



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA QUÍMICA
CURSO DE ENGENHARIA QUÍMICA

SÁVIO MARQUES PALMENTIERI ALVES MOURA

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE AÇO MARAGING 300
COMERCIAL E LIGAS MODIFICADAS COM TITÂNIO E NIÓBIO EM SOLUÇÃO
DE ÁGUA DO MAR SINTÉTICA

FORTALEZA

2025

SÁVIO MARQUES PALMENTIERI ALVES MOURA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE AÇO MARAGING 300
COMERCIAL E LIGAS MODIFICADAS COM TITÂNIO E NIÓBIO EM SOLUÇÃO
DE ÁGUA DO MAR SINTÉTICA**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao
Curso de Engenharia Química do Departamento
de Engenharia Química da Universidade
Federal do Ceará, como requisito parcial à
obtenção do título de Bacharel em Engenharia
Química.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes
de Abreu.

Coorientador: Dr. Luis Flávio Gaspar
Herculano.

FORTALEZA

2025

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Sistema de Bibliotecas
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

M889a Moura, Sávio Marques Palmentieri Alves.

Avaliação da resistência à corrosão de aço maraging 300 comercial e ligas modificadas com titânio e nióbio em solução de água do mar sintética / Sávio Marques Palmentieri Alves Moura. – 2025.
67 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Química, Fortaleza, 2025.

Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

Coorientação: Prof. Dr. Luis Flávio Gaspar Herculano.

1. Aço maraging grau 300. 2. Corrosão. 3. Titânio.. 4. Nióbio. 5. Água do mar sintética. I. Título.
CDD 660

SÁVIO MARQUES PALMENTIERI ALVES MOURA

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE AÇO MARAGING 300
COMERCIAL E LIGAS MODIFICADAS COM TITÂNIO E NIÓBIO EM SOLUÇÃO
DE ÁGUA DO MAR SINTÉTICA

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado ao Curso de Engenharia
Química do Departamento de Engenharia
Química da Universidade Federal do
Ceará, como requisito parcial à obtenção
do título de Bacharel em Engenharia
Química.

Aprovada em: ____/____/____.

BANCA EXAMINADORA

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

Prof. Dr. Rodrigo Silveira Vieira
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Msc. Francisco Felipe de Moraes Fideles
Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.

Aos meus pais, Seu Antônio e Dona Susana.

A minha família.

Aos professores de faculdade.

E aos amigos que estão comigo até hoje.

AGRADECIMENTOS

A Deus, acima de tudo, por me dar a saúde, sabedoria, força e a calma necessárias para seguir em frente na minha jornada terrena.

Aos meus Pais, Seu Antônio e Dona Susana por todos os princípios e valores, educação e oportunidades repassadas, mesmo com dificuldades ou falhas, mas sendo exatamente os melhores pais que eu poderia ter.

A minha família por estar comigo em todos os momentos, os conselhos, a harmonia presente na convivência, especialmente nos momentos mais difíceis da minha trajetória acadêmica e de vida.

Aos meus amigos de infância, colégio e convivência, por trazer paz, alegria, conselhos e mostrar o lado mais sereno, com um abraço especial aos ilustres amigos e amigas Jordan, Luana, Edilânio, Aucilene, Alice, Arthur, os quais carregarei no fundo do meu coração.

Aos meus colegas de graduação em Engenharia Química por todo o conselho, aprendizado e grandes momentos, mesmo nas maiores dificuldades, em especial, João Vitor, Luis Miguel, Dafne, Thierry, Jarbas, Anderson, Dayane, Sarah por acrescentar mais brilho a trajetória acadêmica

Ao grupo de amigos em rede social Maisa, Joice, Daniel, Walber, Gessica e Bruno que, mesmo estando a longas distâncias, serviram como porto seguro e alívio na reta final de curso mesmo com pouco tempo de convivência.

A Universidade Federal do Ceará – UFC pela oportunidade dada para o exercício das minhas atividades docentes e todo o amparo financeiro, estrutural e de serviços disponível para a execução deste trabalho.

Ao meu orientador Prof. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu por toda a orientação, auxílio, disponibilidade e acolhimento na reta final de curso, em um momento difícil de minha vida acadêmica.

Aos professores do Laboratório de Caracterização de Materiais – LACAM e todo o espaço e estrutura disponível do laboratório, em especial ao Dr. Luis Flávio Gaspar Herculano por todo o apoio, carinho, orientação, conhecimento, ensinamentos e acolhimento entregues que fizeram a estadia e o desenvolvimento do trabalho prazerosos.

Ao Doutorando Francisco Felipe de Moraes Fideles, por participar da banca examinadora, por me acompanhar durante todo o trabalho e pelos inúmeros conselhos, conhecimento e ajuda repassados durante todo o tempo de execução do trabalho, que foram fundamentais e que guardo com muito carinho.

Aos pós-graduandos do LACAM, em especial Isabel e Pedro por toda a ajuda, conselho e conhecimentos entregues.

A todos os bolsistas do LACAM pelo desenvolvimento de todos os ensaios e na preparação das amostras e todo o suporte dado ao longo do tempo, e com muito carinho aos maravilhosos Leonardo, Fábio, Camile, Ana Kaylane, Iana, Juan pelo ombro amigo na reta final de curso, mesmo nos meus momentos mais introspectivos.

Ao Laboratório de Pesquisa em Corrosão – LPC, pelo fornecimento dos equipamentos necessários e todo o suporte e conhecimento disponibilizados para o desenvolvimento das minhas atividades experimentais exigidas

Ao Prof. Dr. Rodrigo Silveira Vieira por todo o andamento da disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso, por participar da minha banca examinadora e pelas contribuições e sugestões apresentadas.

A todos os professores membros do Departamento de Engenharia Química por todo o conhecimento e aconselhamento repassados nas disciplinas, em especial aos professores André Casimiro de Macedo, Maria Valderez Ponte Rocha e Andrea da Silva Pereira, atual coordenadora do curso.

Ao Laboratório de Fitoquímica Aplicada – Labfito pelo espaço fornecido durante o projeto de iniciação científica que fiz parte, em especial aos professores Prof. Jair Mafezoli e Prof. Francisco Geraldo Barbosa por todo o aconselhamento e conhecimentos repassados.

A Escola Piloto de Engenharia Química - EPEQ por todas as atividades de gestão, desenvolvimento de cursos realizados e toda a vivência do qual fiz parte, projeto que tenho carinho profundo, a todos os membros participantes e aos tutores Prof. Pedro Felipe Silvino Gadelha e Prof. João José Hiluy Filho por todo o carinho, paciência e experiências compartilhadas.

Portanto, a todas as instituições e demais pessoas não citadas, mas que foram de suma importância para a minha jornada acadêmica, todos agradeço com o mais sincero sentimento de gratidão, carinho e felicidade por toda a construção feita para se chegar nessa etapa tão sublime e marcante que é a conclusão de uma graduação, que apesar de todos os percalços, estou conseguindo alcançar esta grande conquista em minha vida.

“A melhor maneira de se ter uma boa ideia é ter
várias ideias.”

Linus Pauling

RESUMO

Os aços *maraging* são pertencentes à classe de ligas de baixo carbono, apresentando microestrutura martensítica, conferindo ao material propriedades úteis como alta resistência mecânica, tenacidade e, principalmente, de alta resistência à corrosão, além de aplicações diversas no setor aeroespacial, militar, indústria química, peças para competições automobilísticas, plantas de enriquecimento de urânio, dentre outras. Diante de sua versatilidade, tais ligas podem servir como alternativa para oleodutos de extração de petróleo em plataformas marítimas, em que a solução empregada para preenchimento da região explorada possui composição semelhante à água do mar. Buscando a melhoria de suas propriedades, dentre elas, a resistência à corrosão, foram adicionados novos elementos de liga, o Titânio e o Nióbio. Para avaliar a influência dos teores de Titânio e Nióbio na resistência à corrosão dos aços *maraging*, o presente trabalho buscou analisar o comportamento do aço *maraging* 300 comercial e ligas modificadas nas quantidades de Titânio e Nióbio, em meio de água do mar sintética, padronizada a partir de norma vigente. Para isso, foram realizados ensaios eletroquímicos de monitoramento de potencial de circuito aberto e polarização potenciodinâmica linear, caracterização microestrutural via difratômetro de raios-X (DRX), microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura (MEV), além da análise de propriedades mecânicas por ensaio de dureza Rockwell C. As amostras foram produzidas aplicando o processo de Vacuum Induction Melting (VIM), sendo que o aço *maraging* 300 comercial passou também pelo processo de Vacuum Arc Remelting (VAR). Após recebimento, as amostras foram submetidas ao processo de homogeneização à 1200 °C durante 6 horas e em seguida, laminação à quente, na temperatura de 1060 °C e realizados tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento em seguida. Os resultados apontam uma resistência levemente maior a corrosão para todas as ligas modificadas, resultando em potenciais de corrosão (E_{corr}) mais nobres e menor valor de densidade de corrente (i_{corr}) em comparação com a liga comercial, sendo a amostra A, modificada apenas em teor de titânio, obtendo o melhor desempenho, com valores de $-0,36 \text{ V}$ e $1,02 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$, respectivamente. Entretanto, todas as amostras sofreram, corrosão uniforme e generalizada. O material com melhor rendimento de dureza é a amostra com adição de Nb, com valor médio de 53,72 HRC. Foram identificadas em todas as amostras modificadas microestrutura e planos condizentes com fase martensita, de acordo com os resultados obtidos por caracterização microestrutural.

Palavras-chave: Aço *maraging* grau 300; Corrosão; Titânio; Nióbio; Água do mar sintética.

ABSTRACT

Maraging steels belong to the class of low-carbon alloys, presenting a martensitic microstructure, giving the material useful properties such as high mechanical strength, toughness and, mainly, high corrosion resistance, in addition to diverse applications in the aerospace and military sectors, the chemical industry, parts for automobile competitions, uranium enrichment plants, among others. Given their versatility, such alloys can serve as an alternative for oil extraction pipelines on offshore platforms, where the solution used to fill the explored region has a composition similar to seawater. Seeking to improve their properties, including corrosion resistance, new alloying elements, titanium and niobium, were added. To evaluate the influence of titanium and niobium contents on the corrosion resistance of *maraging* steels, this study analyzed the behavior of commercial 300 *maraging* steel and alloys modified by the amounts of titanium and niobium, in synthetic seawater, standardized according to current standards. For this purpose, electrochemical tests were performed to monitor open circuit potential and linear potentiodynamic polarization, microstructural characterization via X-ray diffractometer (XRD), optical microscope and scanning electron microscope (SEM), in addition to the analysis of mechanical properties by Rockwell C hardness test. The samples were produced using the Vacuum Induction Melting (VIM) process, with the commercial 300 *maraging* steel also undergoing the Vacuum Arc Remelting (VAR) process. Upon receipt, the samples were homogenized at 1200 °C for 6 hours, followed by hot rolling at 1060 °C, followed by solution and aging heat treatments. The results indicate slightly greater corrosion resistance for all modified alloys, resulting in more noble corrosion potentials (E_{corr}) and lower current density (i_{corr}) compared to the commercial alloy. Sample A, modified only in titanium content, achieved the best performance, with values of - 0.36 V and 1.02×10^{-5} A/cm², respectively. However, all samples suffered uniform and widespread corrosion. The material with the best hardness yield was the sample with Nb addition, with an average value of 53.72 HRC. Microstructure and planes consistent with the martensite phase were identified in all modified samples, according to the results obtained by microstructural characterization.

Keywords: *Maraging* steel grade 300; Corrosion; Titanium; Niobium; Synthetic seawater.

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 – Microestrutura de um aço <i>maraging</i> grau 300.....	23
Figura 02 – Representação esquemática dos processos de produção para aços <i>maraging</i> : a) VIM, b) VAR.....	25
Figura 03 – Diagrama de equilíbrio para um sistema binário Fe-Ni.....	27
Figura 04 – Diagrama de equilíbrio Fe-Ni, com a relação entre fases metaestáveis e curvas de histerese térmica.....	31
Figura 05 – Representação esquemática de curvas TTT para precipitados de um aço <i>maraging</i> 350.....	32
Figura 06 – Curva de temperatura de envelhecimento x dureza em escala Rockwell C de um aço <i>maraging</i> 300 solubilizado a 820 °C por 1h e submetido a 4h de envelhecimento para cada temperatura analisada.....	33
Figura 07 – Mecanismo de corrosão em aço.....	34
Figura 08 – Estrutura esquemática da dupla camada elétrica.....	36
Figura 09 – Curva de polarização anódica e catódica típica relacionando potencial e densidade de corrente absoluta.....	38
Figura 10 – Representação esquemática do método de extrapolação de Tafel para obtenção dos valores de E_{corr} e i_{corr}	39
Figura 11 – Fluxograma das atividades realizadas no presente trabalho.....	41
Figura 12 – Fotografia das amostras de a) aço <i>maraging</i> 300 comercial e aço <i>maraging</i> modificadas nos teores de Ti e Nb, onde b) amostra A, c) amostra B e d) amostra C.....	42
Figura 13 – Visual das amostras após tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.....	44
Figura 14 – Exemplo de reagente de Marble preparado.....	45
Figura 15 – Sistema experimental utilizado para a realização das medidas eletroquímicas.....	46
Figura 16 – Aspecto dos eletrodos de trabalho após embutimento e lixamento.....	47
Figura 17 – Estrutura da célula eletrolítica a) Representação esquemática; b) Imagem real, mostrando a posição dos eletrodos 1. de trabalho, 2. contra-eletródo e 3. de referência.....	49
Figura 18 – Dureza Rockwell C para aço <i>maraging</i> 300 comercial e ligas modificadas A, B e C.....	51
Figura 19 – Microscopia óptica de amostras de aço <i>maraging</i> 300: a) comercial, b) composição A; c) composição B; d) composição C, nas condições de 1060 °C de solubilização e 480 °C de envelhecimento. Em destaque, ripas transgranulares em amarelo (20 μ m).....	53

Figura 20 – Micrografias das amostras de aço <i>maraging</i> 300 nas condições de 1060 °C por 1 h de solubilização e 480 °C por 3 h de envelhecimento, submetidas a aumento de 1000x: a) Comercial; b) Composição A; c) Composição B; e d) Composição C; e aumento de 5000x: e) Comercial; f) Composição A; g) Composição B; h) Composição C; respectivamente. GD – grãos deformados, destacados em amarelo; GU – Grãos Uniformes, destacados em laranja; RU – Ripas Uniformes, destacadas em verde e DEND – Dendritas, destacadas em vermelho.....	55
Figura 21 – Difrátogramas comparativos das amostras estudadas: a) Difrátograma completo; comparação dos picos das famílias de planos: b) {110}; c) {200}; e d) {211}, respectivamente.....	57
Figura 22 – Variações de E _{OCP} com o tempo para as amostras de aço <i>maraging</i> 300 comercial e modificadas A, B e C.....	58
Figura 23 – Curvas de polarização potenciodinâmica linear para as amostras de aço <i>maraging</i> 300 estudadas nas mesmas condições de solubilização e envelhecimento.....	60
Figura 24 – Imagens obtidas por microscópio óptico das amostras de aço <i>maraging</i> 300 a) comercial e modificadas b) em Ti (A), c) em Ti + Nb (B) e d) em (C) após realização dos ensaios eletroquímicos.....	61

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 – Composições nominais em porcentagem de massa das principais classes de aços <i>maraging</i> 18% Ni comerciais.....	23
Tabela 02 – Principais campos e aplicações para aços <i>maraging</i>	25
Tabela 03 – Tipo de estrutura cristalina para cada precipitado intermetálico.....	32
Tabela 04 – Composição química em porcentagem de massa (% wt) do aço <i>maraging</i> modificados.....	43
Tabela 05 – Composição química da água do mar sintética.....	48
Tabela 06 – Valores médios de dureza na escala Rockwell C para ligas de aço <i>maraging</i> 300 comercial e ligas modificadas em Ti (A), Ti + Nb (B) e Nb (C) nas mesmas condições de solubilização e envelhecimento.....	52
Tabela 07 – Valores de potencial de corrosão e densidade de corrente a partir dos ensaios de curvas de polarização potenciodinâmica linear para as amostras de aço <i>maraging</i> 300 estudadas nas mesmas condições de solubilização e envelhecimento.....	60

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

UFC	Universidade Federal do Ceará
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
DRX	Difração de Raios-X
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
HRC	Dureza Rockwell
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
VIM	Fusão por indução à vácuo
VAR	Refusão a Arco sob Vácuo
OCP	Potencial de Circuito Aberto
LACAM	Laboratório de Caracterização de Materiais
LPC	Laboratório de Pesquisa em Corrosão

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Aço <i>maraging</i> modificado em teor de Titânio
B	Aço <i>maraging</i> modificado em teores de Titânio e Nióbio
C	Aço <i>maraging</i> modificado em teor de Nióbio
Ni	Elemento Níquel
Co	Elemento Cobalto
Mo	Elemento Molibdênio
Ti	Elemento Titânio
N₂	Gás Nitrogênio
CO₂	Gás Carbônico
O₂	Elemento Oxigênio
Nb	Elemento Nióbio
Fe	Elemento Ferro
η	Sobrepotencial ou sobretensão
E_{corr}	Potencial de Corrosão
i_{corr}	Corrente de Corrosão
ddp	Diferença de potencial
HCl	Ácido Clorídrico
H₂S	Ácido Sulfídrico
NaCl	Cloreto de Sódio
Na₂SO₄	Sulfato de Sódio Anidro
MgCl₂ . 6 H₂O	Cloreto de Magnésio Hexahidratado
CaCl₂	Cloreto de Cálcio Anidro
SrCl₂ . 6 H₂O	Cloreto de Estrôncio Hexahidratado
KCl	Cloreto de Potássio
NaHCO₃	Bicarbonato de Sódio
KBr	Brometo de Potássio
H₃BO₃	Ácido Bórico
NaF	Fluoreto de Sódio
NaOH	Hidróxido de Sódio
H₂O	Água
MoO₃	Trióxido de Molibdênio
TiO₂	Dióxido de Titânio

MPa	Mega Pascal
Ksi	Quilolibra por polegada quadrada
L	Fase líquida
δFe	Fase sólida ferrita δ
αFe	Fase sólida ferrita α
γ	Fase austenita
Ms	Temperatura de transformação martensítica
mV	MiliVolts
j_0	Densidade de corrente de troca do sistema
$j^{\rightarrow}$	Densidade de corrente anódica
$j^{\leftarrow}$	Densidade de corrente catódica
kV	KiloVolts
mA	miliAmpère
KgF	Kilograma-força
M300	Curva para OCP e Polarização Potenciodinâmica para aço <i>maraging</i> 300 comercial
MA	Curva para OCP e Polarização Potenciodinâmica para aço <i>maraging</i> com adição de Titânio
MB	Curva para OCP e Polarização Potenciodinâmica para aço <i>maraging</i> 300 com adição de Titânio e Nióbio
MC	Curva para OCP e Polarização Potenciodinâmica para aço <i>maraging</i> com adição de Nióbio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
2	OBJETIVOS.....	21
2.1	Objetivo Geral.....	21
2.2	Objetivos Específicos.....	21
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
3.1	Sobre o aço <i>maraging</i>	22
3.1.1	<i>Processo de fabricação de aços maraging</i>	24
3.1.2	<i>Aplicação industrial de aços maraging</i>	25
3.2	Elementos de liga mais importantes nos aços <i>maraging</i>	26
3.2.1	<i>Níquel</i>	26
3.2.2	<i>Titânio</i>	28
3.2.3	<i>Nióbio</i>	28
3.2.4	<i>Outros elementos de liga</i>	29
3.3	Tratamentos térmicos em aços <i>maraging</i>	29
3.3.1	<i>Solubilização</i>	30
3.3.2	<i>Envelhecimento</i>	31
3.4	Estudo do processo de corrosão em aços <i>maraging</i>	33
3.4.1	<i>Corrosão em aços maraging</i>	34
3.5	Ensaio eletroquímico	36
3.5.1	<i>Dupla camada elétrica, polarização e curvas de polarização</i>	36
3.5.2	<i>Potencial de Circuito Aberto (OCP)</i>	39
3.5.3	<i>Polarização Potenciodinâmica Linear</i>	40
4	MATERIAIS E MÉTODOS	41
4.1	Materiais	42
4.2	Corte, Homogeneização e Laminação	43
4.3	Tratamentos térmicos	43
4.4	Preparação metalográfica das amostras	44
4.5	Análise da dureza do material	44
4.6	Caracterização microestrutural	45
4.6.1	<i>Microscopia óptica</i>	45
4.6.2	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)</i>	45

4.6.3	<i>Difração de Raios-X (DRX)</i>	46
4.7	Preparação para os ensaios eletroquímicos	46
4.7.1	<i>Preparação dos eletrodos de trabalho</i>	47
4.7.2	<i>Preparação do meio salino sintético</i>	47
4.7.3	<i>Célula eletrolítica</i>	48
4.8	Ensaio eletroquímico	49
4.8.1	<i>Potencial de Circuito Aberto (OCP)</i>	49
4.8.2	<i>Polarização Potenciodinâmica Linear</i>	49
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
5.1	Ensaio de dureza	51
5.2	Caracterização microestrutural	52
5.2.1	<i>Microscopia óptica</i>	52
5.2.2	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)</i>	53
5.2.3	<i>Difração de Raios-X</i>	56
5.3	Ensaio Eletroquímico	57
5.3.1	<i>Monitoramento de Potencial de Circuito Aberto</i>	57
5.3.2	<i>Polarização Potenciodinâmica Linear</i>	59
5.3.3	<i>Inspeção por microscopia óptica</i>	61
6	CONCLUSÃO	62
7	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS	63
8	REFERÊNCIAS	64

1 INTRODUÇÃO

Dentre as diversas ligas de baixo carbono desenvolvidas e utilizadas ao longo dos anos, os aços *maraging* possuem destaque quando aplicados em serviços que exigem alta resistência mecânica, tenacidade elevada sob condições de fratura, alta soldabilidade e principalmente elevada resistência à corrosão em ambientes marinhos e soluções salinas, ao comparar com aços martensíticos convencionais (ASM HANDBOOK, 1991).

A concepção de sua estrutura e composição é estudada desde a década de 60, passando inicialmente com ligas de 25% de níquel, chegando no formato atual encontrado atualmente. Tratam-se de ligas constituídas de matriz quaternária de Fe-Ni-Co-Mo, preferencialmente 18% de Ni, obtendo uma estrutura cristalina composta em maior parte de fase martensita (Silva; Mei, 1988). A existência em maior composição dessa fase ao invés da fase austenita quando revertida é obtida via tratamento térmico por envelhecimento (*aging*) em temperaturas de 480° C para teores de níquel próximos de 18%. Devido ao baixo teor de carbono, o processo de endurecimento é realizado pela precipitação a partir da associação de elementos de liga, dentre eles o Titânio, formando nanoprecipitados intermetálicos como Ni₃Ti, Ni₃Mo e Fe₂Mo (Fonseca *et al.*, 2021; Habiby; Haq; Khan, 1994).

Os elementos de liga como Co e Mo são adicionados à matriz para aprimoramento de suas propriedades, especialmente de resistência mecânica, resultando em uma classe de aços *maraging*, dentre eles, o C300. Aços *maraging* podem ser produzidos via refusão por arco à vácuo (VAR) (Hoseini; Arabi; Razavizadeh, 2008), para garantia de ligas de alta qualidade. Outros elementos podem ser usados no processo de alteração de propriedades, como a resistência à corrosão, como o Titânio e Níóbio. Entretanto, poucos artigos relatam dados acerca da influência conjunta dos dois elementos na resistência à corrosão do material.

Mediante suas características, os aços *maraging* são extremamente versáteis no que diz respeito a sua aplicação, como peças para o setor aeroespacial, componentes para competições automobilísticas, plantas de enriquecimento de urânio e componentes do setor militar (Habiby; Haq; Khan, 1994). Como possibilidade de uso visando a combinação de ótima resistência mecânica e alta resistência à corrosão em tubulações para extração de petróleo, estas situadas em ambientes marinhos com alta concentração de cloretos (Avelino Junior, 2017; Fideles *et al.*, 2023), são poucos os trabalhos encontrados na literatura avaliando a corrosão de aços *maraging* em meio simulando solução de água do mar, preparada de acordo com a norma ASTM D 1141 – 98.

A adição de certos elementos de liga surge como alternativa para baratear os custos dos aços *maraging*. Mediante os elementos apresentados anteriormente, este presente trabalho surge como proposta inovadora para investigar a influência dos teores de Titânio e Nióbio na resistência à corrosão em amostras de aço *maraging* C300 em meio de água do mar sintética. Neste estudo, a amostra comercial foi fabricada pelos processos VIM e VAR e as amostras modificadas, variando as concentrações de Ti e Nb apenas por processo VIM. Em seguida, foram combinadas as técnicas de caracterização microestrutural, como microscopia óptica, difração de raios-x (DRX) e microscopia eletrônica de varredura, análise de propriedades mecânicas mediante ensaios de dureza na escala Rockwell C e técnicas eletroquímicas de corrosão como potencial de circuito aberto e polarização potenciodinâmica linear em meio aquoso de água do mar sintética.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Analisar a influência dos teores de Titânio e Nióbio na resistência à corrosão de ligas de aço *maraging* 300 comercial e ligas modificadas em meio aquoso de água do mar sintética, mediante norma vigente.

2.2 Objetivos específicos

- ✓ Aplicar as técnicas de corte e laminação e uso de tratamentos térmicos, garantindo a dissolução dos precipitados e homogeneização dos elementos de liga, facilitando a caracterização microestrutura das amostras;
- ✓ Obter a caracterização microestrutural das ligas em estudos, desde a preparação metalográfica das amostras e aplicação das técnicas de Difração de Raios-X (DRX), Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV);
- ✓ Analisar as propriedades mecânicas dos materiais de estudo via ensaio de dureza Rockwell C;
- ✓ Avaliar a resistência das amostras à corrosão dos aços *maraging* 300 comercial e *maraging* modificados com relação aos teores de Titânio e Nióbio, a partir de ensaios eletroquímicos como Potencial de Circuito Aberto (OCP) e Polarização Potenciodinâmica Linear.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Sobre o aço *maraging*

Nos tempos atuais, materiais definidos como aços *maraging* consistem de ligas quaternárias de Ni-Co-Mo-Ti, com teor de carbono residual em torno de 0,03% e quantidade de níquel situada em 18 %, aproximadamente. A matriz é constituída de uma combinação de Fe-Ni, dispostos em uma estrutura martensítica, derivando, assim, o termo “mar”, e microestrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC) ou Tetragonal de Corpo Centrado (TCC) (ASM HANDBOOK, 1991). Como o carbono, este sendo um elemento comumente utilizado no endurecimento de ligas metálicas não estar presente em grandes quantidades nos aços *maraging*, o processo de endurecimento é realizado mediante tratamento térmico de envelhecimento, em inglês “*aging*”, a partir da formação de precipitados intermetálicos (Magnée *et al.*, 1974).

As primeiras ligas *maraging* começaram a ser desenvolvidas a partir da década de 1950 através da Companhia Internacional do Níquel por C. G. Bieber, resultando em duas ligas com porcentagens iniciais de níquel por volta de 25% e 20% a partir de temperaturas de envelhecimento de 425 °C a 510 °C (Floreen, 1968).

Entretanto, mesmo apresentando comportamentos excelentes de resistência mecânica e tenacidade em valores de dureza de 53 a 56 HRC, sofriam com fragilidade em valores extremamente altos de resistência. Para isso, foram empregados por Derek, Eash e Goldman, em 1962, elementos de liga como cobalto e molibdênio para endurecimento da liga, estabelecendo 18% de Ni na composição da matriz (ASM HANDBOOK, 1991).

Tais ligas foram classificadas de acordo com o limite de escoamento apresentado, com valores característicos de 1380, 1725 e 2000 MPa, ou então 200, 250 e 300 ksi (libras por polegada quadrada). Estes valores expressos em ksi dão nome as classes de aços *maraging* utilizadas atualmente, que são denominados aços *maraging* grau 200, 250 e 300 (Floreen, 1968). Em seguida, foi desenvolvido o aço *maraging* 350 com limite de escoamento de 2100 MPa, possuindo maiores teores de cobalto e titânio e teor menor de molibdênio. A Tabela 01 exemplifica as composições químicas das quatro classes da liga em estudo, tendo o ferro como balanço e destacado a composição do aço de grau 300, material de estudo neste trabalho.

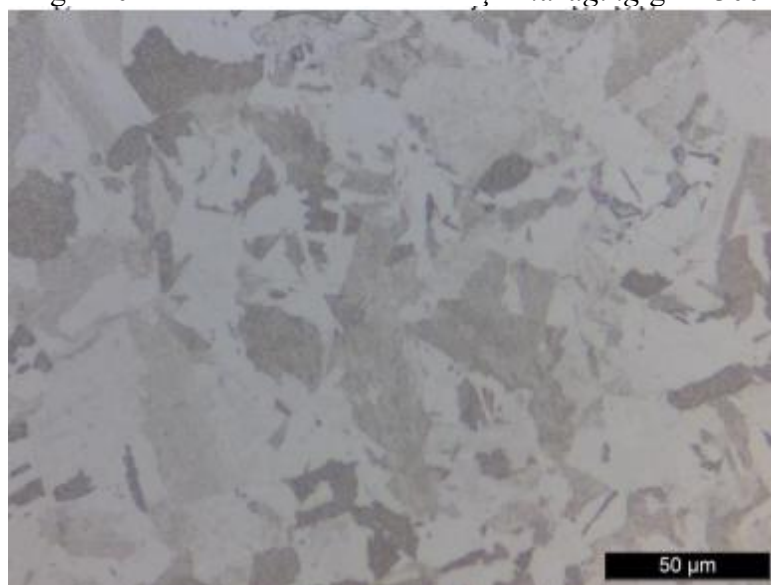
Tabela 01 – Composições nominais em porcentagem de massa das principais classes de aços *maraging* 18% Ni comerciais.

Classe de liga	Elemento (% em peso)					
	Fe	Ni	Co	Mo	Ti	Al
200	Bal.	17,0 – 19,0	8,0 – 9,0	3,0 – 3,5	0,15 – 0,25	0,05 – 0,15
250	Bal.	17,0 – 19,0	7,0 – 8,5	4,6 – 5,2	0,3 – 0,5	0,05 – 0,15
300	Bal.	17,0 – 19,0	8,5 – 9,5	4,6 – 5,2	0,5 – 0,8	0,05 – 0,15
350	Bal.	17,5 – 18,5	12,0 – 12,5	3,8 – 4,6	1,4 – 1,7	0,10 – 0,15

Fonte: Adaptado de Schmidt e Rohrbach, 1990.

A partir dos tratamentos térmicos aplicados no material, que serão analisados em tópicos posteriores, tem-se a microestrutura do aço *maraging*, representada na Figura 01. Quando os teores de níquel se encontram em torno de 10 % até 25 %, a estrutura obtida é preferencialmente uma Martensita CCC no formato de lâminas ou ripas (lath), consistindo de vários pacotes martensíticos presentes em um grão de austenita formado anteriormente e blocos dentro de cada pacote (Fonseca *et al.*, 2021). Se a quantidade de níquel ultrapassa 25 %, a estrutura martensítica passa a ter o formato maclado, o que diminui sua resistência. Para aço grau 300 com 18% de Ni, é comum o uso do reagente de Marble para ataque químico, permitindo a observação dos contornos de grão e microestrutura (Floreen, 1968), (Farooq *et al.*, 1987).

Figura 01 – Microestrutura de um aço *maraging*, grau 300.



Fonte: Avelino Junior, 2017.

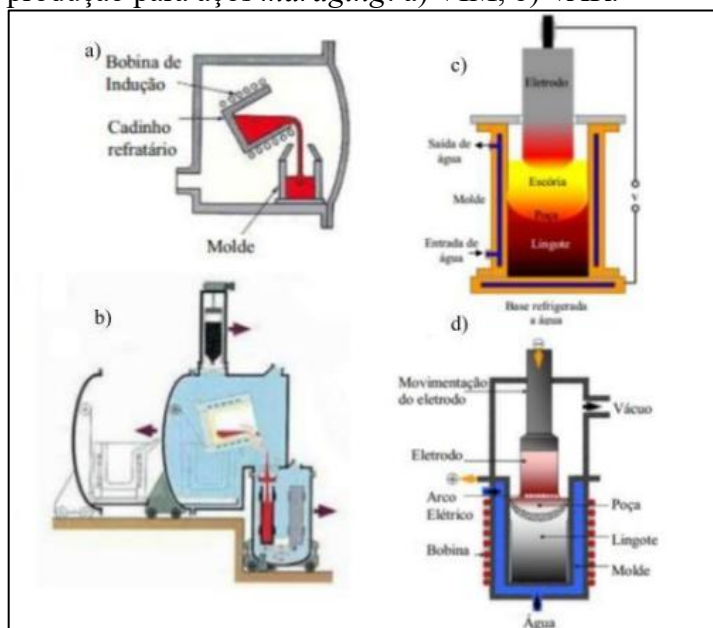
3.1.1 Processo de fabricação dos aços maraging

Quando os materiais necessitam de especificações para aplicações em altas temperaturas como em turbinas, reatores etc., altíssima precisão na reprodução da composição química e baixo desvio em suas propriedades mecânicas, foram concebidos processos de produção e refino de ligas. Tratando-se de ligas *maraging*, um dos processos primários de produção é a fusão por indução à vácuo, *Vaccum Indulting Melting*, em inglês (VIM) (Silva; Mei, 1988), (Halder *et al.*, 2021).

O processo VIM consiste de um forno em que os lingotes são fundidos em uma câmara à vácuo e a energia fornecida para o processo de fusão por indução advém do efeito Joule decorrente da corrente elétrica circulando em bobinas de cobre, resfriadas com água corrente (Silva; Mei, 1988). Mediante controle independente de temperatura, agitação e pressão, o material possui elevado grau de homogeneização, evitando a contaminação de elementos reagentes à solução, formação de óxidos e permitindo o desenvolvimento de ligas com Ni presente em sua matriz, endurecidas por formação de precipitados intermetálicos (Hoseini; Arabi; Razavizadeh, 2008).

O segundo processo utilizado é a Refusão a Arco sob Vácuo, *Vaccum Arc Remelting*, em inglês (VAR), que busca um maior refino do metal pois, a partir de uma solidificação controlada e progressiva dos lingotes. Desta forma, tem-se níveis diminutos de heterogeneidades, garantindo uma homogeneidade da macroestrutura e microestrutura da liga (Hoseini; Arabi; Razavizadeh, 2008), (Halder *et al.*, 2021). O processo ocorre ao se estabelecer um arco elétrico entre o eletrodo para refusão e o lingote, estes submetidos à uma diferença de potencial para que ocorram as descargas elétricas características do fenômeno de arco elétrico. Desta forma, ocorre as impurezas como óxidos e sulfetos são removidas, garantindo uma homogeneização do material (Reed, 2006). Abaixo, na Figura 02, é possível visualizar a estrutura esquemática dos dois processos.

Figura 02 – Representação esquemática dos processos de produção para aços *maraging*: a) VIM, b) VAR.



Fonte: Valle, 2010.

3.1.2 Aplicação industrial de aços *maraging*

Devido o endurecimento dos aços *maraging* ser decorrente do mecanismo de precipitação de compostos intermetálicos através da adição de elementos de liga como Co, Mo, Ti e outros, como também a ausência quase total de carbono, sendo considerado como impureza (menor que 0,03%), obtém-se combinações de propriedades para a liga como ultra resistência à tração, boa ductilidade e tenacidade, elevada dureza, alta estabilidade dimensional durante tratamentos térmicos, boa soldabilidade e usinabilidade (Lee *et al.*, 2005). Desta forma, tais ligas surgem como escolha para diversas aplicações industriais. A Tabela 02 mostra os campos e aplicações possíveis para aços *maraging*.

Tabela 02 – Principais campos e aplicações para aços *maraging*.

Campo de atuação	Aplicações
Produção de peças	Pistões, molas, engrenagens em máquinas, ferramentas para extrusão, moldes para peças plásticas etc.
Aeroespacial	Caixas de motores para foguetes, dobradiça de asas para aviões, eixos para motores diversos etc.
Militar	Molas para canhão, pontes militares leves, caixa de motores.
Nuclear	Peças diversas para plantas de enriquecimento de urânio.
Carros de competição	Bielas, eixos de transmissão, caixa de câmbio.

Fonte: Adaptado de Habiby, Haq e Khan, 2017.

Em complemento, aços *maraging* também possuem alta resistência à corrosão comparado com outras ligas martensíticas temperadas, especialmente equipamentos e estruturas presentes em ambientes marinhos (ASM HANDBOOK, 1991). A literatura dispõe de poucos estudos investigando o fenômeno corrosivo em ligas *maraging*, especialmente em meios salinos, que são um meio aquoso com alta concentração de íons cloreto. Estudos relatam que tais materiais envelhecidos são mais suscetíveis à corrosão quando o meio aquoso contendo íons cloreto apresenta ácido sulfídrico (H_2S) e dióxido de carbono (CO_2) (Avelino Junior, 2017).

Tais condições encontradas no meio aquoso são objeto de interesse na indústria petrolífera e encontradas nas plataformas petrolíferas instaladas no mar, que possui como custos de produção a compra e manutenção de oleodutos de extração de petróleo (Caenn *et al.*, 2017; Hossain & AlMajed, 2015). Dentre as diversas atividades de exploração do petróleo, os fluidos de perfuração exercem um papel importante, pois servem para manter a pressão interna e externa do poço, manter a estabilidade geológica do terreno, prevenção de colapsos e explosões, entre outras (Apaleke *et al.*, 2012; Davoodi *et al.*, 2018; Khodja *et al.*, 2010;). Existem diversos tipos de fluidos de perfuração, classificados de acordo com a sua composição base, podendo ser o fluido à base de óleo, água ou sintético (Queiroz Neto *et al.*, 2024).

3.2 Elementos de liga mais importantes nos aços *maraging*

Como as diversas propriedades presentes em aços *maraging* é decorrente dos elementos de liga presentes, a observação da influência em conjunto de tais elementos permite a modificação de sua composição química de acordo com a aplicação vigente do material. Vale destacar que o estudo separado de cada elemento é delicado devido as interações de natureza química que os átomos exercem com os seus vizinhos dentro da célula unitária. Assim, serão analisados os principais elementos de liga encontrados em aços *maraging*.

3.2.1 Níquel

É o principal elemento constituinte da matriz em aços *maraging* comercializados atualmente, considerando um teor de Ni de 18%, aproximadamente. Também atua no processo de endurecimento da liga por precipitação da estrutura martensítica metaestável CCC de baixo carbono, devido a formação de nanoprecipitados intermetálicos após o tratamento térmico de envelhecimento, pois o Ni neste processo dificulta a solubilidade de outros elementos de liga, fornecendo condições favoráveis para a nucleação dos precipitados de tais elementos. Estes

3.2.2 Titânio

É um dos elementos mais ativos em aços *maraging*, é considerado um forte elemento atuante no endurecimento da liga, além de capturar o carbono remanescente, obtendo precipitados de TiC, diminuindo a ductilidade do material, embora sua nucleação é dificultada pela baixíssima quantidade de carbono na liga (Strakosova *et al.*, 2024).

Durante o envelhecimento do material, a dureza do material é reduzida pela formação acelerada dos precipitados de titânio, especialmente o composto Ni₃Ti (Tan *et al.*, 2017). Para teores de Ti iguais ou maiores de 1,5 %, parte do níquel presente na matriz sólida é retirado, muitas vezes dos grãos de austenita, para formação de precipitados, aumentando assim a temperatura de transformação para a fase martensita (Pardal, 2004).

Avaliando o impacto do titânio na corrosão de ligas metálicas, segundo Dehgahi *et al.* (2023), testes de corrosão com amostras de aço *maraging* grau 300 produzidas por manufatura aditiva, com teores de Ti de 0,72 % e 1,17 % em peso e submetidas a testes eletroquímicos em meio aquoso com 3,5 % de cloreto de sódio (NaCl), mostram que a recristalização dos grãos durante as dinâmicas de deformação contribui para uma maior resistência à corrosão. Entretanto, ligas com concentração maiores de Ti exibiram menor resistência corrosiva por formação de precipitados como NiCo e presença maior da fase austenita.

3.2.3 Nióbio

É um elemento tratado como agente moderado no endurecimento de aços *maraging*, quantidades baixíssimas de Nb na liga que estão microligados aumentam a tenacidade, dureza e resistência mecânica em temperaturas ambientes por refinamento de grãos e endurecimento por precipitação com outros elementos de liga (Parvinian *et al.*, 2021).

Buscando entender o mecanismo de ligação do nióbio e devido a mudanças de comportamento mediante a composição do material, os estudos de Zeng *et al.* (2021) indicam que carbonetos de nióbio (NbC) atuam na restrição do crescimento de grãos de austenita, causando um refinamento dos grãos para temperaturas de austenização abaixo de 910 °C. Esta estabilidade da austenita retida favorece a diminuição da temperatura de transformação de fase para martensita (Khaisterkamp, 1999). O nióbio associado com o boro (B) retarda a nucleação dos precipitados, mantendo sua resistência máxima por tempos mais longos de envelhecimento do material do que o habitual (Senthil, 2019).

Analizando o papel do Nb na corrosão de ligas, diferentes teores de Nb presentes em aços inoxidáveis austenísticos sob simulação termodinâmica e submetidas a testes eletroquímicos revelaram que em maiores quantidades de nióbio contribuíram para maior taxa de nucleação e fração em volume de precipitados de NbC, resultando em níveis baixos de sensitização (Kumar K. *et al.*, 2019). De acordo com Kumar K. *et al.* (2019, aços inoxidáveis ferríticos estabilizados com Ti e Nb apresentaram maior resistência à corrosão do que o mesmo material estabilizado apenas com Ti, limitando o crescimento de grãos em zonas afetadas por calor e possuindo afinidade por carbono, limitando a ligação entre carbono e cromo.

3.2.4 Outros elementos de liga

Molibdênio (Mo) e Cobalto (Co), elementos presentes em quantidades consideráveis na composição química em ligas *maraging*, possuem reações específicas entre si, pois o Co presente na amostra diminui a solubilidade do Mo na matriz, aumentando a quantidade de Mo disponível para precipitação, mesmo que o cobalto não forme precipitados. Também atua na diminuição do movimento das discordâncias na rede, colaborando com a resistência mecânica (Mahmoudi *et al.*, 2011).

A atividade de precipitação do molibdênio é modificada na presença de cobalto e titânio, resultando em fases ricas de precipitados em Mo. Observando a interação conjunta de Ti e Mo, o molibdênio favorece a nucleação dos precipitados de Ni_3Ti , e o Mo fique mais presente na fase rica em Ni. Entretanto, o Mo também estará presente na fase termodinamicamente estável Fe_7Mo_6 (Sha *et al.*, 1993).

Por último, o alumínio (Al) ocasiona uma diminuição no endurecimento da martensita, por sua grande afinidade com o níquel, e em concentrações acima de 0,2 %, tem-se uma diminuição da ductilidade do material (Magnée *et al.*, 1974). Silício, manganês e enxofre são considerados impurezas para aços *maraging*, sendo os dois primeiros prejudiciais a tenacidade do material e o enxofre possui facilidade para formar sulfeto de titânio, todos estes presentes nas menores concentrações, se possível (Magnée *et al.*, 1974).

3.3 Tratamentos Térmicos em aços *maraging*

De acordo com Novikov (1994), os tratamentos térmicos são processos realizados em metais e ligas em que, a partir do calor absorvido e/ou liberado, são realizadas modificações nas estruturas e propriedades dos materiais, que se mantém após a finalização do tratamento.

De forma geral, a temperatura aplicada, o tempo de exposição ao tratamento e a taxa de resfriamento do material são os principais parâmetros controlados em qualquer tratamento térmico.

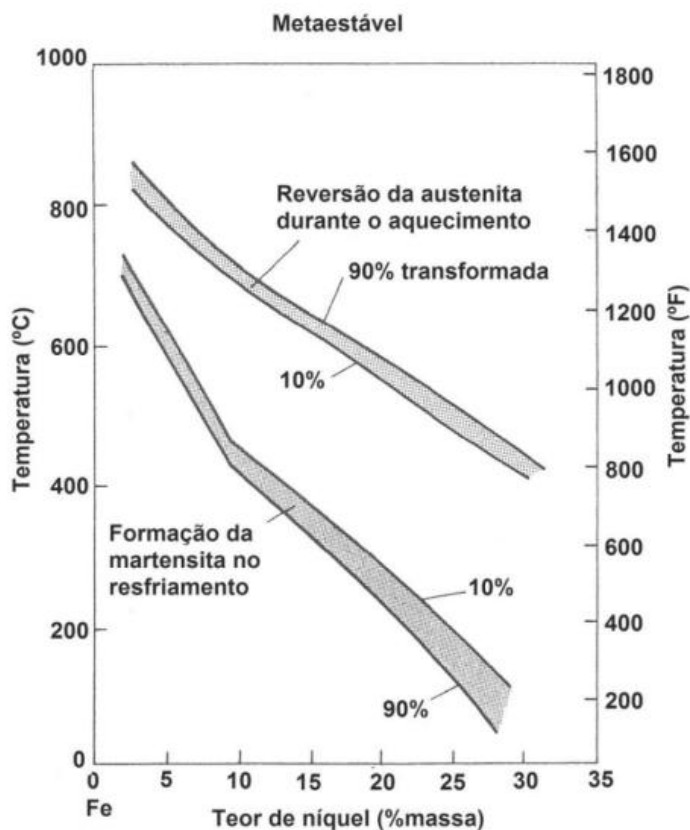
Com respeito aos tratamentos térmicos aplicados em ligas de aço *maraging* 18 %, primeiramente é feita uma solubilização para que a matriz Fe-Ni esteja supersaturada de elementos de liga, e em seguida, a liga é envelhecida para a obtenção de nanoprecipitados intermetálicos que ficam distribuídos uniformemente ao longo da matriz. Os dois próximos tópicos abordarão brevemente os tratamentos térmicos citados acima.

3.3.1 Solubilização

O processo de solubilização resulta do aquecimento da liga a determinada temperatura por intervalo de tempo entre 1 h e 3 h, resfriando em seguida com água ou ao ar ambiente. O objetivo é garantir uma distribuição uniforme dos precipitados por toda a liga, aliviando tensões por trabalhos anteriores à quente ou à frio (ref. 60). Avaliando a solubilização neste tipo de liga, temperaturas de solubilização acima de 820 °C por 1 h são recomendadas para obtenção de fase sólida austenística γ e dissolução dos precipitados existentes previamente. Após resfriamento rápido em temperatura ambiente, é formada por toda a liga uma fase martensita CCC metaestável a partir de um processo de cisalhamento, com solução sólida supersaturada dos elementos de liga presentes (Magnée *et al.*, 1974).

De acordo com o aumento da quantidade de níquel presente na amostra, a temperatura de transformação martensítica (M_s) é alterada para valores menores, podendo colaborar com a formação de austenita retida, comprometendo as suas propriedades, como também o aumento da faixa de temperaturas em que se tem a predominância de martensita metaestável (Avelino Junior, 2017). Este fenômeno é conhecido como histerese térmica, que define o princípio metalúrgico em aços *maraging*, pois em resfriamento rápido, a cinética de transformação em martensita é maior comparado com a velocidade de formação de austenita, mas que retarda a reversão em austenita (Magnée *et al.*, 1974). A Figura 04 exemplifica em um diagrama Fe-Ni a transformação de fases sob aquecimento ou resfriamento.

Figura 04 – Diagrama de equilíbrio Fe-Ni, com a relação entre fases metaestáveis e curvas de histerese térmica.



Fonte: Adaptado de Floreen, 1978.

3.3.2 Envelhecimento

Mediante a histerese térmica entre as fases austenita – martensita, apresentada na Figura 04, o envelhecimento é definido como o aquecimento a uma temperatura intermediária em que se tenha uma região bifásica, ou seja, austenita + martensita, em que prevalece processos difusionais (Callister, 2006). Como resultado, se tratando de aços *maraging*, o envelhecimento provoca a formação de precipitados intermetálicos finos e dispersos ao longo da matriz, distorcendo a rede cristalina e atuando como resistência ao movimento das discordâncias, resultando em endurecimento do material (ASM HANDBOOK, 1991). Como precipitados formados, os mais comuns são $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$, Ni_3Mo , Ni_3Ti , Fe_2Mo e FeMo em temperaturas entre 450 °C e 600 °C (Magnée *et al.*, 1974). Verifica-se, o papel dos elementos de liga Ti e Mo como principais no endurecimento da liga. A Tabela 03 demonstra o tipo de rede cristalina para os principais compostos intermetálicos.

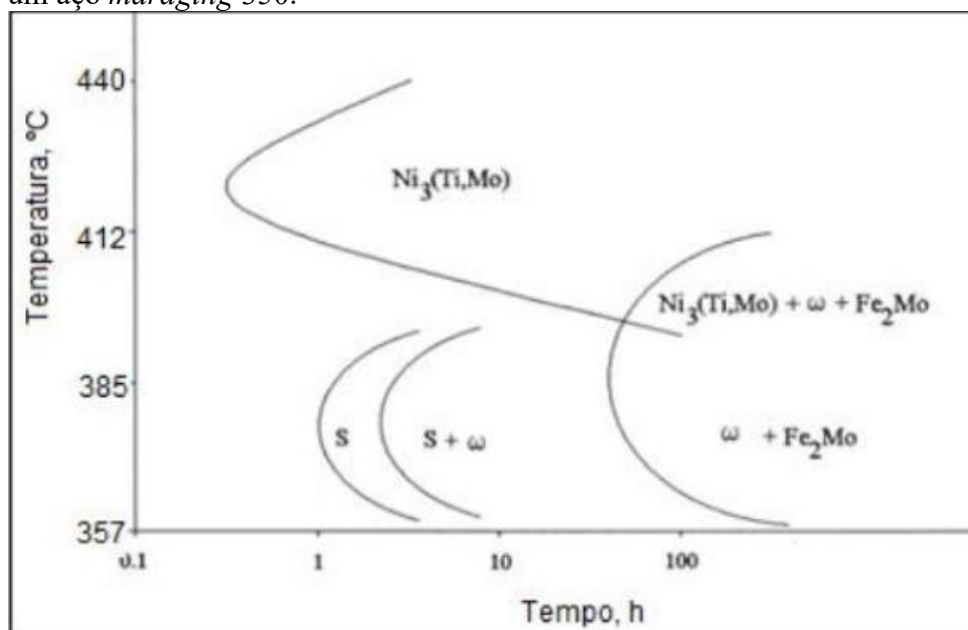
Tabela 03 – Tipo de estrutura cristalina para cada precipitado intermetálico.

Fase	Estrutura Cristalina
Fe_2Mo	Hexagonal
FeMo	Tetragonal
$\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$	Hexagonal
Ni_3Mo	Ortorrômica

Fonte: Adaptado de Pardal, 2004.

É importante relacionar a temperatura de envelhecimento e o tempo de tratamento empregado com o tipo de precipitado que estará em maior quantidade na matriz. A partir dos estudos de Tewari (2000), foram avaliadas temperaturas de envelhecimento em torno de 400 °C e 450 °C para aço grau 350 e concluiu-se que em tempos acima de 2 h, são formadas as fases metaestáveis S e ω e o composto $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$. Para temperaturas maiores de envelhecimento, estão presentes na matriz os compostos $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$ e Fe_2Mo , que pode reduzir a dureza do material. A Figura 05 mostra um gráfico de Temperatura-Tempo-Transformação (TTT), exemplificando as fases e compostos encontrados para aço *maraging* 350.

Figura 05 – Representação esquemática de curvas TTT para precipitados de um aço *maraging* 350.

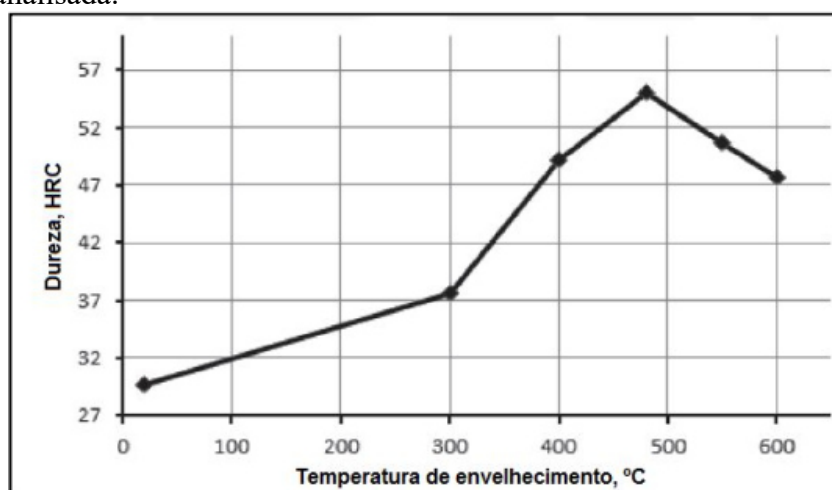


Fonte: Adaptado de Tewari *et al.*, 2000.

Analisando as condições mais adequadas de tempo e temperatura para os tratamentos térmicos submetidos em aço *maraging* 300, normalmente é realizado uma solubilização de 820 °C por 1 h e envelhecimento de 480 °C por 3 h (Pardal, 2004). Mediante a condição de solubilização apresentada de 820 °C em um intervalo de 1 h, a Figura 06 revela

o comportamento de dureza em escala Rockwell C para diversas temperaturas de envelhecimento.

Figura 06 – Curva de temperatura de envelhecimento x dureza em escala Rockwell C de um aço *maraging* 300 solubilizado a 820 °C por 1h e submetido a 4h de envelhecimento para cada temperatura analisada.



Fonte: Adaptado de Klaput, J., 2015.

3.4 Estudo do processo de corrosão em aços *maraging*

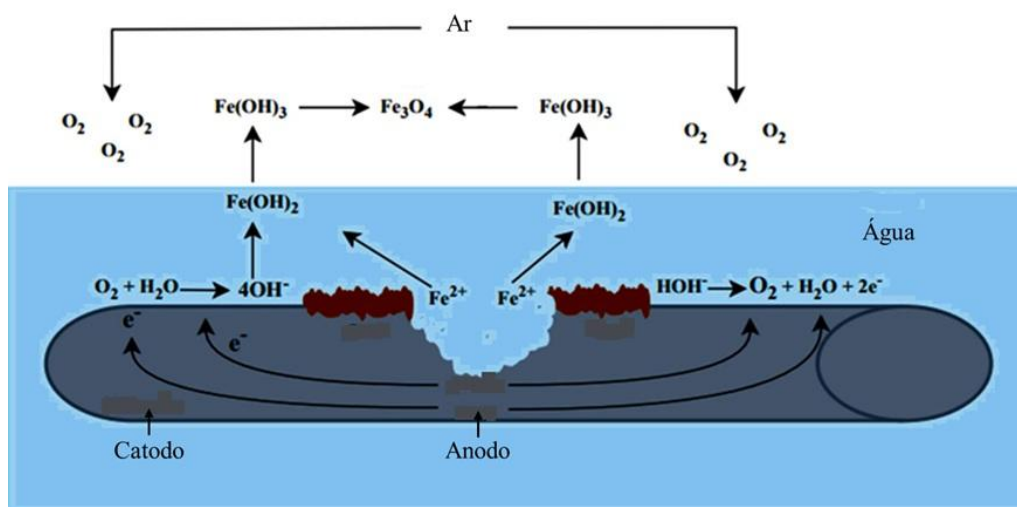
De modo geral, o processo de corrosão, considerado um fenômeno espontâneo do ponto de vista termodinâmico, é inverso do processo metalúrgico de fabricação de metais. A corrosão de qualquer material pode ocorrer por ação química ou eletroquímica. Tratando especificamente de corrosão eletroquímica ela ocorre quando se tem a presença de água líquida, temperaturas abaixo do ponto de orvalho e formação de células eletroquímicas (Nunes, 2007). Avaliando o mecanismo geral do processo de corrosão do tipo galvânica, quando dois ou mais metais estão submersos em um eletrólito, ocorre a migração de elétrons de um metal com maior potencial de oxidação, menos nobre (ânodo), sofrendo oxidação, para um metal com maior potencial de redução, mais nobre (cátodo), sofrendo redução (Jambo; Fófano, 2008). As equações químicas de oxidação e redução são representadas pelas equações químicas 1 e 2:



Avaliando a corrosão em um aço qualquer, a reação de oxidação começa na superfície do metal, com íons de ferro Fe^{2+} passam para a solução, e os elétrons provenientes

da superfície do aço são transportados para próximo da superfície catódica, se associando com oxigênio e água formando íons hidroxila (OH^-) (Yadav *et al.*, 2024). Juntando os dois íons, tem-se a formação de hidróxido ferroso, podendo ser oxidado em óxido férrico hidratado. Este processo se mantém ao longo de toda a superfície metálica, resultando em uma corrosão uniforme, mediante o fluxo de corrente elétrica dos elétrons entre as regiões anódicas e catódicas. A Figura 07 demonstra esquematicamente o mecanismo de corrosão do aço.

Figura 07 – Mecanismo de corrosão em aço.



Fonte: Adaptado de Yadav *et al.*, 2024.

De acordo com a literatura acerca da corrosão em aços *maraging*, poucos estudos investigam o comportamento eletroquímico da liga e seu processo de corrosão. Nos próximos tópicos, serão abordados alguns resultados de corrosão avaliados para a liga em questão, especialmente em meios salinos, abordagem dos conceitos sobre polarização e suas curvas e análise introdutória dos ensaios de Potencial de Circuito Aberto (OCP) e Polarização Linear Potenciodinâmica.

3.4.1 Corrosão em aços *maraging*

Investigando alguns dos trabalhos abordando o processo corrosivo em aços *maraging*, (ASM HANDBOOK, 1991) relata que ligas *maraging* 18Ni sob exposição atmosférica leva a corrosão do tipo generalizada, com profundidade de pites situados na superfície na maioria dos casos, comparado com aços de alta resistência. Foram realizados experimentos para avaliar a influência de uma solução em pH ácido, com a presença ou ausência de íons cloreto em água radioativa, na corrosão do material, e concluíram que a taxa de corrosão

depende do pH e que intermediários presentes na superfície do material favorecem a passividade do material (Bellanger; Rameau, 1996).

Kumar P. (2013) realizou estudos em aço *maraging* grau 250 submetido a tratamento térmico de envelhecimento, em meio aquoso de HCl com concentrações diferentes do ácido e sob diversas temperaturas do meio (30, 40, 50 e 60 °C). Os resultados obtidos foram uma menor resistência à corrosão em concentrações maiores de HCl e deslocamento do potencial de corrosão para valores maiores, indicando que o processo anódico foi o mais afetado. Com relações as temperaturas do meio, as taxas de corrosão foram maiores com o aumento da temperatura e deslocamento dos potenciais para valores menos nobres.

Buscando na literatura dados acerca da corrosão do material em meio salino (NaCl), El-Mahdy *et al.* (2013) estudaram o comportamento eletroquímico de aço *maraging* grau 200 em solução de NaCl. Neste trabalho, várias concentrações de NaCl foram analisadas e verificou-se maiores resistências à corrosão em soluções diluídas, por formação de camada passivadora, embora que íons Cl^- quebram a camada protetora, sendo este um processo controlado por difusão. De acordo com Avelino Júnior *et al.*, foi investigado a corrosão de aço *maraging* grau 300 em solução de NaCl contendo CO_2 e H_2S , avaliando as diferenças dos aços somente solubilizado e envelhecido, apontando uma menor resistência à corrosão que sofreu processo de corrosão.

Sobre o comportamento eletroquímico de aço *maraging* em solução de água do mar sintética, são raros os trabalhos referentes à temática. Zhao *et al.* (2021) estudou os efeitos da polarização catódica na corrosão sob tensão modificado em teor de alumínio em água do mar sintética. Foi verificado que para potenciais abaixo de - 850 mV, a liga apresenta maior resistência à fragilização por hidrogênio (HE), decorrentes da abundante presença de nanoprecipitados de Ni(Fe, Al) e uniformemente dispersos na matriz. Para valores maiores que o potencial de - 850 mV, a corrosão é do tipo transgranular/intergranular por mecanismo de dissolução anódica e valores menores de - 850 mV é do tipo intergranular, por mecanismo de HE.

Não foram encontrados trabalhos referentes ao processo de corrosão da liga estudada em meio de água do mar sintética, modificando sua composição química nos teores de Ti e Nb. Portanto, o presente trabalho investiga a resistência a corrosão de aço *maraging* sob tais condições apresentadas.

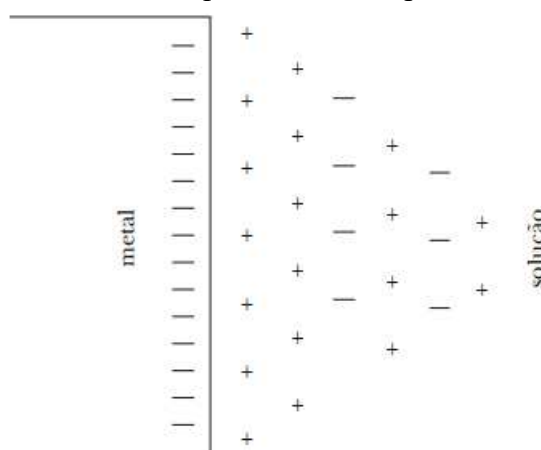
3.5 Ensaio eletroquímicos

3.5.1 Dupla camada elétrica, polarização e curvas de polarização

Para melhor entendimento dos ensaios eletroquímicos, é necessário entender o comportamento eletroquímico dos eletrodos com o meio em que está inserido, suas relações de potencial e corrente a partir do sistema formado, seja em estado transiente ou em estado de equilíbrio e o que ocorre quando há modificação no potencial de dado eletrodo.

Para cada eletrodo submerso em uma solução eletrolítica, tem-se uma força eletromotriz parcial, também conhecida como potencial de eletrodo, que se origina na interface do material condutor presente no eletrodo. O potencial é determinado pela diferença de potencial entre as fases constituintes: superfície sólida e íons dispersos na solução (Pilha, 2010). Avaliando apenas a interação de um único eletrodo e a solução em que está imerso, há a dissolução do metal M nos íons M^{n+} e uma separação de cargas elétricas entre o metal com excedente de elétrons e a solução aquosa com a presença dos cátions do metal (Wolyneec, 2013). Desta forma, cria-se um campo elétrico na solução, resultando em um alinhamento das cargas elétricas, em que os íons positivos ficam retidos na interface metal-solução até atingir o estado estacionário, em que é formada a chamada dupla camada elétrica (Wolyneec, 2013). A Figura 08 mostra a estrutura esquemática da dupla camada.

Figura 08 – Estrutura esquemática da dupla camada elétrica.



Fonte: Pilha, 2010.

O fenômeno de dupla camada elétrica presente no eletrodo como descrita anteriormente ocorre em condições de equilíbrio, quando a velocidade da reação de oxidação é equivalente à velocidade da reação de redução, o que também está relacionado com a densidade de corrente. Assim, no equilíbrio, a densidade de corrente de troca do sistema (j_0) é nula, pois a

densidade de corrente anódica ($j^{\rightarrow}$) é igual a densidade de corrente catódica ($j^{\leftarrow}$) (Jambo; Fófano, 2008). Entretanto, quando um determinado processo ocasiona alteração no valor de potencial, tem-se um fluxo resultante de corrente, alterando o potencial do eletrodo. O valor de potencial alterado em relação ao potencial de equilíbrio é chamado de sobrepotencial ou sobretensão (η) e a aplicação da diferença de potencial por determinado processo é a polarização (Jambo; Fófano, 2008). O valor do sobrepotencial calculado referente ao potencial de equilíbrio (E^0) e as relações que correlacionam a sobretensão com a densidade de corrente de troca anódica (j_a) e catódica (j_c) são exemplificadas pelas equações 3, 4 e 5, respectivamente.

$$\eta = E - E^0 \quad (3)$$

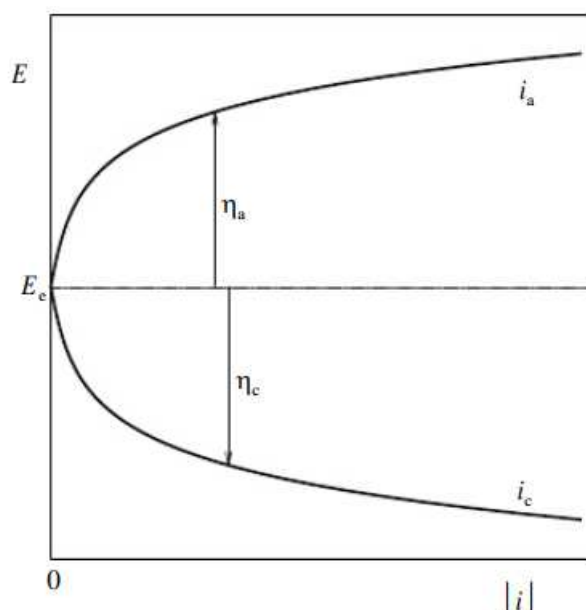
$$j_a = j^{\rightarrow} - j^{\leftarrow}, \eta > 0 \quad (4)$$

$$j_c = j^{\rightarrow} - j^{\leftarrow}, \eta < 0 \quad (5)$$

Quando o valor da sobretensão é positivo, significa que o potencial eletrodo se torna menos nobre, submetendo o metal a reação de oxidação, ocasionando corrosão. Desta forma, temos o caso de polarização anódica. No caso oposto, ou seja, valor de sobretensão negativo, o potencial se torna mais nobre, tendendo o material a se reduzir (Jambo; Fófano, 2008).

Dentre os diversos tipos de polarização, a polarização por ativação é possibilitada a partir de uma energia de ativação que, quando superada, permite a transferência de elétrons necessária para a variação no potencial (Gentil, 2007). Para melhor visualização do efeito de polarização no cátodo e ânodo e determinação dos potenciais de corrosão e densidade de corrente, a representação gráfica destes dois parâmetros é denominada curva de polarização, em que são exemplificados os ramos anódico e catódico (Gentil, 2007). A Figura 09 representa graficamente uma curva de polarização típica, em que a densidade de corrente comumente é expressada em seus valores absolutos.

Figura 09 – Curva de polarização anódica e catódica típica relacionando potencial e densidade de corrente absoluta.



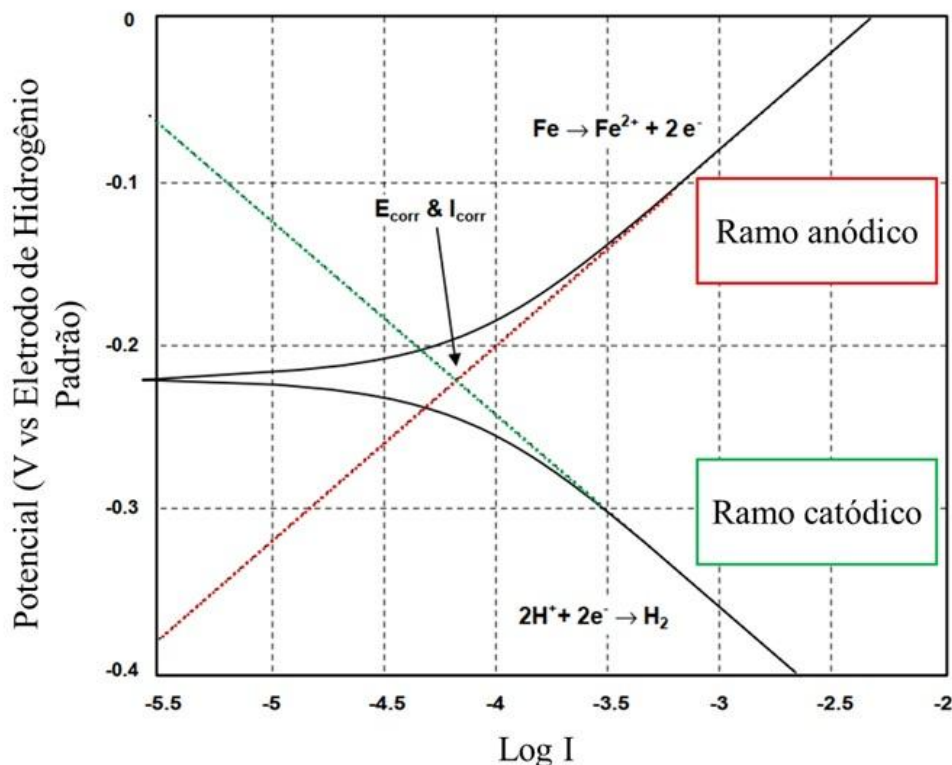
Fonte: Wolyneec, 2013.

Na situação de equilíbrio eletroquímico, Butler-Volmer relacionou sobretensão e corrente, obtendo a equação geral da cinética de eletrodo. Entretanto, a partir de análises empíricas feitas por Tafel, é utilizada uma relação derivada da equação de Butler-Volmer, expressa pela equação 6.

$$\eta = a + b \log i \quad (6)$$

Os termos “a” e “b” são constantes calculadas utilizando constante dos gases, temperatura, número de oxidação da espécie, coeficiente de transferência, constante de Faraday e a corrente de corrosão do material (Wolyneec, 2013). Ao expressarmos as curvas de polarização em um diagrama E vs log i, haverá intervalos de valores no gráfico em que a relação de Tafel é satisfatória. Assim, da extrapolação das equações de Tafel nos ramos anódico e catódico, a intersecção das duas funções no diagrama permite obter com boa aproximação os valores de E_{corr} e $\log i_{\text{corr}}$ (Wolyneec, 2013). A Figura 10 mostra o procedimento adotado para obter os dados de corrosão (E_{corr} e i_{corr}) em um sistema contendo eletrodo de ferro em pH ácido a 25 °C, em que são representados as curvas de polarização referentes ao ramo anódico (oxidação de Fe) e ramo catódico (redução de íons H^+) e suas respectivas retas extrapoladas, obedecendo a equação de Tafel descrita na equação 6.

Figura 10 – Representação esquemática do método de extrapolação de Tafel para obtenção dos valores de E_{corr} e i_{corr} .



Fonte: Adaptado de Roberge, 1999.

3.5.2 Potencial de Circuito Aberto

Trata-se de um ensaio eletroquímico em após a imersão de um material em uma solução, a partir da montagem de uma célula eletroquímica de três eletrodos (eletrodo de trabalho, contra-eletrodo e eletrodo de referência), é analisado a evolução do potencial ao longo do tempo entre a interface metal/solução, observando a tendência dos dados a uma estabilização do potencial, atingindo, portanto, um estado estacionário. O valor constante do potencial pode estar relacionado com a formação de camada passivadora sobre a superfície metálica ou por controle da reação de corrosão via difusão (Bard, 2000).

Como não há fornecimento externo de corrente elétrica no sistema, resultando em um potencial de circuito aberto (OCP – *Open Circuit Potential*), o aumento dos valores de potencial indica formação de camada passivadora, enquanto que o decréscimo do potencial sugere a tendência de o material sofrer corrosão até atingir a estabilidade do potencial, ou seja, o potencial de corrosão (Bard, 2000).

3.5.3 Polarização Potenciodinâmica Linear

Neste ensaio, é aplicado uma diferença de potencial (ddp) no eletrodo de trabalho imerso em uma solução eletrolítica, montado em uma célula eletroquímica de três eletrodos, semelhante ao ensaio de OCP, obtendo os valores de corrente a partir de uma varredura de potenciais aplicados (Wolynec, 2013). Dentre as inúmeras análises possíveis, a de maior interesse no trabalho são os valores de E_{corr} e i_{corr} mediante aplicação das extrapolações de Tafel.

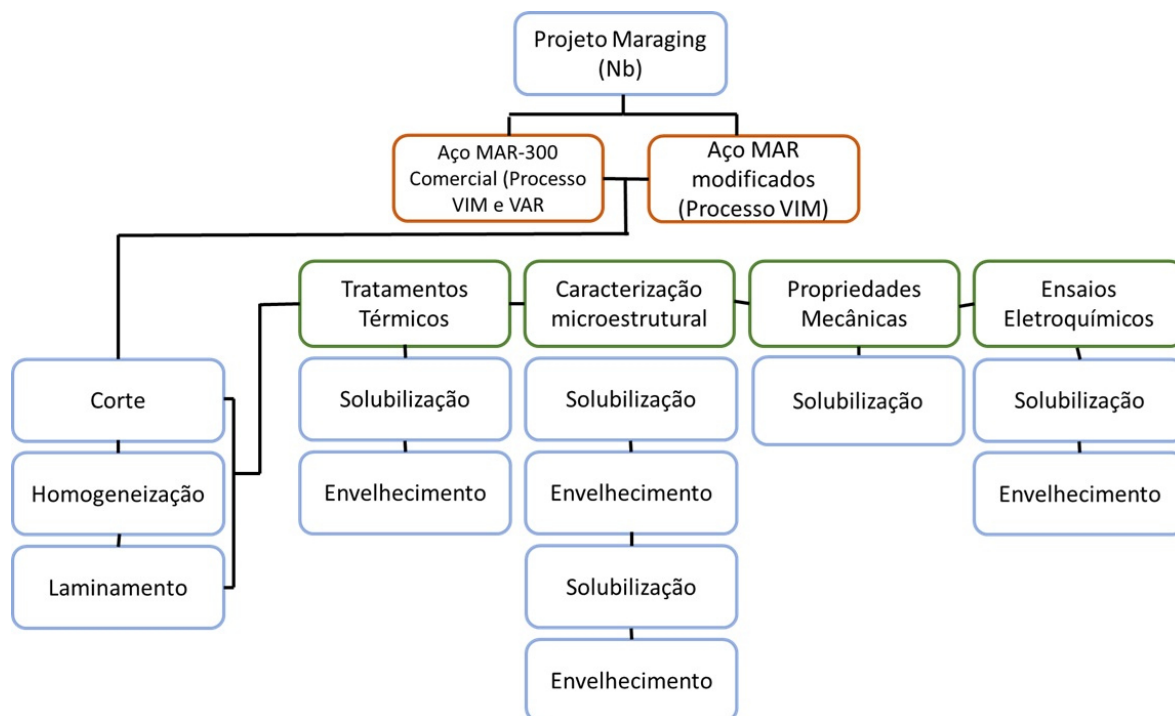
4 MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho segue a seguinte metodologia, distribuída nas seguintes etapas:

- Corte, homogeneização e laminação das amostras;
- Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento submetidas nos materiais de estudo;
- Preparação metalográfica das amostras para caracterização microestrutural, aplicando os processos de embutimento, lixamento, polimento e ataque químico;
- Caracterização microestrutural das ligas de aço maraging 300, utilizando as técnicas de Microscopia Óptica, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Difração de Raios-X;
- Avaliação da dureza do material pelo ensaio de dureza Rockwell C;
- Avaliação da resistência à corrosão mediante os ensaios eletroquímicos de monitoramento do Potencial de Circuito Aberto (OCP) e dos dados de curva de polarização da Polarização Linear Potenciodinâmica;

Toda a metodologia empregada neste trabalho é representada na Figura 11.

Figura 11 – Fluxograma das atividades realizadas no presente trabalho.

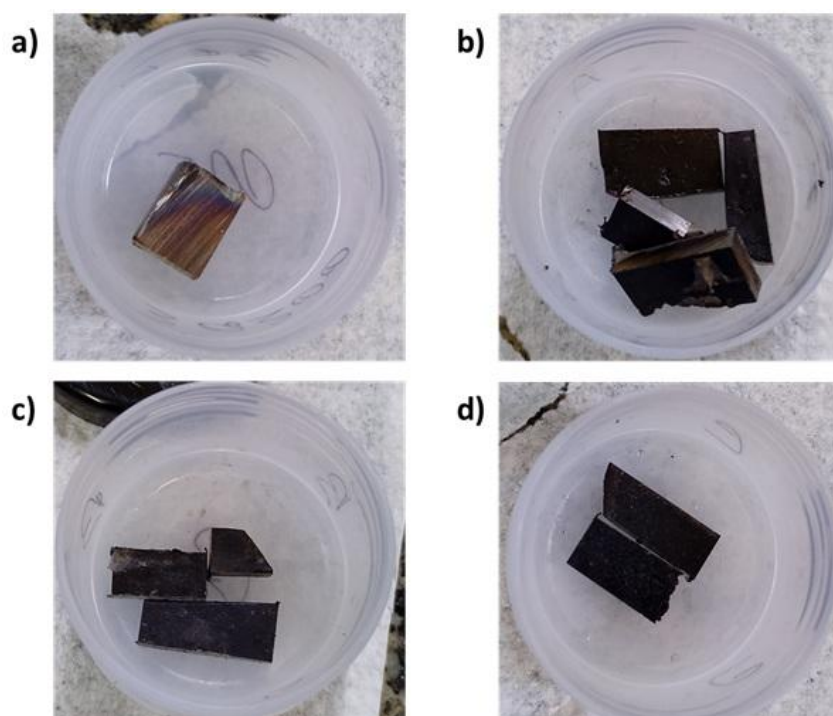


Fonte: Elaborado pelo autor.

4.1 Materiais

Os materiais utilizados como objeto de estudo deste trabalho foram produzidos na Villares Metals e fornecidos pelo Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) e consistem de aço *maraging* 18Ni grau 300 comercial e três amostras de aço Maraging 18% com modificações nos teores de Titânio (Ti) e Nióbio (Nb). Elas respeitam as seguintes proporções: maior quantidade de Ti (*maraging* Ti), quantidades equivalentemente proporcionais de Ti e Nb (*maraging* Ti + Nb) e maior quantidade de Nb (*maraging* Nb). Tais ligas podem ser também denominadas “A”, “B” e “C”. A amostra comercial foi obtida segundo os processos de fundição em forno a vácuo (Vacuum Induction Melting – VIM) e refusão a arco sob vácuo (Vacuum Arc Remelting - VAR). Entretanto, as amostras modificadas foram submetidas apenas ao processo VAR. Segue a Figura 12 com as amostras recebidas após os processos de fabricação.

Figura 12 – Fotografia das amostras de a) aço maraging 300 comercial e com adição nos teores de Ti e Nb, onde b) amostra A, c) amostra B e d) amostra C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A composição química dos aços Maraging comercial e modificadas são indicadas na Tabela 04.

Tabela 04 – Composição química em porcentagem de massa (% wt) do aço *maraging* modificados.

Elementos de liga	Ligas Modificadas		
	Ti (A)	Ti + Nb (B)	Nb (C)
Fe	Bal.	Bal.	Bal.
Ni	18,39	18,6	18,68
Ti	0,76	0,39	0,01
Nb	0,02	0,64	1,40
Co	9,54	9,57	9,35
Mo	5,07	5,13	5,07
Cr	< 0,01	< 0,01	< 0,01
Si	< 0,01	0,01	0,02
Al	0,045	0,082	0,069
S	0,0019	0,0022	0,0013
N	0,0016	0,0017	0,0015
C	0,004	0,004	0,004

Fonte: Fornecido por Villares Metals.

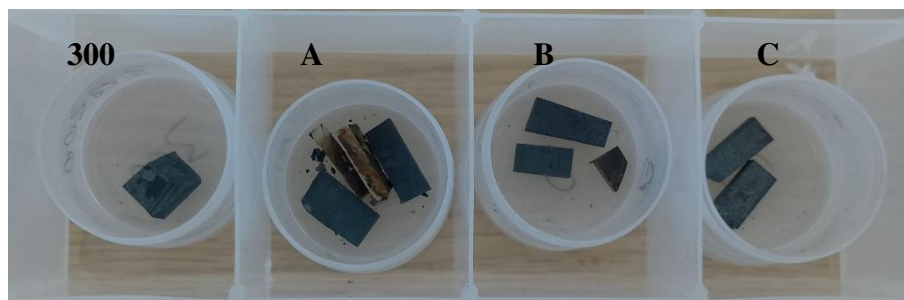
4.2 Corte, Homogeneização e Laminação

As amostras foram cortadas para obtenção de lingotes com espessura de 50 mm, utilizando uma cortadora metalográfica (cut-off). Em seguida, foram submetidas ao tratamento térmico de homogeneização por 6 horas a 1200 °C. Após o tratamento térmico, as ligas são laminadas a quente em 1030 °C em um forno mufla do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), presente na Universidade Federal do Ceará (UFC), para que se obtenha uma espessura de até 15 mm. Em seguida, realiza-se um resfriamento ao ar. Assim, os materiais estão preparados para os tratamentos térmicos, de forma a se obter as propriedades requeridas para um aço *maraging*.

4.3 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos adotados para todas as ligas estudadas foram a solubilização e o envelhecimento, realizados seguindo tais procedimentos: solubilização das amostras de aço *maraging* na temperatura de 1060 °C por 1 hora, e em seguida resfriamento ao ar; envelhecimento na temperatura de 480 °C por 3 horas, passando por idêntico resfriamento ao ar. Os materiais foram aquecidos em um forno mufla do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), presente na Universidade Federal do Ceará (UFC) e o aspecto dos materiais após o envelhecimento é destacado na Figura 13.

Figura 13 – Visual das amostras após tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4 Preparação metalográfica das amostras

A partir dos tratamentos térmicos, foram realizados em cada material o procedimento padrão de preparação metalográfica das amostras para posterior caracterização óptica e microestrutural. O procedimento é iniciado com o embutimento dos materiais inserindo o material com baquelite em uma embutidora do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), presente na Universidade Federal do Ceará (UFC). A próxima etapa é o lixamento das amostras, utilizando lixas d'água de granulação 80#, 100#, 220#, 320#, 400#, 600# e 1200#, nesta ordem, com água corrente, lavadas com água e álcool e secagem em jato de ar quente após a lavagem. Nesse estágio, as amostras podem seguir para os ensaios de dureza e análise por difração de raios-X.

Para que fosse possível a observação em microscopia óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) das ligas de aço *maraging*, as amostras passaram por polimento usando pasta de diamante, nas granulometrias de 6, 3 e 1 μm , nesta ordem.

4.5 Análise da dureza do material

O grau de dureza em estudo foi a escala Rockwell C. Para cada amostra, foram realizadas 5 medidas, e o valor da dureza do material é resultante da média das medidas obtidas, excetuando o menor e maior valor para cada amostra, pois foram descartados. Foi utilizada uma carga de 150 KgF, usando indentador de diamante e tempo de aplicação da carga em cada medida de 10 s.

4.6 Caracterização microestrutural

4.6.1 Microscopia óptica

Para a revelação dos contornos de grão, foi realizado um ataque químico por imersão, mergulhando as amostras por aproximadamente 3 segundos em reagente de Marble. A proporção atendida na preparação do reagente foi de 4 g de CuSO_4 diluídos em 20 mL de HCl e adição de 20 mL de água destilada. A Figura 14 se trata de reagente de Marble preparado. As imagens foram obtidas em um microscópio ótico (MO) Zeiss modelo Axio Imager M2m, do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), presente na Universidade Federal do Ceará (UFC).

Figura 14 – Exemplo de reagente de Marble preparado.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.6.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A revelação da microestrutura dos quatro tipos de aço *maraging* 300, foi usado idêntico ataque químico na etapa anterior. Após o ataque, imagens foram obtidas a partir do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca PHILIPS® modelo XL30. do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), presente na Universidade Federal do Ceará (UFC).

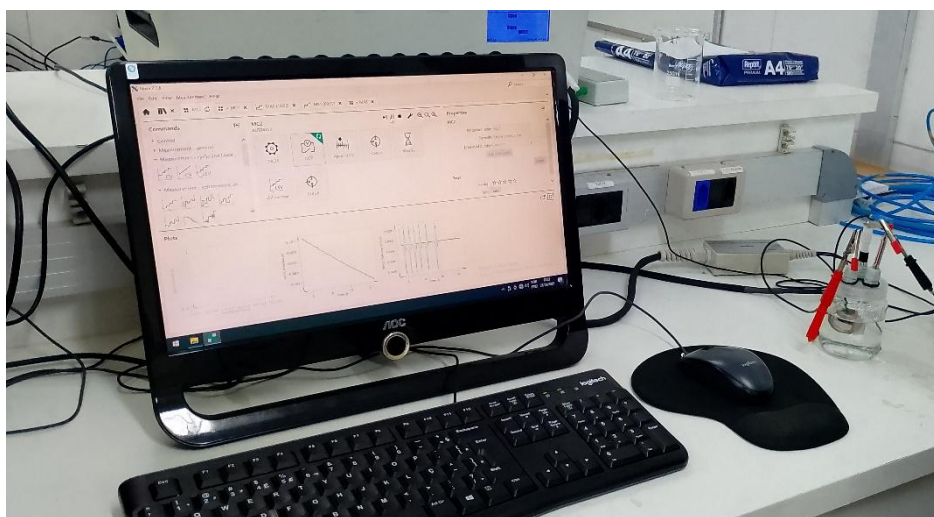
4.6.3 Difração de Raios X (DRX)

Os espectros de DRX para avaliação das estruturas e fases presentes na amostra foram realizados utilizando um difratômetro de raios-X multiuso automatizado, da marca RIGAKU, modelo SmartLab SE, do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), presente na Universidade Federal do Ceará (UFC). O feixe de raios-X é proveniente de uma radiação Co-K α (K α = 1.788 Å), proveniente de tubo de cobalto, operando a tensão de 40 kV e corrente de 35 mA. O intervalo angular de medida 2θ é de 40° a 110°, utilizando um passo de 0,04°, velocidade de varredura de 5°/min.

4.7 Preparação para os ensaios eletroquímicos

As medidas eletroquímicas foram realizadas utilizando-se o sistema experimental mostrado na Figura 15.

Figura 15 – Sistema experimental utilizado para a realização das medidas eletroquímicas.



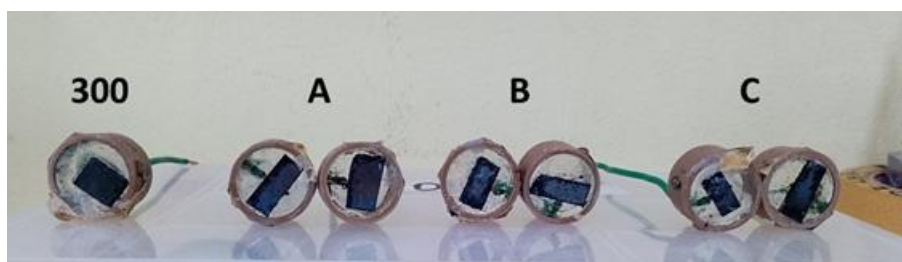
Fonte: Elaborado pelo autor.

Todas as medidas eletroquímicas foram realizadas em um potenciostato/galvanostato modelo PGSTAT30 (Autolab, Metrohm-Eco Chemie), presente no Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LPC) da Universidade Federal do Ceará juntamente com o software Nova 2.1.2 para a coleta dos dados.

4.7.1 Preparação dos eletrodos de trabalho

As amostras preparadas para os ensaios eletroquímicos foram embutidas utilizando resina epox e secadas ao ar por 24 horas. Em seguida, é realizado um lixamento em lixas d'água de granulometrias 100#, 220#, 320#, 400# e 600#, nesta ordem, tendo o cuidado para evitar formação de planos. Para que a solução aplicada nos ensaios eletroquímicos não adentrasse em possíveis poros da resina, ocasionando corrosão por frestas, as amostras embutidas foram esmaltadas, deixando uma área disponível para corrosão de aproximadamente 0,40 cm². O aspecto dos eletrodos de trabalho é mostrado na Figura 16.

Figura 16 – Aspecto dos eletrodos de trabalho após embutimento e lixamento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.7.2 Preparação do meio salino sintético

O meio empregado para os ensaios eletroquímicos em que os eletrodos foram submersos trata-se de uma solução aquosa contendo sais inorgânicos, com o objetivo de simular a composição química da água do mar. Para este trabalho, foram feitas adaptações a partir da norma ASTM D1141 – 98 (2003).

São utilizadas solução de NaOH padrão, com 0,10 N para ajuste de pH, solução base contendo NaCl e Na₂SO₄, e soluções de estoque 1 e 2, em que cada solução de estoque contém sais específicos. As substâncias presentes na solução de estoque e compostos com baixas concentrações foram retiradas na preparação da solução. A quantidade total da solução de água do mar sintética preparada foi de 5,0 L. As concentrações dos compostos presentes no meio são descritas na Tabela 05.

Tabela 05 – Composição química da água do mar sintética.

Composto (Sol. Base)	Massa (g)	Composto (Sol. Base)	Concentração desejada (g/L)
NaCl	122,175	NaCl	24,53
Na ₂ SO ₄	20,47	Na ₂ SO ₄	4,09
Composto (Solução Est. 01)	Massa (g)	Composto (Solução Est. 01)	Concentração desejada (g/L)
MgCl ₂ . 6 H ₂ O	55,56	MgCl ₂	5,20
CaCl ₂	5,79	CaCl ₂	1,16
SrCl ₂ . 6 H ₂ O	0,21	SrCl ₂	0,025
Composto (Solução Est. 02)	Massa (g)	Composto (Solução Est. 02)	Concentração desejada (g/L)
KCl	3,475	KCl	0,695
NaHCO ₃	1,005	NaHCO ₃	0,201
KBr	0,5	KBr	0,101
H ₃ BO ₃	0,135	H ₃ BO ₃	0,027
NaF	0,015	NaF	0,003

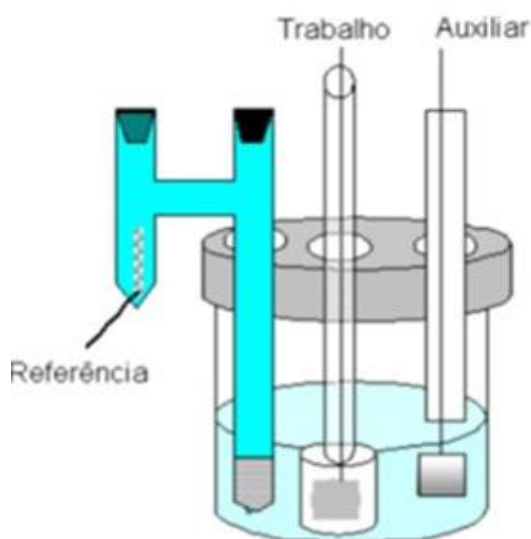
Fonte: Adaptada de ASTM D 1141 – 98 (2003).

4.7.3 Célula eletrolítica

No estudo em questão, foi utilizada uma célula eletroquímica de vidro, encoberta com tampa de acrílico, possuindo três orifícios para acoplar cada tipo de eletrodo utilizado nos ensaios eletroquímicos. O eletrodo de trabalho são as amostras previamente preparadas, de acordo com a descrição no tópico anterior.

O segundo tipo de eletrodo é o contra eletrodo, possuindo área superficial muito maior comparado com o eletrodo de trabalho. O material empregado é uma fina placa de platina. E o terceiro tipo é o eletrodo de referência, que deve possuir um valor de potencial conhecido nas condições experimentais aplicadas, sendo o material empregado prata/cloreto de prata (Ag(s) / AgCl(s), sat. KCl), com potencial de – 0,247 V a 25 °C. Toda a estrutura da célula eletrolítica, é representada na Figura 17.

Figura 17 – Estrutura da célula eletrolítica a) Representação esquemática; b) Imagem real, mostrando a posição dos eletrodos 1. de trabalho, 2. contra-eletródo e 3. de referência.



Fonte: Cardoso, 2011.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.8 Ensaios Eletroquímicos

Para a avaliação do comportamento eletroquímico do aço *maraging* 300, neste trabalho foram utilizadas duas técnicas: Potencial de Circuito Aberto (OCP) e ensaio de Polarização Potenciodinâmica.

4.8.1 Potencial de Circuito Aberto (OCP)

A medição do potencial de circuito aberto é realizada mergulhando os três eletrodos na solução de água do mar sintética e acionado o sistema com o potenciostato acoplado, numa duração de 60 minutos. Não há nenhum potencial aplicado no sistema em estudo, fazendo com que o sistema entre em equilíbrio até a obtenção do valor de potencial estabilizado.

2.1.1 Polarização Linear Potenciodinâmica

Em seguida ao ensaio de OCP, é aplicado um potencial nos eletrodos de trabalho e contra-eletródo, fazendo com que ocorra um fluxo de corrente elétrica entre os eletrodos, ocasionando a polarização.

Foi realizada uma varredura de 1 mV/s, com varredura para obtenção das curvas de polarização potenciodinâmica entre $-0,65$ V e $+0,15$ V. Dos valores obtidos de potencial, é adicionado o valor de $-0,247$ V, referente ao potencial do eletrodo de referência prata/cloreto de prata.

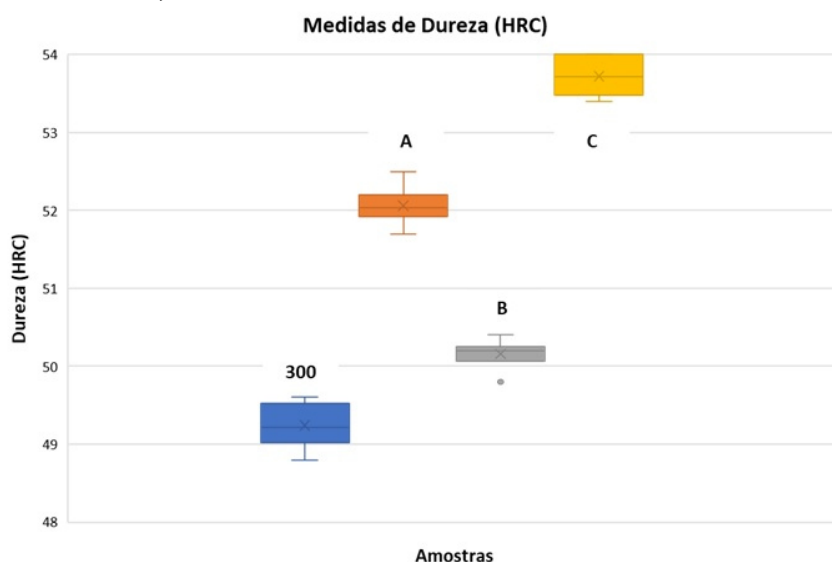
O experimento é finalizado ao atingir valores de densidade de corrente em torno de 1 mA/cm².

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Ensaio de Dureza

Os dados obtidos após os ensaios de dureza na escala Rockwell C tinham como objetivo analisar o impacto dos teores de Ti e Nb nas amostras modificadas de aço *maraging*, comparando com a amostra comercial. A Figura 18 apresenta os resultados de dureza para o aço comercial e para as amostras modificadas A, B e C, todas nas mesmas temperaturas de solubilização e envelhecimento.

Figura 18 – Dureza Rockwell C para aço *maraging* 300 comercial e ligas modificadas A, B e C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Schmalz (2024) determinou os valores médios de dureza em escala Rockwell C para as mesmas ligas modificadas sem tratamento térmico. Comparando com as amostras deste trabalho modificadas, submetidas a tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento em seguida, os valores obtidos de Schmalz (2024) foram consideravelmente menores. Portanto, os tratamentos térmicos de fato atuam no endurecimento da liga por formação dos precipitados distribuídos uniformemente ao longo da matriz.

Para avaliar o erro dos valores médios obtidos nas amostras modificadas em comparação com a medida média para a liga comercial, a Tabela 06 mostra esse comportamento. Mediante análise da Figura 18 e Tabela 06, todas as ligas modificadas tiveram dureza maior em comparação com o aço *maraging* 300 comercial. Avaliando cada liga modificada, a amostra C

obteve o melhor rendimento de dureza e a amostra B o menor rendimento. Um possível crescimento dos precipitados Ni_3Ti no processo de envelhecimento para as ligas Ti e Ti + Nb e uma possível estabilização da austenita prévia após resfriamento por meio do Ti pode ter colaborado para uma menor dureza dos materiais (Schmalz, 2024).

Tabela 06 – Valores médios de dureza na escala Rockwell C para ligas de aço *maraging* 300 comercial e ligas modificadas em Ti (A), Ti + Nb (B) e Nb (C) nas mesmas condições de solubilização e envelhecimento.

Amostra	Valor de Dureza (HRC)	Erro
Comercial	49,0	-
A (Ti)	52,06	3,06
B (Ti + Nb)	50,16	,16
C (Nb)	53,72	4,72

Fonte: Elaborada pelo autor.

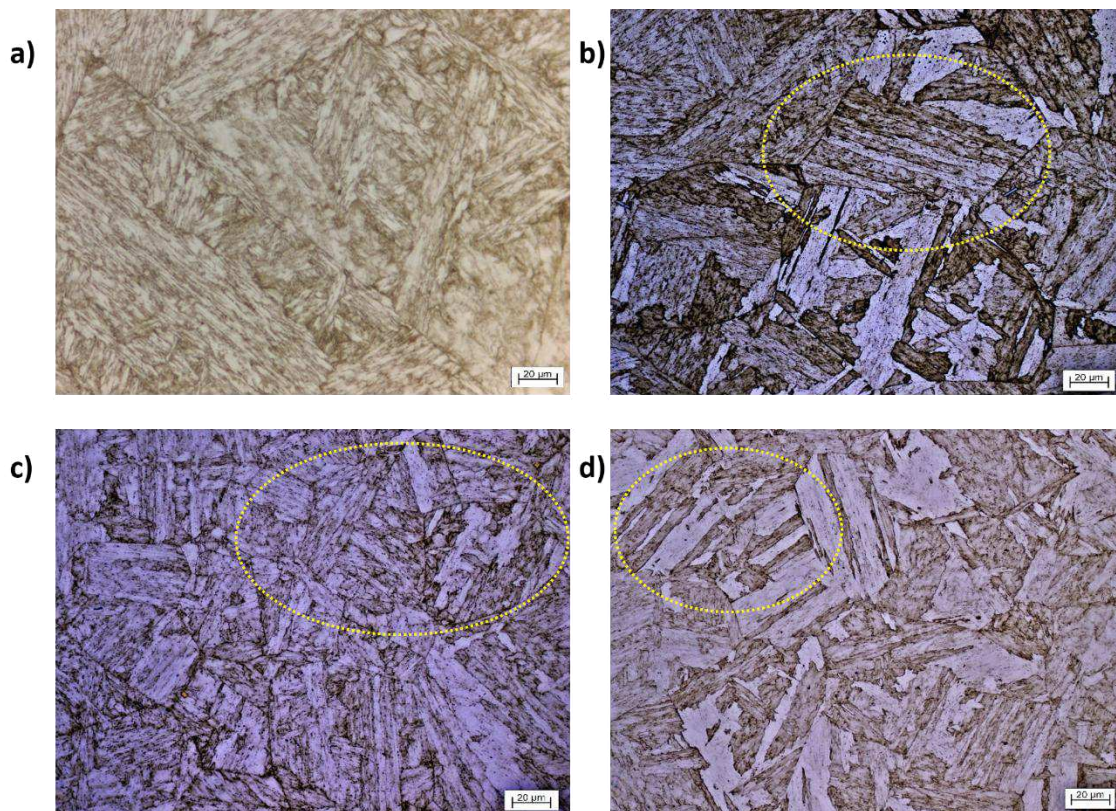
5.2 Caracterização microestrutural

Nesta seção, é feito um comparativo entre as fases presentes e a microestrutura entre a amostra de aço *maraging* 300 padrão e as amostras modificadas em suas quantidades de Ti e Nb, a partir das técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X (DRX).

5.2.1 Microscopia óptica

A Figura 19 nos dá detalhes acerca da morfologia das fases presentes, como também do tamanho dos grãos. para a liga em sua composição padrão e as ligas modificadas A, B e C. Assim, podemos observar a presença da fase martensita em forma de ripas. Esta microestrutura está de acordo com o que é relatado por Maxwell *et al.* (1970).

Figura 19 – Microscopia óptica de amostras de aço *maraging* 300: a) comercial, b) composição A; c) composição B; d) composição C, nas condições de 1060 °C de solubilização e 480 °C de envelhecimento. Em destaque, ripas transgranulares em amarelo (20 µm).



Fonte: Elaborado pelo autor.

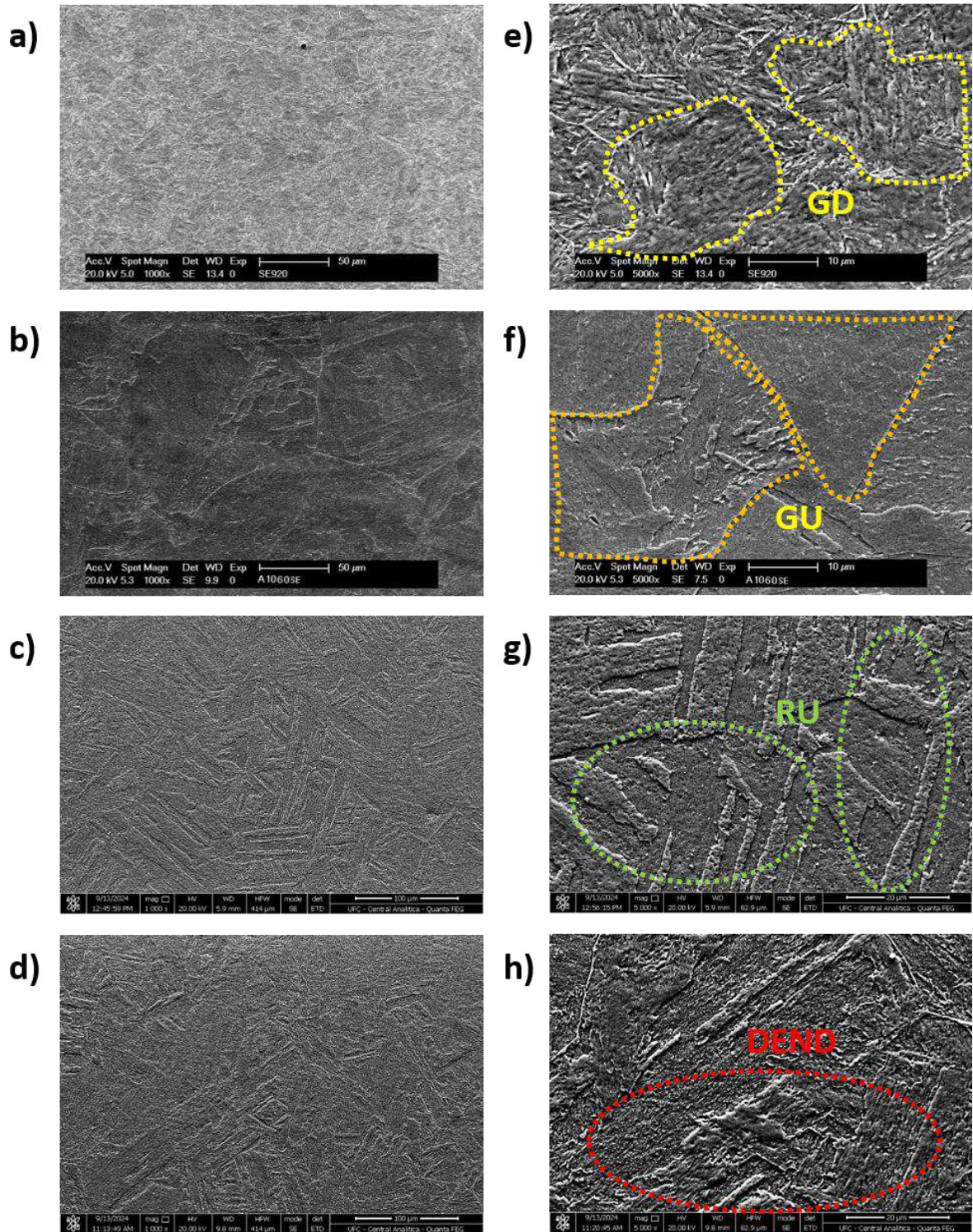
5.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A microestrutura de aços *maraging* 300 comercial e modificadas são apresentadas na Figura 20, com o propósito de observar as microestruturas formadas e diferenças de morfologia entre as ligas modificadas. Nas imagens, verifica-se a presença da fase martensita no formato de ripas, como observado por Lima Filho (2018). Observa-se, na amostra comercial (Figura 20-a e Figura 20-e) a presença da microestrutura martensítica de forma distorcida e não uniforme. Como todas as amostras foram submetidas a corte e laminação à quente, as micrografias reforçam a ocorrência de possível deformação ou processamento mecânico na amostra.

As amostras das composições A, B e C apresentam grãos com microestrutura martensítica bem definida, com ripas transgranulares, sem deformidade nestas amostras. Enquanto a composição A possui uma microestrutura menos definida, o teor de Nb parece

aumentar a quantidade de ripas presentes na microestrutura martensítica, ao ponto que na composição C as ripas de martensita apresentam a formação de pequenas dendritas. Este padrão de microestrutura devido à adição de nióbio em aço *maraging* é condizente com os resultados obtidos por Parvinian *et al.* (2021). Schmalz (2024) sugere que um maior refino da estrutura na presença de Nb colabore com o aumento da resistência mecânica.

Figura 20 – Micrografias das amostras de aço *maraging* 300 nas condições de 1060 °C por 1 h de solubilização e 480 °C por 3 h de envelhecimento, submetidas a aumento de 1000x: a) Comercial; b) Composição A; c) Composição B; e d) Composição C; e aumento de 5000x: e) Comercial; f) Composição A; g) Composição B; h) Composição C; respectivamente. GD – grãos deformados, destacados em amarelo; GU – Grãos Uniformes, destacados em laranja; RU – Ripas Uniformes, destacadas em verde e DEND – Dendritas, destacadas em vermelho.



Fonte: Elaborado pelo autor.

5.2.3 Difração de Raios-X (DRX)

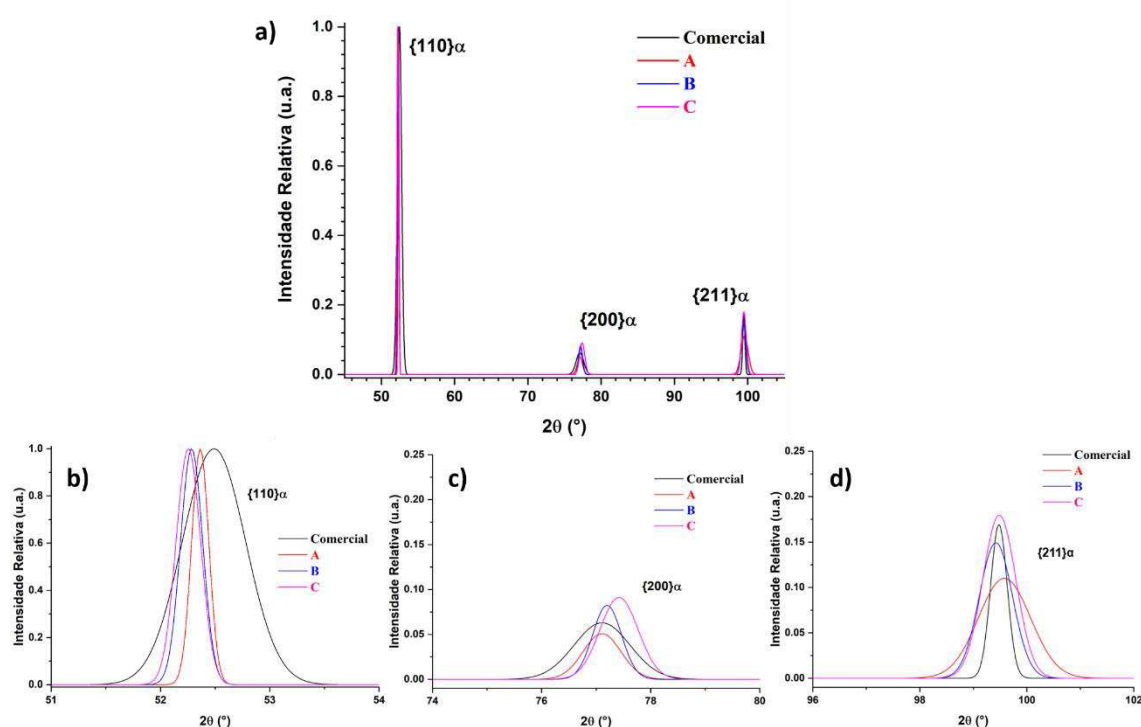
A seguir, na Figura 21, são evidenciados os difratogramas das amostras em estudo em condições de solubilização e envelhecimento descritos anteriormente, a partir de uma fonte de radiação de cobalto com comprimento de onda de 1,7889 nm. O intuito do uso de DRX é a observação das fases presentes nas amostras modificadas, comparar com a amostra comercial e relacionar, se possível, os teores de Ti e Nb com modificações na microestrutura das ligas estudadas.

São observados os picos das amostras relacionados às famílias de planos {110} (em torno de 52°), {200} (em torno de 77°) e {211} (em torno de 99°). Estes índices de Miller e ângulos de difração observados evidenciam a estabilização da estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC), ou seja, a martensita observada na micrografia de todas as amostras está especificamente na fase α , CCC. Esta fase nos aços maraging é condizente com os resultados obtidos por Oliveira (2022), pois o mecanismo de reforço neste tipo de aço é exclusivamente o endurecimento por precipitação, cujos precipitados não possuem capacidade de estabilizar uma fase, apenas ficar dispersos na fase matriz (neste caso, martensita).

É possível correlacionar para todas as amostras a ausência de austenita retida em amostras solubilizadas e envelhecidas em 480 °C no intervalo de tempo de 3 horas (Oliveira, 2022). Entretanto, Wu (2014) ressalta que teores de Nb acima de 0,021 % para aços de ultra resistência já induzem a retenção de austenita, podendo prejudicar as propriedades mecânicas.

Entretanto, devido ao acréscimo nas quantidades de Ti e Nb ser abaixo de 5%, o difratômetro de raios-X não consegue detectar o real impacto destes elementos na formação de fases específicas e modificações na microestrutura.

Figura 21 – Difratomogramas comparativos das amostras estudadas: a) Difrátograma completo; comparação dos picos das famílias de planos: b) $\{110\}$; c) $\{200\}$; e d) $\{211\}$, respectivamente.



Fonte: Elaborado pelo autor.

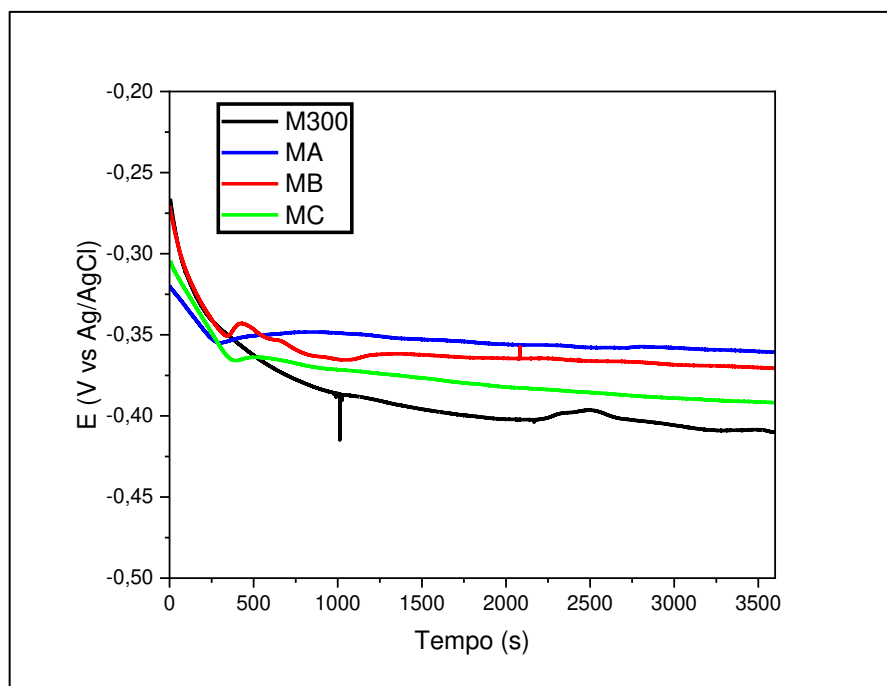
5.3 Ensaios Eletroquímicos

Neste tópico, estão presentes os dados obtidos dos ensaios eletroquímicos de monitoramento de potencial de circuito aberto e polarização potenciodinâmica linear.

5.3.1 Monitoramento de Potencial de Circuito Aberto

As variações de potencial de circuito aberto (E_{OCP}) em relação ao tempo são mostradas na Figura 22 para o aço *maraging* 300 comercial e aço modificados A, B e C, nas condições especificadas anteriormente de solubilização e envelhecimento, em meio aquoso de solução de água do mar sintética, adaptada da norma ASTM D 1141 – 98.

Figura 22 – Variações de E_{OCP} com o tempo para as amostras de aço *maraging* 300 comercial e modificadas A, B e C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

De acordo com o gráfico em questão, é observada a tendência de diminuição dos potenciais de circuito aberto ao longo do tempo, sendo um indicativo da não formação de camada passivadora. Comparando o desempenho das amostras no ensaio de OCP, podemos ordená-las mediante valores mais nobres de potencial. Desta forma, MA obteve potencial mais nobre, seguido das amostras MB, MC e por último M300. Os valores menos nobres para aço *maraging* envelhecidos é decorrente da formação de precipitados Ni_3Ti e Ni_3Mo formados por volta de 440 °C, resultando em valores de potencial mais negativos (Guo *et al.*, 2004). De acordo com Sotelo-Mazon *et al.* (2016), valores maiores de E_{OCP} estão relacionados à existência ou formação de filmes protetores, valores constantes sugerem o aparecimento de camada passiva e valores menores de E_{OCP} indicam a quebra da camada passivadora ou não-existência desta.

Verifica-se, também, que após 3600 segundos de duração do ensaio, há tendência de estabilização do potencial para todos os materiais, sabendo que, em muitos casos, o potencial estabilizado se assemelha ao potencial de corrosão.

Para valores mais negativos do E_{OCP} , a tendência é que o material sofra o processo de corrosão. No entanto, tais informações resultam apenas em um indicativo termodinâmico, sendo necessária a análise dos resultados das curvas de polarização potenciodinâmica linear

para confirmar a existência ou não de camada passivadora e observar a velocidade de ocorrência das reações eletroquímicas no sistema de estudo, ou seja, reações anódicas e catódicas.

5.3.2 Polarização Potenciodinâmica Linear

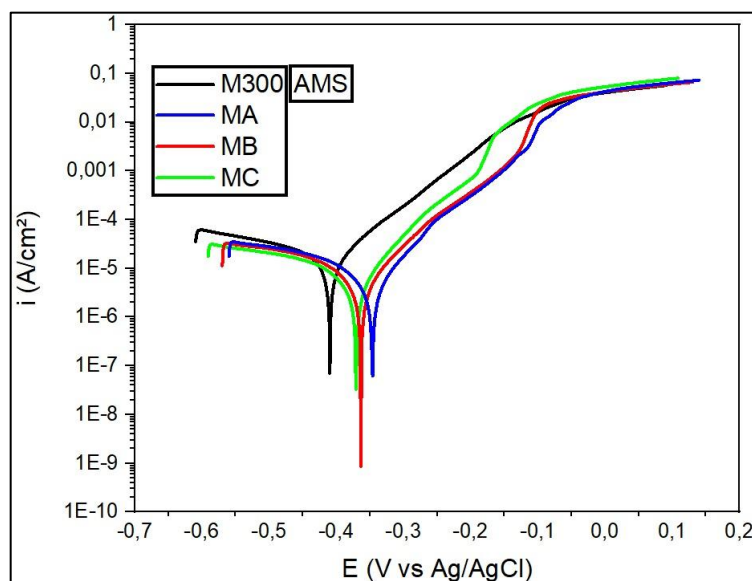
Após a realização dos ensaios de polarização potenciodinâmica para todas as ligas de aço *maraging* grau 300 em estudo, os dados coletados de potencial (E) por densidade de corrente (i_{corr}) são revelados na Figura 23 e os dados de potencial de corrosão (V_{corr}) e densidade de corrente de corrosão (I_{corr}) evidenciados na Tabela 07.

A partir do comportamento das curvas de polarização, especialmente no ramo anódico, é possível verificar se o material sofrerá passivação ou não. É possível também avaliar a tendência de sofrer corrosão ou não de acordo com os dados de V_{corr} , observando que para valores maiores, ou “nobres”, como são também chamados, revelam menor capacidade de sofrer corrosão. Por último, a taxa de corrosão é proporcional à i_{corr} . Desta forma, valores maiores de i_{corr} indicam menor resistência à corrosão.

No fenômeno de polarização de dado eletrodo, quanto maior o potencial de corrosão, maior será a tendência do material ser mais resistente ao meio corrosivo. Analisando o comportamento das curvas no ramo anódico, houve um aumento da densidade de corrente a medida que aumentava o potencial. Desta forma, todas as amostras não apresentaram o fenômeno de passivação, resultados coerentes como mostrado por Avelino Junior (2017).

O material comercial apresentou o menor valor de potencial de corrosão, ao passo que os materiais modificados obtiveram valores levemente maiores em seus potenciais de corrosão, indicando que a modificação feita nesses materiais, melhorou o desempenho em relação à resistência à corrosão. Nenhum dos materiais sofreram passivação, porém seus ramos anódicos apresentaram inclinações diferentes. Para um determinado potencial do ramo anódico, as curvas de polarização são interceptadas em diferentes pontos, mostrando que a densidade de corrente para um mesmo potencial, se modifica. As amostras MA e MB apresentaram os menores valores de densidade de corrente quando comparado com a amostra MC, indicando que a adição de Ti proporcionou melhoria na resistência à corrosão do aço *maraging*. Além disso, todas as amostras modificadas apresentaram densidade de corrente maior que o material sem modificação.

Figura 23 – Curvas de polarização potenciodinâmica linear para as amostras de aço *maraging* estudadas nas mesmas condições de solubilização e envelhecimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 07 – Valores de potencial de corrosão e densidade de corrente a partir dos ensaios de curvas de polarização potenciodinâmica linear para as amostras de aço *maraging* 300 estudadas nas mesmas condições de solubilização e envelhecimento.

Amostra	Potencial de Corrosão (V vs Ag/AgCl)	Densidade de Corrente de Corrosão (A/cm²)
Comercial	- 0,43	$1,81 \times 10^{-05}$
A (Ti)	- 0,36	$1,02 \times 10^{-05}$
B (Ti + Nb)	- 0,36	$1,13 \times 10^{-05}$
C (Nb)	- 0,37	$1,32 \times 10^{-05}$

Fonte: Elaborada pelo autor.

Zhao *et al.* (2021) estudou o efeito da polarização catódica na corrosão sob tensão de aços *maraging* em água do mar sintética. Comparando os valores de potencial de corrosão encontrados neste trabalho, todas as amostras possuem potencial mais nobre em relação aos encontrados por Zhao *et al.* (2021). Importante destacar que a densidade de corrente para as ligas modificadas possui o mesmo comportamento comparado com o OCP, reforçando a influência positiva do Ti na resistência à corrosão.

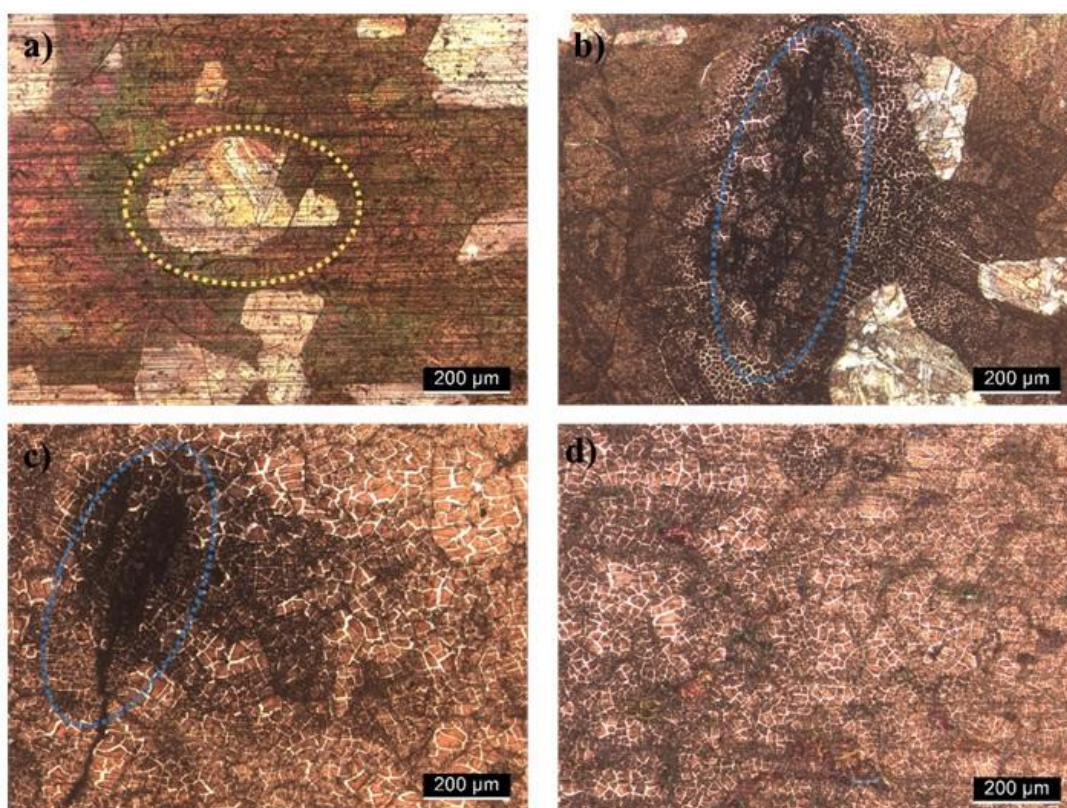
Foi estudado por Zhao *et al.* (2021) o comportamento eletroquímico de aço *maraging* para varreduras de potencial diferentes. A varredura rápida simula um processo rápido em estado não-estacionário, representando reações de dissociação anódica e redução

catódica. Entretanto, na varredura lenta, busca avaliar o processo em estado estacionário, controlado por difusão. A curva pode ser dividida em três seções: seção de evolução de hidrogênio, seção de dissociação anódica no ramo anódico e seção mista de evolução de hidrogênio com redução de oxigênio no ramo catódico. Desta forma, surge como possibilidade de investigação em trabalhos futuros.

5.3.3 Inspeção por microscopia óptica

Após os ensaios de corrosão, as amostras foram levadas ao microscópio óptico para avaliação da superfície exposta ao meio salino artificial e sob os ensaios eletroquímicos. Portanto, a Figura 24 detalha, microscopicamente, as características visuais dos produtos de corrosão nas amostras de aço *maraging* 300 comercial e ligas modificadas. Evidencia-se em todas as amostras um indicativo de corrosão do tipo generalizada, em que as amostras A e B tiveram ataque mais pronunciado em comparação com as outras.

Figura 24 – Imagens obtidas por microscópio óptico das amostras de aço *maraging* 300 a) comercial e modificadas b) em Ti (A), c) em Ti + Nb (B) e d) em (C) após realização dos ensaios eletroquímicos.



Fonte: Elaborado pelo autor.

6 CONCLUSÃO

Mediante aos resultados obtidos e discutidos ao longo deste trabalho, avaliando os difratogramas obtidos das amostras modificadas e comparadas com a amostra comercial, foram obtidos os mesmos picos referentes à fase martensita, pois o seu papel é a formação de precipitados e dispersão ao longo da matriz para estabilizá-la. Como as modificações dos teores de Ti e Nb são baixos (menos de 2% em peso), não é possível identificar a formação de novas fases ou compostos por difração de raios-X.

A partir da análise conjunta de microscopia óptica e de microscopia eletrônica de varredura, as amostras modificadas apresentam a fase martensita no formato de ripas, com microestrutura mais definida nas amostras B e C, o que sugere a contribuição do nióbio para a estabilização da fase martensita.

Os Ensaios de Dureza Rockwell C mostram que em todas as amostras modificadas houve aumento na dureza do material. Importante destacar o papel do Nb na dureza do material, contribuindo para o decréscimo quando em conjunto com o Ti ou aumentando o valor de dureza na amostra C, modificado a partir da adição de Nb apenas.

Os ensaios eletroquímicos realizados (potencial de circuito aberto e polarização potenciodinâmica linear) mostram concordância em seus resultados, indicando uma tendência menor dos materiais modificados sofrer processo de oxidação, em comparação com o aço *maraging* 300 comercial. Esta análise é condizente com o decréscimo do potencial ao longo do tempo no ensaio de OCP e valores levemente maiores de potencial de corrosão de acordo com as curvas de polarização obtidas.

Avaliando o desempenho das amostras modificadas nos ensaios eletroquímicos em comparação com a amostra comercial, a amostra A apresenta a maior resistência a sofrer corrosão por apresentar pois o maior potencial estabilizado no OCP e a menor densidade de corrente obtida pela curva de polarização. Entretanto, a amostra C a menor resistência a corrosão devido a menor valor de potencial estabilizado no OCP e a maior densidade de corrente através da curva de polarização, entre as amostras modificadas. Entretanto, não houve melhora substancial da resistência a corrosão a partir da adição de Ti e Nb, evidenciada pelas microscopias ópticas das amostras após ensaios eletroquímicos, apresentando corrosão generalizada e uniforme em todas elas.

7 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- Avaliação do comportamento eletroquímico dos materiais usando varreduras de potencial lenta e rápida no ensaio de Polarização Potenciodinâmica Linear;
- Determinação da taxa de corrosão para os materiais modificados por ensaio de perda de massa por análise gravimétrica;
- Complemento aos ensaios eletroquímicos de OCP e Polarização Potenciodinâmica Linear realizando a Espectroscopia de Impedância Eletroquímica;
- Análise de possíveis sais, óxidos formados na superfície metálica após os ensaios de corrosão via Espectroscopia Raman.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **D 1141 – 98 (2003)**: Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water. West Conshohocken: Astm International, 2003.

APALEKE, A. S.; AL-MAJED, A.; HOSSAIN, M. E. Drilling fluid: State of the art and future trend. **North Africa Technical Conference and Exhibition**, 2012.

ASM Metal Handbook. **Heat treatment**. v. 1, 1991.

AVELINO JUNIOR, A. F. **ESTUDO DA CORROSÃO DO AÇO MARAGING GRAU 300 EM MEIO DE CLORETO CONTENDO CO₂ E CO₂ / H₂S**. 2017. 135 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2017.

AVELINO, A. Corrosion investigation of the 18Ni 300 grade maraging steel in aqueous chloride medium containing H₂S and CO₂. *Electrochimica Acta*, n. 286, p. 339-349, 2018.

BARD A. J.; FAULKNER, L. R. **Electrochemical Methods**: Fundamentals and Applications. *New York: John Wiley & Sons, Inc.*, v. 2, 2000.

BELLANGER, G; RAMEAU, J.J. Effect of slightly acid pH with or without chloride in radioactive water on the corrosion of maraging steel. **Journal of Nuclear Materials**, v. 228, p. 24-37, 1996.

TAN, C. *et al.* **Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel**, Mater. Des. 134, 2017.

CAENN, R., DARLEY, H. C. H., & GRAY, G. R.. Composition and properties of drilling and completion fluids. In **Composition and Properties of Drilling and Completion Fluids: Seventh Edition (7th ed.)**. Gulf Professional Publishing., 2017.

CARDOSO, J. L. **Avaliação e comparação da resistência à corrosão por pites do aço superaustenítico AL 6XN PLUS™ e dos aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 304L, 316L e 317L.** 2011. 78 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2011.

DEHGAHI, S. *et al.* Influence of Ti Content on High Strain Rate Mechanical and Corrosion Behavior of Additively Manufactured Maraging Steels. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, [S.L.], v. 32, n. 3, p. 1169-1184, ago. 2022.

EL-MAHDY, G. A. *et al.* Electrochemical Behavior of Maraging Steel in Chloride Containing Environment. **International Journal of Electrochemical Science**, v. 8, n. 2, p. 2816-2825, 2013.

KHAISTERKAMP F., KHULKA K., MOROZOV Y. D., *et al.* Niobium-Bearing Low-Alloy Steels [in Russian]. **Intermet Engineering**, Moscow, St. Petersburg, 1999, pp. 37–40.

FAROOQ, M.; UL HAQ, A.; HASHMI, F.H.; KHAN, A.Q. Microscopic determination of austenite in 18% Ni maraging steel. **Metallography**, v. 20, p. 377-383, 1987.

FIDELES, F. F. de M. *et al.* Influence of the Morphology of Eutectoid Steels on Corrosion Resistance in NaCl Aqueous Medium with and without CO₂. **Metals**, Fortaleza, v. 13, n. 10, p. 1782, 20 out. 2023.

FLOREEN, S. The physical metallurgy of maraging steels. **Metallurgical Reviews**. v. 13. p. 115-128. 1968.

FONSECA, D. P. M. da *et al.* A Short Review on Ultra-High-Strength Maraging Steels and Future Perspectives. **Materials Research**, São Paulo, v. 24, n. 1, p. 1-11, nov. 2021.

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

GUO, Z; SHA, W; LI, D. Quantification of phase transformation kinetics of 18 wt% Ni C250 maraging steel. **Materials Science & Engineering**, v. 373, p. 10–20, 2004.

HABIBY, F.; HAQ, A. Ul; KHAN, A.Q.. The Properties and Applications of 18% Nickel Maraging Steels. **Materials Technology**, Rawalpindi, v. 9, n. 11-12, p. 246-252, nov. 1994.

HOSEINI, Seyed Reza Elmi; ARABI, Hosein; RAZAVIZADEH, Hekmat. Improvement in mechanical properties of C300 maraging steel by application of VAR process. **Vacuum**, Tehran, v. 82, n. 5, p. 521-528, jan. 2008. Elsevier BV.

HOSSAIN, M. E.; AL-MAJED, A. A. **Fundamentals of Sustainable Drilling Engineering**. 1 ed. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2015

JAMBO, H. C. M.; FÓFANO, S.. **Corrosão**: fundamentos, monitoração e controle. Rio de Janeiro: Editora Ciência Moderna Ltda., 2008.

KLAPUT, J. Influence os aging temperature on mechanical properties of the precipitation hardned martensitic marvac 300 steel. **Technical transactions mechanics** , p. 61-69, 2015.

KUMAR K., K. *et al.* Thermodynamic Simulation of Niobium-Containing Austenitic Stainless Steels: microstructure and corrosion properties. **Transactions Of The Indian Institute Of Metals**, [S.L.], v. 72, n. 6, p. 1627-1630, mar. 2019.

KUMAR, P.; SHETTY, A. N. Electrochemical Investigation on the Corrosion of 18%Ni M250 Grade Maraging Steel under Welded Condition in Sulfuric Acid Medium. **Surface Engineering and Applied Electrochemistry**, v. 49, n. 3, p. 253–260, 2013.

LIMA FILHO, V. X.. **Influência da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas do aço MARAGING 300**. 2018. 136 f. Tese (Doutorado) - Curso de Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2018.

MAGNÉE A. *et al.* **Cobalt Containing High-Strength Steels**. Bruxelas: Centre D'information du Cobalt, 1974.

MAHMOUDI, A. *et al.* Aging Behaviour and Mechanical Properties of Maraging Steels in the Presence of Submicrocrystalline Laves Phase Particles. **Materials Characterization**, v. 62, p. 976-981, 2011.

MAXWELL, P. C. *et al.* The influence of grain size and stress on the morphology of a 300-grade maraging steel. **Metallurgical Transaction**, v. 1, p. 2759-2766, 1970.

NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais**. Rio de Janeiro: UFRJ, 1994.

NUNES, L. de P. **Fundamentos de resistência à corrosão**. Rio de Janeiro: Interciência: Ibp: Abraco, 2007.

OLIVEIRA, F. J. dos S. **Influência da temperatura de solubilização na microestrutura, textura e propriedades de histerese magnética do aço maraging 300**. 2022. 142 f. Tese (Doutorado) - Curso de Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2022.

PARDAL, J. M. **Propriedades mecânicas e magnéticas do aço Maraging classe 300 em diversas condições de tratamento térmico**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Fluminense, 2004.

PARVINIAN, S. *et al.* Evaluation of the influence of B and Nb microalloying on the microstructure and strength of 18% Ni maraging steels (C350) using hardness, spherical indentation and tensile tests. **Acta Materialia**, Atlanta, v. 215, n. 117071, p. 1-12, ago. 2021.

PILHA, L.. **Físico-química II: equilíbrio entre fases, soluções líquidas e eletroquímica**. Porto Alegre: Editora da Ufrgs, 2010.

QUEIROZ NETO, J. C. de *et al.* Microemulsions and Nanoparticles: the sustainable future of drilling fluids in oil exploration. **Revista de Gestão Social e Ambiental**, João Pessoa, v. 19, n. 1, p. 1-28, jun. 2025.

REED, R. C.. **The Superalloys: fundamentals and applications**. New York: Cambridge University Press, 2006.

ROBERGE, P. R.. **Handbook of Corrosion Engineering**. [S.I.]: McGraw-Hill, 1999.

SCHMALZ, G. L. F.. **O estudo dos efeitos de tratamento térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços maraging modificados com Nb e Ti**. 2024. 68 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2024.

SCHMIDT, M.; ROHRBACH, K. **Heat treatment of maraging steels**. Metals Handbook, ASM, v.4, 10 ed. p.219 - 228, 1990.

SENTHIL, P. P. *et al.* Influence of niobium microalloying on the microstructure and mechanical properties of high carbon nano bainitic steel. **Procedia Structural Integrity**, Hyderabad, v. 14, n. -, p. 729-737, jun. 2019.

SHA, W.; CEREZO, A.; SMITH, G.D.W. Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part I. Introduction and study of Co-containing C-300 steel. **Metallurgical Transactions**, v. 24, n. 6, p. 1221-1232, 1993.

SILVA, A. L. da C. e; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

SOTELO-MAZON, O. *et al.*; Corrosion Performance of Ni-Based Alloys in Sodium Metavanadate. **International Journal of Electrochemical Science**, v. 11 p. 1868 – 1882, 2016.

STRAKOSOVA, A. *et al.* Effect of titanium on microstructure and mechanical behaviour of additively manufactured 1.2709 maraging steel. **Additive Manufacturing**, Praga, v. 88, n. 104264, p. 1-13, maio 2024.

TEWARI, R. *et al.* Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350. **Acta Materialia**, v. 48, n. 5, p. 1187–1200, 2000.

VALLE, L. C.. **Efeitos de solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718**. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2010.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. 1. ed. São Paulo: EDUSP, 2013.

WU, H. *et al.* Effect of Nb addition on the microstructure and mechanical properties of an 1800MPa ultrahigh strength steel. **Materials Science And Engineering**, Beijing, v. 622, n. -, p. 61-66, jan. 2015.

ZEISL, S. *et al.* The role of alloying elements in NiAl and Ni₃Ti strengthened Co-free maraging steels. **Materials Science And Engineering**, Leoben, v. 861, n. 144313, p. 9, dez. 2022.

ZENG, T. *et al.* Effect of NbC and VC carbides on microstructure and strength of high-strength low-alloyed steels for oil country tubular goods. **Materials Science And Engineering: A**, Shenyang, v. 824, n. 141845, p. 1-10, set. 2021.

ZHAO, T. *et al.* Effect of cathodic polarisation on stress corrosion cracking behaviour of a Ni(Fe, Al)-maraging steel in artificial seawater. **Corrosion Science**, Beijing, v. 179, n. 109176, p. 1-17, fev. 2021.