de Orvalho Máximo (°C)	Ponto de Orvalho Mínimo (°C)	Velocidade do Vento (m/s)	Direção do Vento (m/s)	Radiação Solar kJ/m ²
Junho/2025	12,2	11,2	120,4	90	85	10,5	9,6	2,6	194	811,9
Julho/2025	11,5	10,8	99,2	92	88	10,3	9,5	2,4	170	734,5
Agosto/2025	14,2	13,3	103,2	89	85	12,2	11,4	3,2	156	1046,3
Setembro/2025	16,4	15,5	90,2	85	80	13,0	12,1	3,3	143	1104,4
Outubro/2025	19,1	18,3	53,2	80	74	14,6	13,7	3,5	121	1482,5
Novembro/2025	20,3	19,2	48,4	76	69	14,8	13,7	3,3	131	1756,0
Dezembro/2025	21,4	20,6	86,1	83	77	17,4	16,6	3,6	119	1320,8

Fonte: elaborado pela autora a partir de dados brutos do INMET (2025)

Nota: *A precipitação pluviométrica indicada para dezembro de 2025 corresponde ao total mensal registrado