

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

MARCELA EDUARDA JANUARIO

**EFEITO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA RESISTÊNCIA À TRIBOCORROSÃO
DA LIGA INCONEL 718**

CURITIBA

2024

MARCELA EDUARDA JANUARIO

**EFEITO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA RESISTÊNCIA À TRIBOCORROSÃO
DA LIGA DE INCONEL 718**

Effect of heat treatments in the tribocorrosion resistance of Inconel 718 alloy

Dissertação apresentada como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).
Orientador: Prof. Dr. Paulo César Borges
Co-Orientador: Prof. Dr. Carlos Maurício Lepienski

CURITIBA

2024



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/)

Esta licença permite download e compartilhamento do trabalho desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es), sem a possibilidade de alterá-lo ou utilizá-lo para fins comerciais. Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.



Ministério da Educação
Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Campus Curitiba



MARCELA EDUARDA JANUARIO

EFEITO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA RESISTENCIA À TRIBOCORROSÃO DA LIGA INCONEL 718

Trabalho de pesquisa de mestrado apresentado como requisito para obtenção do título de Mestre Em Engenharia da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).
Área de concentração: Engenharia De Materiais.

Data de aprovação: 13 de Novembro de 2024

Dr. Paulo Cesar Borges, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Dr. Alvaro Augusto Oliveira Magalhaes, Doutorado - Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Petrobras.

Dr. Giuseppe Pintaude, Doutorado - Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Documento gerado pelo Sistema Acadêmico da UTFPR a partir dos dados da Ata de Defesa em 13/11/2024.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente aos meus pais e família por me apoiarem em todos os sentidos possíveis. A frase “a todos aqueles que, sob muito sol, fizeram-me chegar até aqui, na sombra” se aplica inteiramente a vocês. Obrigada por permitirem que eu vivesse mais um dos meus sonhos e aventuras.

Aos professores Dr. Paulo César Borges e Dr. Carlos Maurício Lepienski pela oportunidade, orientação, confiança e muita paciência durante todo o período do mestrado. Também aos professores Dr. Giuseppe Pintaude e Dr. Marcio Mafra por todo o apoio e conselhos, e ao Dr. Álvaro Augusto Oliveira Magalhães do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Petrobrás por sua presença na banca e suas contribuições ao trabalho.

Aos meus colegas de vida, laboratório e trabalho: Kauanne, Cliceu, Bruna, Ana, Camilla, Pedro, Lorena, Vinicius, Oriana, Yamid, Thomas, Alba, Alexandre, Heloisa, Andrey, Eduarda. Obrigada pelos cafés, pelas palavras de apoio, pelos ensinamentos, pelas sessões de brainstorming, pelos puxões de orelha e risadas. Sem vocês isso tudo não seria possível, obrigada por tornarem os meus dias mais felizes e por serem exemplo de determinação.

Ao meu namorado Erik Tadashi Nagaki Tanaka por todas as visitas para me animar depois das aulas, por estar sempre ao meu lado e comprar todas as minhas brigas, por confiar e apostar mais em mim do que eu mesma sou capaz. Vejo uma versão cada vez mais autêntica e especial de mim pelos seus olhos, e esse é um presente pelo qual serei grata para sempre.

A todos que colaboraram de alguma maneira para a realização deste trabalho.

Por fim, o presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001, estendendo meus agradecimentos também ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e membros por viabilizarem minha participação no Projeto de Pesquisa “Caracterização tribológica, eletroquímica e microestrutural de materiais tratados superficialmente para indústria *offshore*” (código 408288/2021-3).

*“He who would climb a ladder must begin
at the bottom.”*

- Ittetsu Takeda, Haikyu, Haruichi Furudate.

RESUMO

JANUARIO, Marcela Eduarda. **Efeito de tratamentos térmicos na resistência à tribocorrosão da liga Inconel 718 (IN718)**. 2024. 111 p. Projeto de Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2024.

A superliga de níquel Inconel 718 tem destaque na indústria de óleo e gás *offshore* por sua notável resistência à corrosão. No entanto, sua baixa dureza e resistência ao desgaste limitam a aplicação em seu estado de fornecimento, motivo pelo qual a solubilização e envelhecimento têm sido amplamente investigados como alternativa para melhorar essas propriedades. Contudo, é necessário verificar se o endurecimento promovido por esses tratamentos interfere na resistência à tribocorrosão da liga e quanto ao efeito sinérgico dos fenômenos de corrosão e desgaste. Por conseguinte, este trabalho investigou o efeito de cinco condições de tratamentos térmicos na liga Inconel 718, avaliando seu desempenho mediante ensaios de tribocorrosão, desgaste puro e corrosão pura conduzidos em meio de cloreto de sódio 3,56% (m/m) com posterior caracterização por dureza instrumentada, interferometria óptica e microscopia eletrônica de varredura. Dos ensaios de corrosão pura, verificou-se que não houve impacto significativo na resistência à corrosão do material mesmo após o endurecimento advindo do aumento nas etapas e tempos de tratamento térmico. Quanto ao desgaste, apesar do envelhecimento promover a melhora na taxa de material perdido em relação à amostra apenas solubilizada, o desgaste puro ainda foi responsável pela maior fração de perda de material entre os fenômenos observados, tendo-se a abrasão como tipo majoritário, contando ainda com contribuição relevante da adesão. Finalmente, o efeito sinérgico observado nos tratamentos mais longos ocasionou maiores valores de taxa de perda de material, sendo o desgaste mais influenciado pela corrosão.

Palavras-chave: Inconel 718; tratamentos térmicos, duplo envelhecimento; corrosão; desgaste; tribocorrosão; sinergia.

ABSTRACT

JANUARIO, Marcela Eduarda. **Effect of thermal treatments on the tribocorrosion resistance of the Inconel 718 alloy (IN718)**. 2024. 111 p. Dissertation (Master's degree in Engineering) - Postgraduate Program in Mechanical and Materials Engineering, Federal Technology University - Paraná. Curitiba, 2024.

The nickel superalloy Inconel 718 stands out in the offshore oil and gas industry for its remarkable corrosion resistance. However, its low hardness and wear resistance limit its application in its as-supplied state, which is why solution hardening and aging have been widely investigated as an alternative to improve these properties. However, it is necessary to verify whether the hardening promoted by these treatments interferes with the alloy's tribocorrosion resistance and the synergistic effect of corrosion and wear phenomena. Therefore, this work investigated the effect of five heat treatment conditions on the Inconel 718 alloy, evaluating its performance through tribocorrosion, pure wear and pure corrosion tests conducted in 3.56% (w/w) sodium chloride medium with subsequent characterization by instrumented hardness, optical interferometry and scanning electron microscopy. From the pure corrosion tests, it was found that there was no significant impact on the corrosion resistance of the material even after hardening resulting from the increase in heat treatment stages and times. Regarding wear, although aging promoted an improvement in the rate of material loss in relation to the sample that had only been solubilized, pure wear was still responsible for the largest fraction of material loss among the phenomena observed, with abrasion being the majority type, with adhesion also contributing significantly. Finally, the synergistic effect observed in longer treatments resulted in higher values of material loss rate, with wear being more influenced by corrosion.

Keywords: Inconel 718; heat treatments, double aging; corrosion; wear; tribocorrosion; synergy.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Classificação de ligas a base de níquel	17
Figura 2 – Evolução de propriedades da superliga Inconel 718 solubilizada e envelhecida.....	21
Figura 3 – Resumo de tratamentos térmicos mais comuns	23
Figura 4 – Diagrama de transformação de fases da liga Inconel 718	24
Figura 5 – Célula eletroquímica para realização de ensaios eletroquímicos	27
Figura 6 – Curva de polarização cíclica para um material passivo.....	28
Figura 7 – Principais mecanismos de corrosão	29
Figura 8 – Curvas de polarização potenciodinâmica do Inconel 718 fabricado por diferentes processos em solução de NaCl 3,56%	32
Figura 9 – Curvas de polarização potenciodinâmica de Inconel 718 fabricado por manufatura aditiva por deposição a arco e forjado, após tratamento térmico em meios de a) ácido nítrico 1M e b) ácido sulfúrico 1M.....	32
Figura 10 – Curvas de polarização potenciodinâmica do Inconel 718 fabricado por fusão seletiva a laser e laminação em solução de NaOH 0,1 M	33
Figura 11 – Curvas de polarização das amostras não tratadas e amostras nitretadas (3,56% NaCl, 20 ± 2 °C, 1 mV/s)	34
Figura 12 – Desgaste de 2 e 3 corpos	35
Figura 13 – Mecanismo de desgaste adesivo	35
Figura 14 – Mecanismos de desgaste abrasivo.....	36
Figura 15 – Desenho esquemático de mecanismos de degradação de metais passivos sujeitos à tribocorrosão	39
Figura 16 – Parâmetros que influenciam sistemas tribocorrosivos	40
Figura 17 – Representação da regeneração do filme passivo em materiais passiváveis sujeitos à tribocorrosão	43
Figura 18 – Configurações mais comumente utilizadas em simulações de contatos deslizantes	44
Figura 19 – Imagens retiradas do software <i>Mountainsmap</i> ® no processamento do volume perdido por tribocorrosão de amostras de Inconel 718 solubilizadas (1040 °C, 1 h) e envelhecidas (720 °C, 8 h), sendo a) pista de deslizamento e b) superfície paralela à pista.....	49
Figura 20 – Desenho esquemático da célula de tribocorrosão desenvolvida pelo LabCorr (UTFPR)	50
Figura 21 - Etapas do ensaio intermitente de tribocorrosão. I) monitoramento (corrente ou potencial) - 1 hora; II) 1ª série de deslizamentos - 400 ciclos; III) Período de recuperação – 10 minutos; IV) 2ª série de deslizamentos - 2000 ciclos; V) Fim do desgaste;	52
Figura 22 - Micrografia obtida por MO na magnificação 1000 vezes da liga de Inconel 718 solubilizada à 1089 °C e envelhecida à 788 °C por 7 horas	56
Figura 23 – Curva de dureza da amostra solubilizada (1040 °C, 1 h) e envelhecida à 720 °C e 620 °C por diferentes períodos.....	57
Figura 24 – Difrátograma de DRX de ângulo rasante da superfície da liga Inconel 718 tratada termicamente em diferentes temperaturas	59
Figura 25 - Avaliação do perfil de profundidade por distância em microdesgaste da liga Inconel 718 solubilizada à 1040 °C por 1 h	61

Figura 26 - Avaliação do perfil de profundidade por distância em microdesgaste da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por 8 h	61
Figura 27 - Avaliação do perfil de profundidade por distância em microdesgaste da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por 48 h	62
Figura 28 - Avaliação do perfil de profundidade por distância em microdesgaste da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por 8 h + 620 °C por 8 h	62
Figura 29 - Avaliação do perfil de profundidade em função da distância em relação à posição central após ensaio de microdesgaste da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por 8 h + 620 °C por 96 h	63
Figura 30 – Imagens representativas da medição de dureza instrumentada (20 mN) dos precipitados de NbC e TiC da liga Inconel 718 sob a) envelhecimento (720 °C, 48 h) e b) envelhecimento (720 °C, 8h)	64
Figura 31 – Curvas de polarização potenciodinâmica das amostras de Inconel 718 sob diferentes tratamentos térmicos.....	65
Figura 32 – Pistas de desgaste após o ensaio sob polarização catódica em -0,8 V vs PCA, sendo a) EF-S, b) S720-1, c) S720-2, d) D620-1 e e) D620-2	67
Figura 33 – Micrografia da pista de deslizamento sob polarização catódica de amostras de Inconel 718 sob duplo envelhecimento sendo: a) solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida por 720 °C/8 h e 620 °C/8 h e b) solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida por 720 °C/8 h e 620 °C/96 h	68
Figura 34 – Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por: a) 8 horas e b) 48 horas, sendo 1) no modo elétrons retroespalhados e 2) no modo elétrons secundários.....	69
Figura 35 – Curvas de corrente monitoradas durante o ensaio de deslizamento sob polarização catódica do Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos	70
Figura 36 – Pistas de desgaste após o ensaio de tribocorrosão, sendo a) EF-S, b) S720-1, c) S720-2, d) D620-1 e e) D620-2.....	71
Figura 37 - Micrografia da pista de deslizamento do ensaio de tribocorrosão de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida por 720 °C/8 h e 620 °C/96 h	72
Figura 38 – Tribofilme depositado na extremidade da pista de deslizamento após ensaio de tribocorrosão em potencial de circuito aberto (PCA) da liga Inconel 718 solubilizada (1040 °C, 1 h) no modo a) elétrons secundários e b) elétrons retroespalhados	73
Figura 39 – Micrografia da liga Inconel 718 solubilizada (1040 °C, 1 h) e envelhecida (720 °C, 8 h + 620 °C, 96 h) com destaque no precipitado de carboneto de nióbio sendo destacado do substrato	74
Figura 40 – Curvas de coeficiente de atrito em função do tempo monitoradas durante o ensaio sob polarização catódica do Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos	75
Figura 41 – Curvas de coeficiente de atrito em função do tempo monitoradas durante o ensaio de tribocorrosão em potencial de circuito aberto (PCA) do Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos	76
Figura 42 - Curvas de corrente monitoradas durante o ensaio em potencial de circuito aberto (PCA) do Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos	77
Figura 43 – Parâmetros de resistência à polarização (kΩ) obtidos durante o ensaio de tribocorrosão da liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmico. RPL1 e 4 realizados antes e depois da interrupção do deslizamento, RP3 realizado durante o deslizamento.....	78

Figura 44 – Resumo dos resultados de desgaste tribocorrosivo (T), desgaste puro (W_0), corrosão pura (C_0) e sinergia (S) para a liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos	80
Figura 45 – Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários	99
Figura 46 – Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários	99
Figura 47 - Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários	100
Figura 48 - Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários	100
Figura 49 - Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 48 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários	101
Figura 50 – Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas seguido de 620 °C por 8 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários	101
Figura 51 - Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas seguido de 620 °C por 8 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários	102
Figura 52 – Micrografias da pista de deslizamento em potencial de circuito aberto de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários	102
Figura 53 - Micrografias da pista de deslizamento em potencial de circuito aberto de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas no modo elétrons retroespalhados	103
Figura 54 - Micrografias da pista de deslizamento em potencial de circuito aberto de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 48 horas no modo elétrons retroespalhados	103
Figura 55 - Micrografias da pista de deslizamento em potencial de circuito aberto de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas seguido de 620 °C por 8 horas no modo elétrons retroespalhados	104

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Fases intermetálicas formadas na liga Inconel 718.....	19
Quadro 2 – Parâmetros de corrosão das amostras de de Inconel 718 fabricado por manufatura aditiva por deposição a arco e forjado após tratamento térmico em diferentes meios.....	33
Quadro 3 – Equações utilizadas no cálculo dos parâmetros de sinergia	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Elementos químicos e funções na liga IN718.....	18
Tabela 2 – Propriedades físicas da liga Inconel 718	20
Tabela 3 – Propriedades de tração (25 °C) após diferentes temperaturas de solubilização, seguidas de envelhecimento a 720 °C/8h + 620 °C/8h, resfriadas ao ar.....	21
Tabela 4 – Parâmetros de tratamento de solubilização e envelhecimento da liga Inconel 718.....	25
Tabela 5 – Composição percentual dos elementos majoritários da liga Inconel 718	46
Tabela 6 – Parâmetros de solubilização e envelhecimento preliminares	46
Tabela 7 – Condições selecionadas para ensaios de desempenho	58
Tabela 8 – Resultados das medições de dureza instrumentada e módulo de elasticidade da liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos sob carga de 400 mN utilizando o método QSCM.....	60
Tabela 9 – Parâmetros de potencial, densidade de corrente, potencial de transpassivação e taxa de corrosão obtidos nos ensaios de polarização potenciodinâmica da liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos ...	65
Tabela 10 – Relação da composição dos pontos demarcados nas amostras de Inconel 718 relacionadas na Figura 26 obtidas por EDS	68
Tabela 11 – Relação da composição dos pontos demarcados nas amostras de Inconel 718 relacionadas na Figura 36 obtidas por EDS	72
Tabela 12 – Relação da composição dos pontos demarcados nas amostras de Inconel 718 relacionadas na Figura 37.b obtidas por EDS.....	73
Tabela 13 – Valores calculados dos parâmetros de sinergia para a liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos.....	80

LISTA DE EQUAÇÕES

Eq. 1.....	26
Eq. 2.....	26
Eq. 3.....	31
Eq. 4.....	42
Eq. 5.....	42
Eq. 6.....	42
Eq. 7.....	42
Eq. 8.....	42
Eq. 9.....	42
Eq. 10.....	54
Eq. 11.....	54
Eq. 12.....	54
Eq. 13.....	54
Eq. 14.....	54
Eq. 15.....	54
Eq. 16.....	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Al	Alumínio
API	<i>American Petroleum Institute</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing Materials</i>
CFC	Cúbica de face centrada
Cl ⁻	Cloreto
CMCM	Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais
Co	Cobalto
CO ₂	Dióxido de carbono
COF	Coeficiente de atrito
Cr	Cromo
DRX	Difração de raios x
E	Potencial (V)
E_{corr}	Potencial de corrosão (V)
E_e	Potencial de equilíbrio (V)
E_{pass}	Potencial de passivação (V)
E_{pp}	Potencial de passivação primário (V)
E_{rp}	Potencial de repassivação (V)
EDX	Energia dispersiva de raios x
EIS	Espectroscopia de impedância eletroquímica
Fe	Ferro
FRX	Fluorescência de raios x
H ₂ S	Sulfeto de hidrogênio
HB	<i>Hardness Brinell</i>
i	Densidade de corrente (A/cm ²)
i_{corr}	Densidade de corrente de corrosão (A/cm ²)
i_{crit}	Densidade de corrente crítica (A/cm ²)
i_p	Densidade de corrente de passivação (A/cm ²)
INCO	<i>International Nickel Corporation</i>
log	Logaritmo

MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia óptica
NaCl	Cloreto de sódio
Nb	Nióbio
NbC	Carbeto de níobio
Ni	Níquel
Ni/FeCr	Cromita de níquel (II)/Cromita de ferro (II)
Ni ₃ (Al/Ti)	Nitreto de alumínio/Nitreto de titânio
Ni ₃ Nb	Nitreto de níobio
O ₂	Oxigênio
OH ⁻	Hidroxila
PCA	Potencial de circuito aberto (V)
Rc	<i>Rockwell C</i>
Rp	Resistência à polarização sem deslizamento
RPL	Resistência à polarização linear
Rps	Resistência à polarização com deslizamento
Si ₃ N ₄	Nitreto de silício
SiC	Carbeto de silício
Ti	Titânio
TiC	Carbeto de titânio
UFPR	Universidade Federal do Paraná
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
US\$	Dólar
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Ampére
Å	Angstrom
γ	Austenita
cm	Centímetro
cm ²	Centímetro quadrado
cm ³	Centímetro cúbico
C ₀	Taxa de corrosão pura
C _w	Taxa de corrosão sob desgaste
λ	Comprimento de onda
σ	Cromita de níquel (II)/Cromita de ferro (II)
g	Grama
°	Graus
°C	Graus Celsius
h	Hora(s)
J	Joule
K	Kelvin
kg	Quilograma
kV	Quilovolt
m	Metro
μ A	Microampére
μ m	Micrometro
mA	Miliampére
min	Minuto(s)
mm ³	Milímetro ao cubo
MPa	Mega Pascal
mV	Milivolt
N	Newton
γ'	Nitreto de alumínio/Nitreto de titânio
γ''	Nitreto de nióbio
δ	Nitreto de nióbio

S	Taxa de desgaste devido à sinergia
s	Segundo(s)
T	Volume perdido em tribocorrosão
t	Tempo
V	Volt
$V_{(PCA)}$	Volume de material perdido em potencial de circuito aberto
$V_{(-0,8V)}$	Volume de material perdido sob polarização catódica
W_0	Taxa de desgaste sob polarização catódica
ΔC_w	Variação na taxa de corrosão
ΔD_c	Variação na taxa de desgaste

LISTA DE ACRÔNIMOS

LabNano	Laboratório de Propriedades Nanomecânicas
LabCorr	Laboratório de Corrosão

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
1.1. Objetivo geral	15
1.2. Objetivos específicos	15
2 REFERENCIAL TEÓRICO	16
2.1. Superligas de níquel	16
2.1.1 Inconel 718 (IN718)	17
2.1.1.1. Propriedades	19
2.1.1.2. Inconel 718 na indústria de petróleo e gás	21
2.2. Tratamentos térmicos	22
2.2.1 Solubilização e envelhecimento	23
2.3. Corrosão	26
2.3.1 Tipos de corrosão	29
2.3.2 Métodos de análise	30
2.3.3 Resistência a corrosão do Inconel 718	31
2.4. Desgaste	34
2.4.1 Tribofilmes	37
2.5. Tribocorrosão	38
2.5.1 Técnicas triboeletroquímicas e modelagem da tribocorrosão para materiais passivos	41
2.5.2 Tribocorrosão de ligas de níquel	44
3 MATERIAIS E MÉTODOS	46
3.1. Material em estudo	46
3.2. Tratamentos térmicos	46
3.3. Caracterização	47
3.3.1 Preparação metalográfica	47
3.3.2 Microscopia óptica (MO)	47
3.3.3 Difração de raios x (DRX)	47
3.3.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	47
3.3.5 Interferometria	48
3.3.6 Dureza	49

3.3.7 Dureza instrumentada e desgaste em microescala	49
3.4. Determinação dos parâmetros de sinergia.....	50
3.4.1 Ensaios de tribocorrosão	50
3.4.2 Ensaios de corrosão	53
3.4.3 Ensaios sob polarização catódica.....	53
3.4.4 Cálculo dos parâmetros de sinergia.....	53
3.5. Teste estatístico	55
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	56
4.1. Tratamentos térmicos.....	56
4.1.1 Determinação das condições de ensaio	56
4.1.2 DRX	58
4.1.3 Dureza instrumentada e desgaste em microescala	59
4.2. Ensaios de corrosão pura	65
4.3. Ensaios de desgaste puro.....	66
4.3.1 Análise das superfícies desgastadas	66
4.3.2 Coeficiente de atrito e corrente	69
4.4. Ensaios de tribocorrosão	70
4.4.1 Análise das superfícies desgastadas	70
4.4.2 Coeficiente de atrito e potencial (ensaio PCA e sob polarização catódica) ..	74
4.4.3 Determinação dos parâmetros de sinergia	79
5 CONCLUSÕES	82
REFERÊNCIAS.....	84
APÊNDICE A – MICROGRAFIAS DAS PISTAS DE DESLIZAMENTO.....	99

1 INTRODUÇÃO

O Brasil se destaca no setor de óleo e gás, sendo o nono maior produtor mundial de petróleo e oitavo maior consumidor e exportador mundial de petróleo e derivados. Além disso, a América latina respondeu por 40% das descobertas globais de petróleo, e desses, 40% foram no Brasil. O Brasil possui uma projeção de aumento em produção de petróleo em 70% até 2035 (OLIVEIRA; VENTURA, 2022).

Nesse contexto, o país encontra-se em uma posição estratégica no setor, uma vez que o Brasil ainda é altamente dependente dos derivados do petróleo para a operação de diversos setores, como o automotivo e de manufatura (SADOVIK, 2022). A preocupação com a disponibilidade, acessibilidade e sustentabilidade desses produtos é crescente (FIGUEIREDO; FARIAS, 2009), especialmente à luz da sensibilidade do mercado a fatores geopolíticos, como o conflito na Ucrânia, que destacam a fragilidade desse setor (EXAME, 2022).

A tendência à diminuição gradual da disponibilidade de fontes de petróleo de extração fácil tem impulsionado adaptação dos equipamentos da indústria petrolífera para operação em ambientes extremos, como águas profundas e ultra profundas (RAMIRES, 2007).

Desta maneira, torna-se necessária também a modificação dos materiais empregados na fabricação dos componentes utilizados, pois, além do difícil acesso para manutenção em caso de falhas, a grande profundidade e a presença de altos teores de espécies corrosivas, como o CO₂, H₂S e cloretos, causam prejuízos às propriedades mecânicas dos materiais (SARTORI, 2014; MARCHEBOIS, 2007).

As superligas de níquel, que consistem em materiais com uma composição de 30% a 75% de níquel, e até 30% de cromo, têm sido amplamente estudadas devido à suas propriedades de resistência à corrosão em condições de alta temperatura¹ (XUE *et al.*, 2020; EZUGWU, 2005). No contexto da indústria de óleo e gás, esses materiais ganham destaque devido à sua capacidade de atender às rigorosas demandas do setor. Dentre as superligas utilizadas, destacam-se as ligas Inconel 625,

¹ No contexto de exploração de petróleo, o termo alta temperaturas se refere a faixa de temperatura de 200 a 250 °C (SHADRAVAN, 2012).

718 e 725 e Incoloy 925 (ACKA; GURSEL, 2013), sendo a liga 718 o foco deste estudo.

No entanto, a baixa dureza e resistência ao desgaste observados nos materiais em estado de fornecimento são fatores limitantes para a utilização dessas ligas (BOROWSKI *et al.*, 2009; KAHRAMAN; KARADENIZ, 2011; SISTA *et al.*, 2013; KURZYNOWSKI *et al.*, 2017 apud XUE *et al.*, 2020; AMANOV, 2020; GÜNEN *et al.*, 2021). Desta maneira, é evidenciada a importância da aplicação de tratamentos, como os tratamentos térmicos e termoquímicos, para que as propriedades adequadas sejam alcançadas (SINGH; MELETIS, 2006; MINDIVAN; MINDIVAN, 2013).

Dentre os tratamentos térmicos, destaca-se o duplo envelhecimento, um método de endurecimento que consiste no aquecimento do material após a solubilização em duas temperaturas diferentes, de maneira que haja tempo suficiente para ocorrer a dispersão de fases endurecedoras (GONÇALVES, 2015). O duplo envelhecimento é aplicado em materiais onde há a precipitação de mais de uma fase, exigindo um maior controle de temperatura e divisão do processo em etapas a fim de viabilizar precipitação das fases desejadas. (HEAT TREATER'S GUIDE, 1996).

Durante o envelhecimento da liga Inconel 718, as fases ricas em nióbio γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) e γ'' (Ni_3Nb) precipitam na matriz austenítica γ (WANG; LI, 2004). A fase γ'' é majoritariamente a responsável pelo endurecimento significativo do material devido às deformações promovidas pela coerência entre as fases e número limitado de sistemas de deslizamento disponíveis atuantes nestes precipitados. Por outro lado, em condições de superenvelhecimento, pode ocorrer a formação de precipitados da fase δ (Ni_3Nb), resultando na perda de dureza do material (Guimarães, 2018).

Em seus trabalhos, Houghton *et al.* (2011), Oikava (2019) e Karabulut *et al.* (2021) destacam a falta de dados quanto a parâmetros tribológicos como um fator limitante na otimização de projetos que empregam o material Inconel 718. Ainda, Chen *et al.* (2011), Trembach *et al.* (2021) e Trembach *et al.* (2022), ressaltam o aumento significativo da perda de material por desgaste por abrasão, corrosão, ou misto, como um dos problemas mais importantes da indústria de petróleo e gás *offshore*.

Ainda, apesar do envelhecimento proporcionar aumento da dureza, resistência mecânica e ao desgaste do material, pode prejudicar a resistência à corrosão em função da precipitação de fases com potenciais eletroquímicos diferentes ou mesmo formação de regiões com depleção e alteração do teor dos elementos de liga (BAIN, 1945; ALANO, 2013).

No ano de 2013 estimou-se que o custo total anual causado pela corrosão na indústria de óleo e gás é de US\$1.372 bilhões, divididos em US\$589 milhões nos gasodutos na superfície e custos das instalações, US\$463 milhões nas tubulações nos poços de petróleo, além de US\$320 milhões em despesas de capital relacionadas a corrosão.

Destarte, uma maior compreensão quanto ao comportamento de resistência à tribocorrosão, corrosão e desgaste do material após os processos de endurecimento empregados em condições específicas é crucial para que se atinjam parâmetros seguros de performance e segurança na utilização do material, contribuindo também na redução dos custos de operação desse setor e a manutenção de seu desenvolvimento.

Esse material tem sido amplamente investigado visando obter mais informações sobre suas características, desempenho e limitações. Esta pesquisa, enquanto parte subsequente desses esforços, se concentra em estudar a resistência à tribocorrosão do Inconel 718, em meio de cloreto de sódio após diferentes temperaturas e tempos de envelhecimento.

1.1 Objetivo geral

Avaliar o efeito do tempo e das etapas de envelhecimento na resistência à tribocorrosão do Inconel 718 em meio de NaCl 3,56% (m/m).

1.2 Objetivos específicos

- Determinar o efeito dos tratamentos térmicos de envelhecimento e duplo envelhecimento na dureza do IN718;
- Avaliar a influência de diferentes tempos e etapas de envelhecimento no comportamento de tribocorrosão, corrosão e desgaste da liga IN718 em meio de NaCl 3,56% (m/m);
- Avaliar a influência de diferentes tempos e etapas de envelhecimento no efeito sinérgico da liga IN718 em meio de NaCl 3,56% (m/m).

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 Superligas de níquel

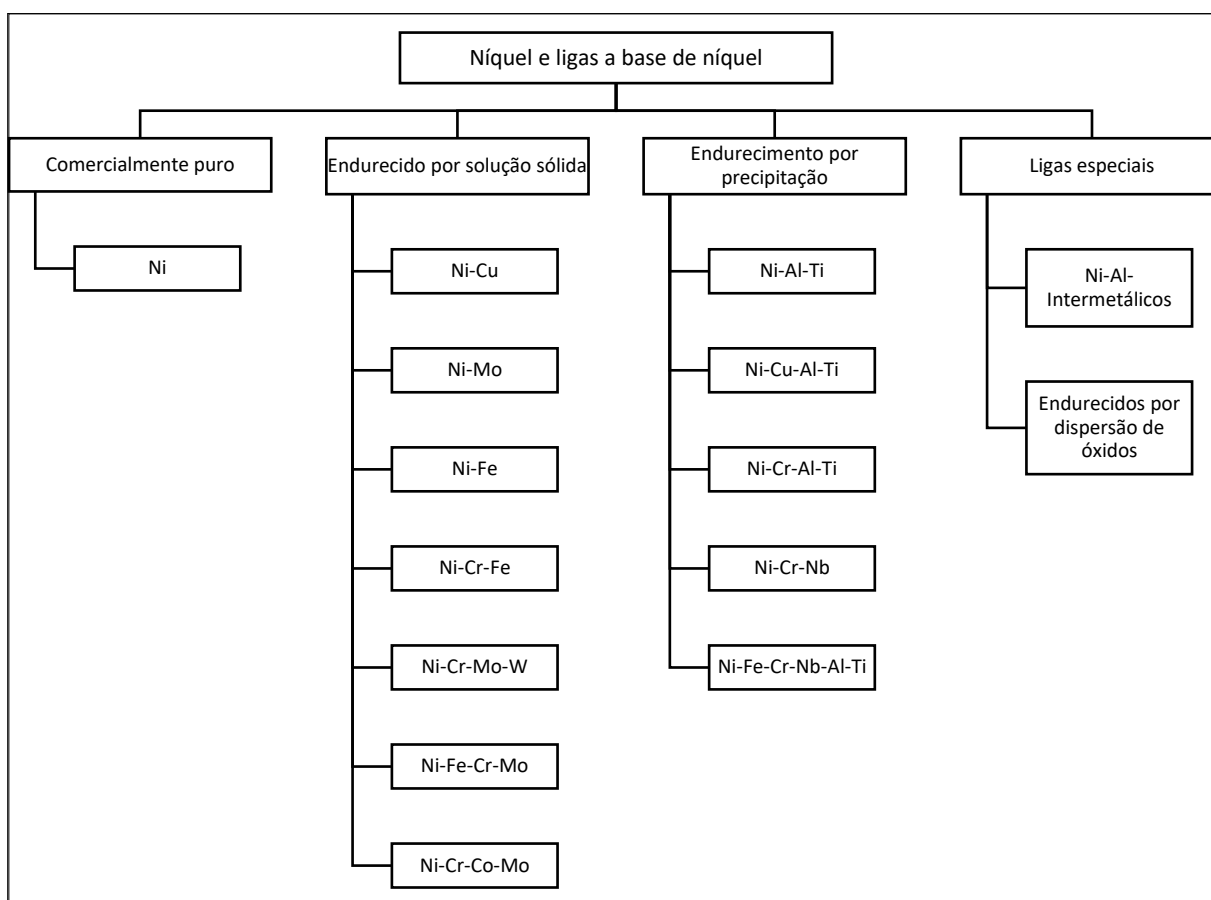
As superligas foram desenvolvidas a partir da metade do século XX, advindas da carência da indústria por materiais capazes de suportar altas temperaturas e condições severas de trabalho, sem perder suas propriedades mecânicas (HIRSCHMANN *et al*, 2009).

Dentre os elementos base que podem compor essas ligas, há o níquel, ferro e cobalto, dentre as quais as ligas de níquel e ferro possuem destaque por manter a microestrutura CFC, o que garante boa ductilidade para essas ligas (ACKA; GURSEL, 2013).

São denominadas superligas de níquel as ligas que possuem como elemento base ou majoritário o níquel (BIAVA, 2019), e que são passíveis de endurecimento por precipitação (OLIVEIRA, 2019).

Sendo totalmente austeníticas, caracterizam-se por apresentarem resistência à fadiga e fluência em temperaturas elevadas (MANKINS; LAMB, 1990). Conta ainda com as melhorias advindas da adição de outros elementos de liga, para melhora na resistência à corrosão localizada, ou ainda elementos que viabilizam o endurecimento por solução sólida e precipitação de fases intermetálicas (MANKINS; LAMB, 1990; REZENDE, 2015).

A classificação das ligas de níquel disponíveis comercialmente pode ser observada na Figura 1.

Figura 1 – Classificação de ligas a base de níquel

Fonte: Adaptado de Dupont *et al.* (2009).

2.1.1 Inconel 718 (IN718)

A liga inconel 718 é uma superliga da família Inconel®, apresentada em 1959 pela empresa *International Nickel Corporation* (INCO) (Guimarães, 2018). É uma liga da família níquel-ferro (SANTOS, 1993), contando com a adição de nióbio para melhorar a soldabilidade eliminando problemas de fratura durante a solda, sendo este o seu maior diferencial em relação a outras ligas a base de níquel (ACKA; GURSEL, 2013; VARELA, 2017).

De acordo com a especificação da *American Petroleum Institute* (API), sua composição equivale a composição UNS N07718 (UNS N07718, 2004) e faz parte das ligas endurecíveis por precipitação indicadas na Figura 1. A porcentagem e função dos principais elementos químicos da liga estão relacionadas na Tabela 1.

Tabela 1 – Elementos químicos e funções na liga IN718

Elemento	Efeitos	[% peso]
Níquel (Ni)	Responsável pela matriz austenítica, que acomoda precipitados coerentes com a matriz. Também permite a formação de fases intermetálicas.	50 – 55
Ferro (Fe)	Endurecimento por solução sólida, formador de compostos endurecedores na matriz, redução do custo da liga. Reduz a resistência a corrosão.	Balanço
Cromo (Cr)	Endurecimento por solução sólida, resistência à corrosão e oxidação em altas temperaturas devido a formação de camadas de óxido estáveis e aderentes a superfície. Forma carbeto e substitui Ni e Al na fase γ' . Favorece a formação das fases Laves e σ .	17 – 21
Molibdênio (Mo)	Principal elemento responsável pelo endurecimento por solução sólida da liga, forte formador de carbeto, aumenta o módulo de elasticidade e a resistência a fluência, favorece a formação da fase γ' quando em solução.	2,8 – 3,3
Nióbio (Nb)	Favorece a formação da fase metaestável γ'' , auxilia no endurecimento por solução sólida, formador de composto intermetálico (Ni_3Nb), reduz a resistência a oxidação.	4,87 – 5,20
Titânio (Ti)	Auxilia no endurecimento por solução sólida. Substitui o Al na fase γ' e é formador de composto intermetálico η (Ni_3Ti).	0,8 – 1,15
Alumínio (Al)	Auxilia na resistência a oxidação em altas temperaturas pela formação da camada de óxido Al_2O_3 , auxilia na formação da fase γ' (Ni_3Al).	0,4 - 0,6

Fonte: Adaptado de Santos (1993), UNSN07718 (2004) e Varela (2017).

Pode ocorrer ainda a presença de elementos com menores porcentagens, como cobalto, manganês, silício, cobre, carbono, fósforo, enxofre, boro, magnésio, cálcio, chumbo, selênio e bismuto (UNSN07718, 2004).

As principais fases formadas na liga, e suas respectivas características encontram-se relacionadas no Quadro 1.

Quadro 1 – Fases intermetálicas formadas na liga Inconel 718

Fase	Composição	Microestrutura	Morfologia	Características
γ'	$\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$	CFC	Esférica	Segunda fase de maior impacto no endurecimento da liga, possui coerência com a matriz e forma precipitados finos.
γ''	Ni_3Nb	TCC	Discos, plaquetas	Principal fase endurecedora da liga. Apresenta cinética de precipitação lenta
δ	Ni_3Nb	TCC	Globular, placas	Possui incoerência com a matriz, e advém de longos tempos de tratamento. Precipita predominantemente em contornos de grão. A tenacidade do material diminui quando ocorre em detrimento da fase γ'' .
Carbetos MC	TiC, NbC	CFC	Globular	Formam-se principalmente nos contornos de grão ao fim da solidificação por reação eutética. Essa formação contribui para melhorar a resistência da liga em altas temperaturas, pois inibe o deslizamento dos grãos. Se dispersos nos grãos, podem contribuir para o endurecimento da matriz.
Carbetos M_{23}C_6 e M_6C	$((\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6)$, $(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{Ni})_6\text{C}$	CFC	Globular, lamelar	Formam-se normalmente nos contornos de grão em forma de filmes, glóbulos e lamelas. São estáveis em baixas temperaturas.
Laves	$((\text{Ni}, \text{Cr}, \text{Fe})_2(\text{Ni}, \text{Mo}, \text{Ti}))$	Hexagonal	Acicular, placas finas	Resultado da segregação de nióbio durante solidificação, soldagem ou exposição longa a altas temperaturas. É topologicamente compacta (TCP).
σ	(Ni, FeCr)	Tetragonal	Acicular, placas finas	Fase intermetálica formada pela segregação de nióbio durante solidificação, soldagem ou exposição longa a altas temperaturas. É topologicamente compacta (TCP).

Fonte: Adaptado de Araujo (2012) e Varela (2017).

2.1.1.1 Propriedades

Na Tabela 2 podem ser observadas algumas das propriedades físicas da liga Inconel 718.

Tabela 2 – Propriedades físicas da liga Inconel 718

Densidade (g/cm ³)	Temperatura de fusão (°C)	Tensão de escoamento (Temp. ambiente) (Mpa)	Coefficiente de expansão (de 20 a 100 °C) (µm/m °C)	Capacidade calorífica específica (J/kg.K)
8,22	1260 - 1335	1240 - 1275	13	430 (21 °C)
				538 (538 °C)
				645 (871 °C)

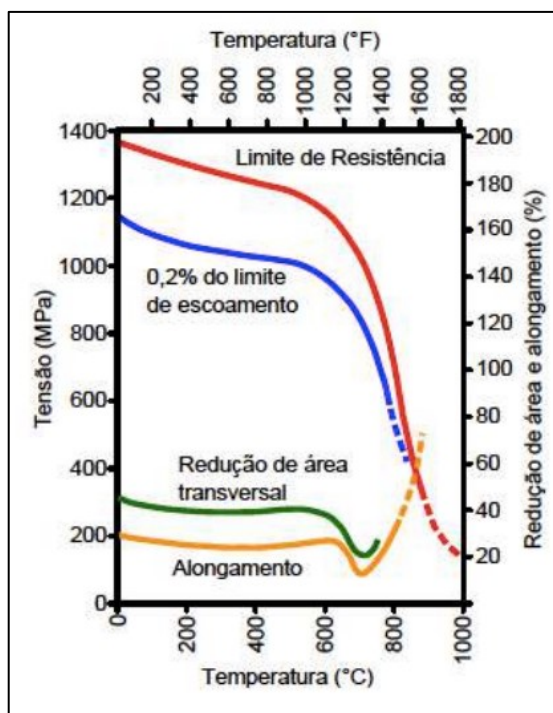
Fonte: Adaptado de Davies (2000).

Sua resistência à oxidação, até aproximadamente 1000 °C, é atribuída majoritariamente pela presença de um denso filme óxido de cromo em sua superfície, dificultando a penetração de oxigênio na matriz da liga e a dissolução do metal (WANG *et al.*, 2022). Ainda, a matriz austenítica do Inconel e o mecanismo de cisalhamento prejudicam a usinabilidade devido à formação de um cavaco de difícil manuseio. (CHOUDHURY, 1998).

Por se tratar de uma liga de níquel, o Inconel 718 tem sua aplicação limitada por algumas de suas propriedades, como reduzida resistência ao desgaste (BOROWSKI *et al.*, 2009) e baixa dureza de superfície (ESPALLARGAS *et al.*, 2011).

As propriedades da liga Inconel 718 são altamente dependentes do tratamento térmico empregado. Para exemplificar este comportamento, na Figura 2 é apresentada a evolução de algumas propriedades mecânicas da liga após solubilização e envelhecimento (THYSSENKRUP VDM, 2003 apud ARAUJO, 2012). Outro exemplo é verificado na Tabela 3 com a apresentação de propriedades advindas de diferentes temperaturas de solubilização, seguidas de envelhecimento a 720 °C por 8h seguido de 620°C por 8h, e resfriadas ao ar (DAVIS, 1997 apud VARELA, 2017).

Figura 2 – Evolução de propriedades da superliga Inconel 718 solubilizada e envelhecida



Fonte: ThyssenKrup VDM, 2003 apud Araujo (2012).

Tabela 3 – Propriedades de tração (25 °C) após diferentes temperaturas de solubilização, seguidas de envelhecimento a 720 °C/8h + 620 °C/8h, resfriadas ao ar

Condição de tratamento	Tensão de escoamento 0,2% (MPa)	Resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
Diretamente envelhecida	1130	1525	34
940°C por 1h, resfriada ao ar	1240	1460	34
955°C por 1h, resfriada ao ar	1180	1420	38
970°C por 1h, resfriada ao ar	1145	1405	41
980°C por 1h, resfriada ao ar	1172	1405	43
1010°C por 1h, resfriada ao ar	1185	1390	46
1040°C por 1h, resfriada ao ar	1165	1365	48

Fonte: Adaptado de Davis (1997) apud Varela (2017).

2.1.1.2 Inconel 718 na indústria de petróleo e gás

A liga Inconel 718 é utilizada na indústria de óleo e gás em componentes do poço de produção e em equipamentos auxiliares “molhados” (que ficam submersos) (SARTORI, 2014). É empregada principalmente em equipamentos de perfuração, válvulas de segurança e controle de fluxo, e injeção de gás e água nos poços de petróleo (HEANJIA SUPER METALS CO., 2015).

Uma das maiores dificuldades da indústria está relacionada à resistência à fragilização por hidrogênio quando aplicado em variadas concentrações de contaminantes como CO₂, cloretos e H₂S presentes nos diferentes locais de trabalho (ONYEWUENYI, APUD SANTOS, 2009).

Outra preocupação é quanto à pequena margem de variação nos parâmetros de manufatura para alcançar os requerimentos de microestrutura e dureza (DEBARBADILLO; MANNAN, 2010). Uma das maiores preocupações na projeção de materiais para o setor de óleo e gás é como a fabricação e tratamentos posteriores podem afetar a resistência à fragilização por hidrogênio, motivo pelo qual a norma NACE MR0175 (controle de fragilização por hidrogênio) estabelece o limite máximo de HRC 40 para aplicação da liga Inconel 718 (KOLTS, 1989; (DEBARBADILLO; MANNAN, 2010).

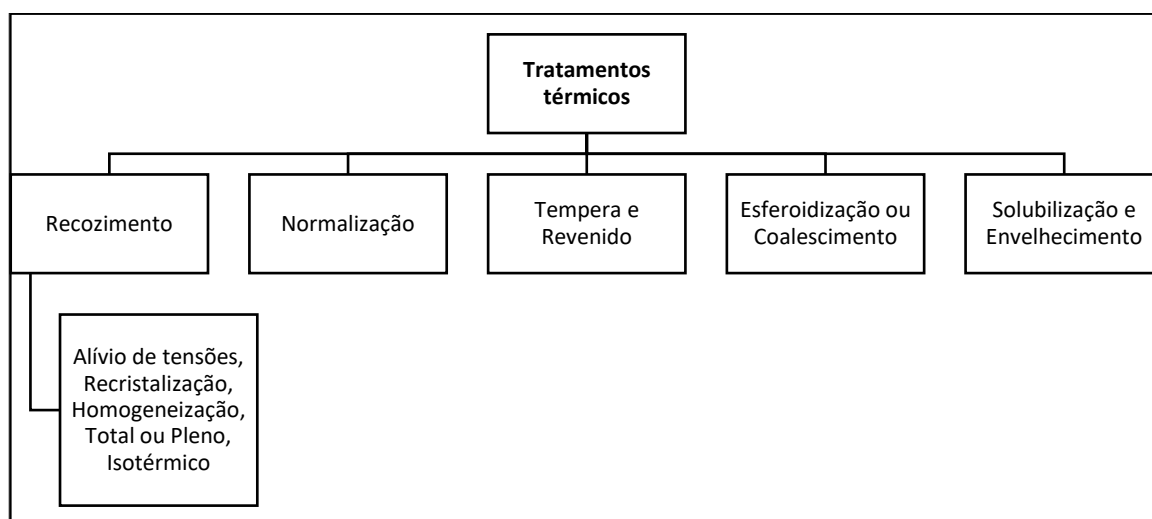
Desta maneira, diversos estudos resultam da necessidade de projetar a composição e parâmetros de tratamento da liga de acordo com as condições do ambiente e requisitos da indústria, de modo a viabilizar a continuidade de sua utilização.

2.2 Tratamentos térmicos

Segundo Valle (2010), tratamentos térmicos são processos empregados com o objetivo de alterar as propriedades dos materiais. Essa alteração ocorre pelo controle da quantidade e distribuição dos defeitos cristalinos. A adição de elementos de liga, pode ser utilizada para favorecer a formação de segundas fases, com consequente modificação da microestrutura como: alteração da forma, tamanho, distribuição e/ou quantidade de fases; promoção de fases metaestáveis e introdução ou eliminação de tensões residuais.

Na Figura 3, são listados alguns dos tratamentos mais frequentemente empregados.

Figura 3 – Resumo de tratamentos térmicos mais comuns



Fonte: Adaptado de Costa (2003).

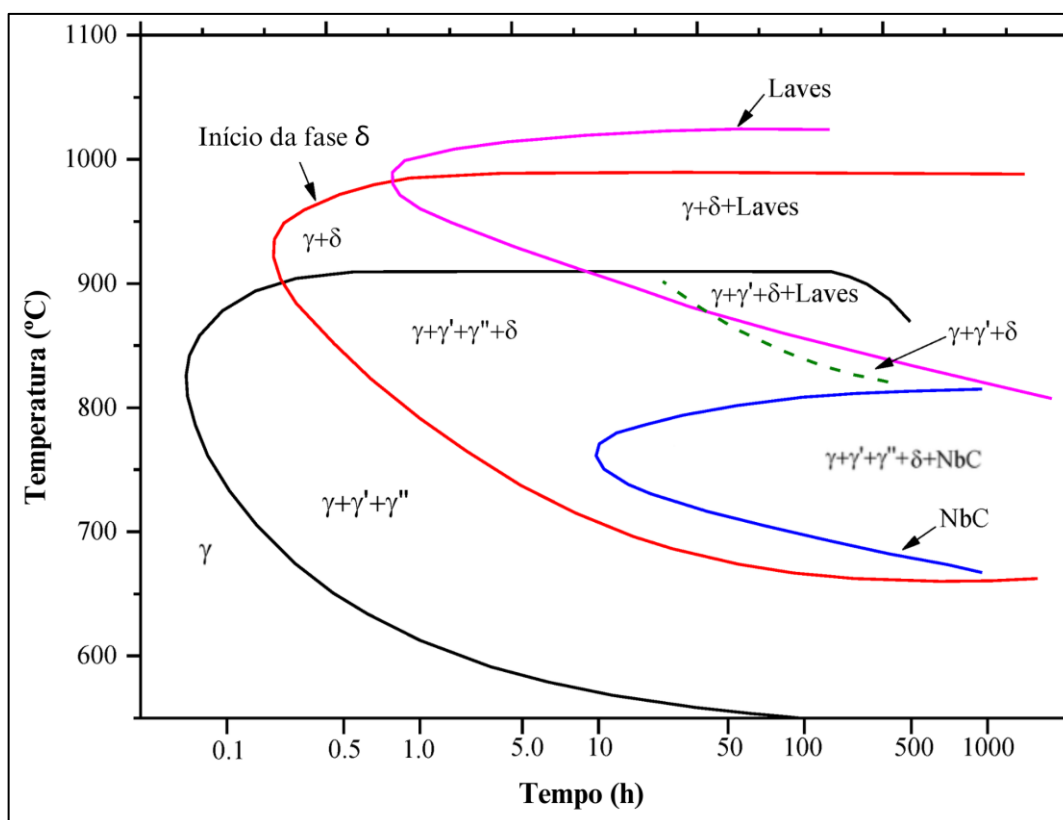
2.2.1 Solubilização e envelhecimento

O tratamento de solubilização é pautado alteração da solubilidade de elementos de liga na matriz metálica com a temperatura. Ele é o precursor do envelhecimento, e consiste no aumento de temperatura do material a fim de homogeneizar e dissolver os precipitados na matriz. Em seguida, é feito um resfriamento rápido, para evitar a precipitação de fases (ASM INTERNATIONAL, 1991).

O envelhecimento é realizado após a solubilização, e caracteriza-se pelo aquecimento do material por um período específico com o objetivo de promover uma precipitação fina e dispersa de fases secundárias na matriz, e assim aumentar a dureza e a resistência mecânica do material (CANDIOTO *et al.*, 2015; GONÇALVES, 2018).

No contexto do material IN718, a quantidade elevada dos elementos de liga permite o surgimento de diversas fases intermetálicas durante o envelhecimento, como observado na Figura 4.

Figura 4 – Diagrama de transformação de fases da liga Inconel 718



Fonte: Adaptado de Mostafa (2017).

Esse fato permite que diferentes técnicas possam ser aplicadas de acordo com a quantidade de fases secundárias e propriedades previstas/projetadas para diferentes condições de serviço (KRUEGER *et al.*, 1989; REED-HILL, 1973). Dentre essas, destaca-se o duplo envelhecimento com a obtenção de alta dureza, mantendo ainda bons níveis de ductilidade (WANG; LI, 2004).

O duplo envelhecimento é utilizado para propiciar uma distribuição homogênea de precipitados, além de bloquear a movimentação de discordâncias durante a solicitação mecânica. De outra maneira, a distribuição irregular de precipitados ao longo da matriz pode promover elevada dispersão das propriedades do material, como a dureza (XAVIER, 2009).

Na Tabela 4 estão relacionados parâmetros de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento relatados em diferentes estudos da liga Inconel 718.

Tabela 4 – Parâmetros de tratamento de solubilização e envelhecimento da liga Inconel 718

Referência	Solubilização		Envelhecimento	
	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Temperatura (°C)	Tempo (h)
Slama e Abdellaoui (2000)	990	0,5	680 + 750	4, 50 e 100
Wang e Li (2004)	980	1	I. 750 + 650	8 + 8
			II. 720 + 620	
			III. 690 + 620	
API 6A718 (2004)	1021 - 1052	1 - 2,5	774 - 802	6 - 8
API 6A718 (2004)	1021 - 1052	1 - 2,5	760 - 802	6 - 8
Nascimento <i>et al.</i> (2013)	950	1	720 + 620	8 + 10
Nascimento <i>et al.</i> (2013)	1065	1	760 + 650	8 + 10
Candioto <i>et al.</i> (2015)	925 - 1010	-	720 + 620	8 + 8
Souza <i>et al.</i> (2017)	1038	1 – 2,5	750	0,33 - 1

Fonte: Autoral (2023).

You *et al.* (2018) estudaram o impacto de diferentes temperaturas de solubilização em Inconel 718 produzido por fusão por feixe de elétrons. Foi constatado que o tratamento por solubilização à 980 °C viabilizou o volume máximo de precipitação da fase γ'' durante o envelhecimento, enquanto temperaturas superiores favoreceram a precipitação da fase γ' uniformemente distribuída. Ainda, foi verificado que o aumento da temperatura de solubilização propicia o aumento do potencial de pites (melhora), o que está relacionado à diminuição do volume e tamanho dos precipitados da fase δ , o que reduz os possíveis sítios para nucleação de pites.

Luo *et al.* (2019) observaram o efeito de diferentes temperaturas de solubilização em ligas de Inconel 718 fabricadas por fusão seletiva a laser, e verificaram que o aumento da temperatura resultou em um maior potencial de corrosão e densidades de corrente de corrosão. Além disso, quando comparados a amostra “como fornecida”, as amostras submetidas aos tratamentos de solubilização e envelhecimento apresentaram melhores propriedades.

De maneira geral, o duplo envelhecimento nas temperaturas de 720°C (8h) seguido de 620°C (8h), é tido como condição otimizada de tratamento térmico pela obtenção de maior quantidade das fases endurecedoras γ'' e γ' , e menor quantidade da fase δ (CANDIOTO *et al.*, 2015; WANG E LI, 2004; LUO *et al.* 2019).

2.3 Corrosão

A corrosão ocorre quando um material sofre deterioração e modificação de suas propriedades devido a ação química (corrosão seca) ou eletroquímica (corrosão aquosa) (ASTM, 2004).

Nos materiais metálicos, a corrosão eletroquímica é predominante em meios úmidos, envolvendo uma reação entre a interface do material com uma solução eletrolítica, que pode estar aliada ou não a esforços mecânicos (GENTIL, 2007).

Neste mecanismo, ocorre a formação de uma célula eletroquímica, onde ocorrem reações químicas irreversíveis em regiões específicas (reações anódicas) e cátodo (reações catódicas), podendo ocorrer em materiais diferentes ou em diferentes áreas de um mesmo material (FONTANA 1987; GEMELLI, 2001).

No ânodo, ocorrem as reações de oxidação (Eq. 1), que estão relacionadas com a dissolução do material ou à formação de óxidos ou hidróxidos. Nesse processo, elétrons deixam o ânodo e fluem para o catodo, onde são consumidos pela reação de redução. Ao mesmo tempo, íons liberados na interface do anodo migram em direção ao cátodo (Eq. 2) (FONTANA, 1987; RAMANATHAN, 1997; TECCHIO, 2022).



A perda de massa do material em função do tempo por unidade de área, resulta no valor da densidade de corrente (i_0), utilizado para determinar a velocidade com que o processo de corrosão acontece (TICIANELLI *et al*, 2005).

Um potencial de equilíbrio característico (E_e) é obtido quando os valores de corrente catódica e anódica forem iguais. Quando ocorre um deslocamento dos potenciais de equilíbrio é gerada uma diferença de potencial, caracterizando o fenômeno da polarização (WOLYNEC, 2013).

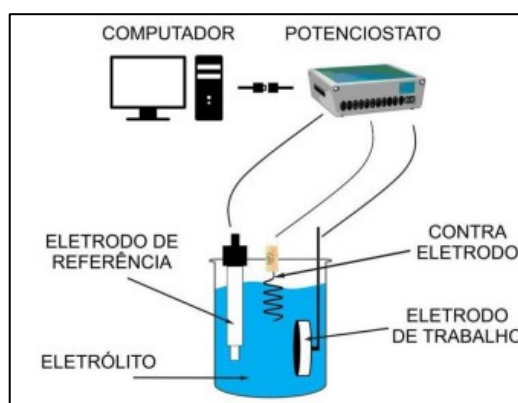
Imposição de corrente externa, formação ou rompimento de películas protetoras, reações secundárias, e deposição de espécies sobre a superfície, são alguns dos motivos que levam a ocorrência da polarização (JONES, 2005; GENTIL, 2007).

A representação visual da influência da polarização sobre a densidade de corrente, satisfazendo a todas as reações que ocorrem no eletrodo, é chamada de

curva de polarização. A obtenção das curvas de polarização pode ser realizada com o emprego de um potenciostato, que, ligado a um computador e amparado por *softwares*, é capaz de medir e armazenar parâmetros relacionados às medições realizadas nos eletrodos, como a corrente e o potencial.

A Figura 5 apresenta um desenho esquemático da configuração experimental usualmente utilizada para condução de ensaios eletroquímicos.

Figura 5 – Célula eletroquímica para realização de ensaios eletroquímicos



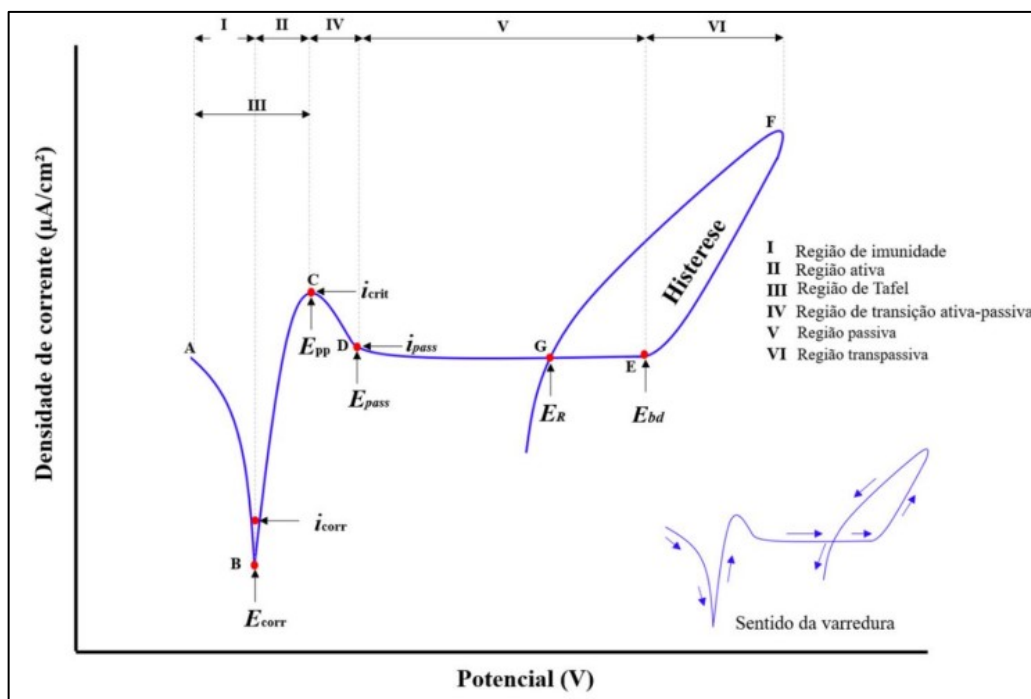
Fonte: Resende et al. (2017).

Além do potenciostato, os demais componentes do sistema de medição são os eletrodos, cada um com uma função específica (CARVALHO, 2019):

- Eletrodo de trabalho: material em estudo onde ocorrerão as reações de interesse;
- Eletrodo de referência: eletrodo de potencial estável em temperatura constante e conhecido, utilizado como referência para a medição da diferença de potencial, sendo geralmente de calomelano saturado ou prata-cloreto de prata;
- Contra eletrodo: Viabiliza a passagem de corrente para o eletrodo de trabalho, nele ocorrerá a reação contrária à reação de interesse, e geralmente são utilizados materiais inertes no eletrólito, como platina ou grafite.

Por meio de gráficos de potencial de eletrodo (E) *versus* log da densidade de corrente (i), obtém-se alguns dos parâmetros e regiões de interesse para caracterização da resistência a corrosão do material conforme descritos na Figura 6.

Figura 6 – Curva de polarização cíclica para um material passivo



Fonte: Calabokis (2020).

A região de imunidade (I) refere-se à região catódica, onde não há corrosão do material, enquanto (II) é a região ativa/anódica, a partir da qual o processo de corrosão é iniciado (RANALLI *et al*, 2009).

A junção das regiões I e II caracteriza a região de Tafel (III) onde pode se determinar os valores de potencial de corrosão (E_{corr}) e da corrente de corrosão (i_{corr}) pelo método da extrapolação da reta de Tafel I para o potencial de corrosão. Obtêm-se também as constantes de Tafel b_a e b_c , referentes aos declives de Tafel das retas de polarização das reações anódica e catódica (WOLYNEC, 2013).

Na região de transição ativa-passiva (IV) estão o potencial de passivação primário (E_{pp}), também conhecido como potencial de Flade, e a corrente crítica de corrosão (i_{crit}), que estão relacionados com o início do processo de passivação, e quanto maiores forem seus valores, menor será a resistência à corrosão do material (WOLYNEC, 2013).

A região passiva (V) é decorrente de processos como a formação de uma camada de óxidos isolante com baixa condutividade elétrica ou a adsorção de elementos na superfície do material, protegendo-o da corrosão (ASM INTERNATIONAL, 2003). Os parâmetros desta região são o potencial de passivação (E_{pass}), o potencial ruptura da camada passiva (E_{bd}), e a corrente passiva (i_p), que é a corrente mínima alcançada pelo processo de passivação, e quanto menor seu valor,

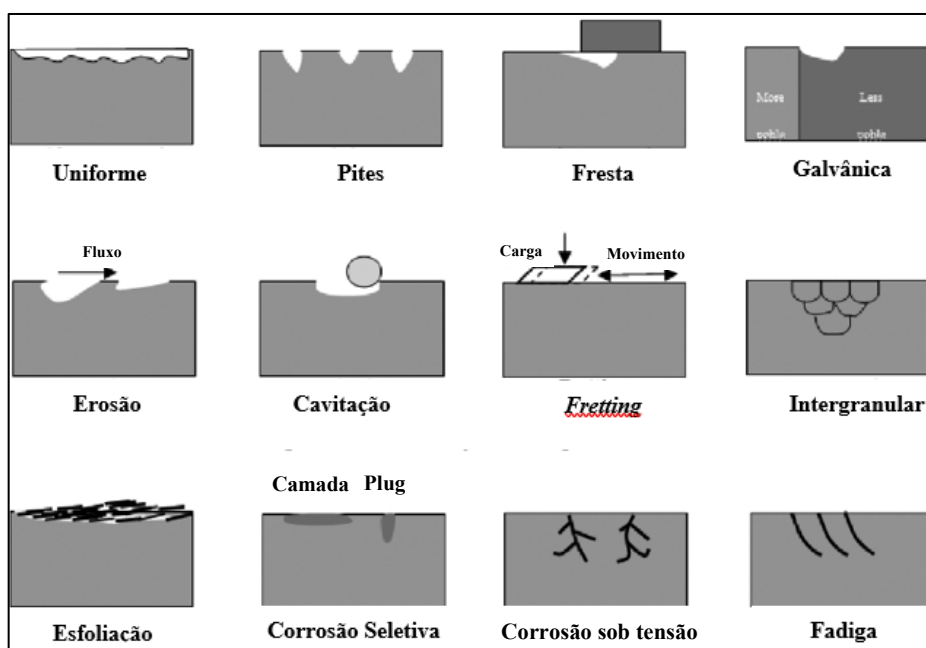
maior a resistência do material a corrosão nessa região. A menor corrente pode ser associada a uma maior resistência do filme, ou seja, a uma maior capacidade de passivação.

A região transpassiva (VI) é caracterizada pela ruptura da camada passiva do material, sendo relacionado com possíveis reações secundárias, ou então pela corrosão localizada. Em casos onde a resistência do filme passivo é muito elevada a região (VI) pode estar associada a hidrólise da água e nesse caso a camada passiva permanece intacta.

2.3.1 Tipos de corrosão

A morfologia, os mecanismos, fatores mecânicos associados ao processo, meio corrosivo e a localização do ataque, são fatores comumente utilizados para classificar o processo de corrosão, buscando compreensão sobre como ocorre e como preveni-lo (GENTIL, 2007). Alguns desses processos podem ser observados na Figura 7.

Figura 7 – Principais mecanismos de corrosão



Fonte: Adaptado de Abdulmajeed (2015).

Em relação a liga Inconel 718 estudos como o de Ren *et al.* (2007), Luo *et al.* (2019), Tang *et al.* (2022), apresentam, além da corrosão uniforme, a corrosão localizada por pites como mecanismo mais comumente observado em temperatura ambiente e em altas temperaturas (500 a 600 °C).

Na corrosão homogênea o eletrólito em contato com a superfície promove corrosão de maneira uniforme em todo material, resultando em perda de espessura e deposição de produtos de corrosão (Jones, 2005). Já na corrosão localizada, um ataque agressivo ocorre em regiões específicas do material, dificultando a identificação destes pontos, o que é altamente prejudicial pela menor previsibilidade (SHREIR *et al.*, 1994 apud CALABOKIS, 2020).

A corrosão por pites é um mecanismo de corrosão localizada que ocorre em materiais que podem ser passivados quando são atingidos potenciais de eletrodo iguais ou superiores a um potencial conhecido como potencial de pite (E_p), inerente a cada material (WOLYNEC, 2013). Produz cavidades puntiformes ou angulosas, podendo causar falhas no material e propagação de trincas e outras formas de corrosão no material (GENTIL, 2007).

O processo se inicia com a nucleação dos pites pela quebra da camada passiva devido à adsorção de íons agressivos (concentração crítica), comumente o cloreto, aleatoriamente na superfície do material. Ocorrerá então a dissolução do metal e a redução do oxigênio dentro do pite, levando ao esgotamento de oxigênio e ao crescimento contínuo do pite em um processo autocatalítico.

2.3.2 Métodos de análise

A necessidade de estabelecer medidas de controle e prevenção contra a corrosão evidencia a relevância da análise das curvas de polarização como meio de investigação da resposta dos materiais a diversas condições de corrosão (SOUZA, 2019).

Dentre os métodos utilizados para análise, há o potenciodinâmico, que avalia o comportamento da corrente em razão de uma faixa de potenciais, e o potencioestático, onde o potencial é fixo e registra-se a variação da corrente.

Uma das variações da técnica potenciodinâmica mais utilizadas é para monitoramento em tempo real da corrosão é o método da resistência à polarização linear (RPL), padronizado pela norma ASTM G59-97 (2020), onde é medida a resposta em corrente do material submetido a pequenas variações de potencial, definidas em relação ao seu potencial de corrosão.

Para obtenção da resistência a polarização (R_p), relaciona-se o declive da curva de potencial *versus* a densidade de corrente em $i=0$, como observado na Eq. 3 (ASTM, 2020).

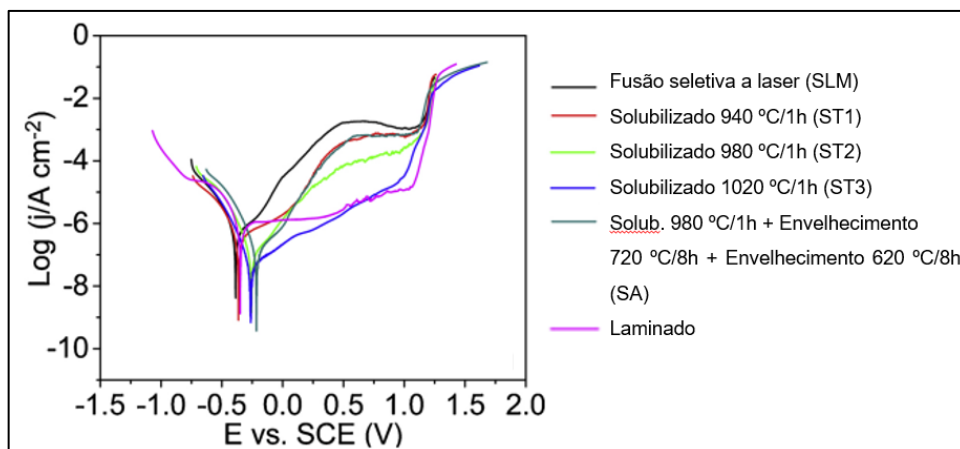
$$R_p = \left(\frac{d\Delta E}{d\Delta i} \right)_{\Delta i=0} \quad \text{Eq. 3}$$

2.3.3 Resistência a corrosão do Inconel 718

Apesar da considerável resistência à corrosão da liga Inconel 718, a alta porcentagem de cloretos na composição do meio de operação do material na indústria de petróleo e gás *offshore* é um fator preocupante, pois a perda de passividade pode levar ao aparecimento de possíveis sítios de corrosão localizada e desgaste por corrosão (KHAR'KOV *et al.*, 2019; ASPHAHANI; SRIDHAR, 1982; CASSAGNE *et al.*, 2008).

Luo *et al.* (2019) investigaram a influência na resistência à corrosão de Inconel 718 fabricado por fusão seletiva a laser sob diferentes tratamentos térmicos em comparação com o material laminado. Os autores observaram que as amostras solubilizadas à 1020 °C por 1 h (ST3) e laminada apresentaram menores valores de densidade de corrente de passivação comparada às demais. No entanto, de acordo com os autores, as amostras solubilizadas à 980 °C por 1 h e envelhecidas à 620 °C por 8 h (SA) e que passaram por fusão seletiva à laser (SLM) apresentaram maiores valores de potencial de pites, mostrando maior estabilidade do filme passivo formado (Figura 8).

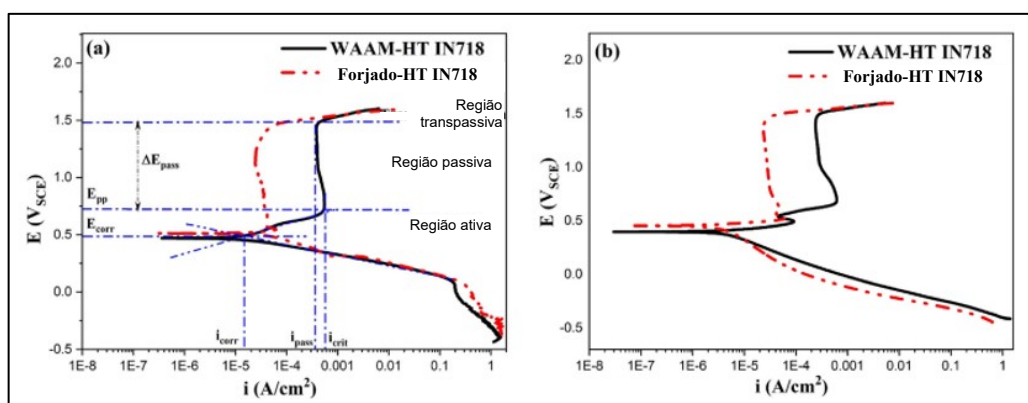
Figura 8 – Curvas de polarização potenciodinâmica do Inconel 718 fabricado por diferentes processos em solução de NaCl 3,56%



Fonte: Adaptado de Luo et al. (2019).

Zhang e Ojo (2020) investigaram a resistência à corrosão do Inconel 718 em meios ácidos, comparando as variantes fabricadas por manufatura aditiva via deposição a arco (WAAM-HT) e forjado (*Wrought*-HT) após tratamentos térmicos. Os resultados do estudo mostraram diferenças significativas na resistência à corrosão entre as amostras fabricadas por WAAM-HT e as forjadas. As amostras fabricadas por manufatura aditiva apresentaram maiores valores de i_{pass} e i_{crit} (Figura 9), indicando a dificuldade na passivação devido à predominância de NiO na camada passiva, que é mais porosa e menos protetiva que as camadas de Cr_2O_3 . Além disso, em ambos os meios, os valores de E_{corr} e i_{corr} da amostra WAAM-HT foram inferiores aos das amostras *Wrought*-HT, como demonstrado no Quadro 2.

Figura 9 – Curvas de polarização potenciodinâmica de Inconel 718 fabricado por manufatura aditiva por deposição a arco e forjado, após tratamento térmico em meios de a) ácido nítrico 1M e b) ácido sulfúrico 1M



Fonte: Adaptado de Zhang e Ojo (2020).

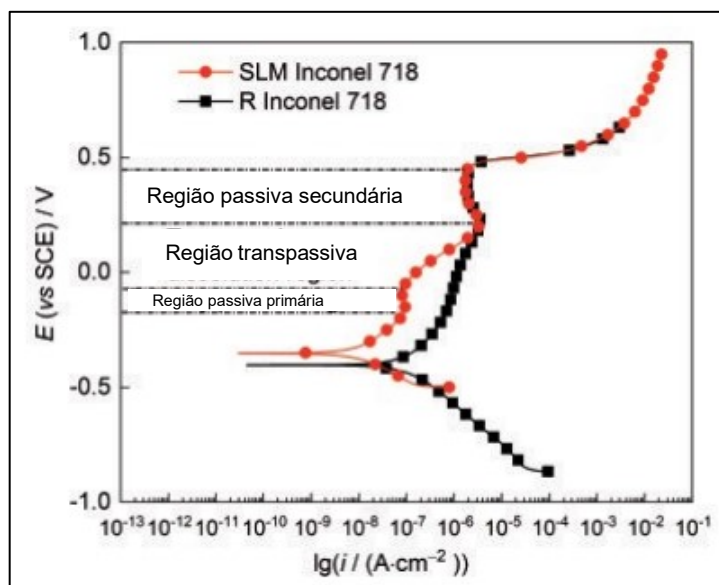
Quadro 2 – Parâmetros de corrosão das amostras de de Inconel 718 fabricado por manufatura aditiva por deposição a arco e forjado após tratamento térmico em diferentes meios

Espécime	Ácido nítrico (H ₂ NO ₃)		Ácido sulfúrico (H ₂ SO ₄)	
	E _{corr} (mV)	i _{corr} (mA/cm ²)	E _{corr} (mV)	i _{corr} (mA/cm ²)
WAAM-HT	471,5	16,0	371,67	3,89
Wrought-HT	510,0	11,6	400,67	2,80

Fonte: Adaptado de Zhang e Ojo (2020).

Resultados similares foram observados no estudo de Tang *et al.* (2022) que investigaram a resistência à corrosão em meio de NaOH 0,1 M de Inconel 718 fabricado por fusão seletiva a laser (SLM) e por laminação. A melhor resistência à corrosão da liga fabricada por SLM foi atribuída a um filme mais espesso de Cr₂O₃. Ainda, concluíram que as camadas passivas formadas possuíam uma região densa e outra porosa, onde os teores de NiO variaram, sendo menores para o material SLM (Figura 10).

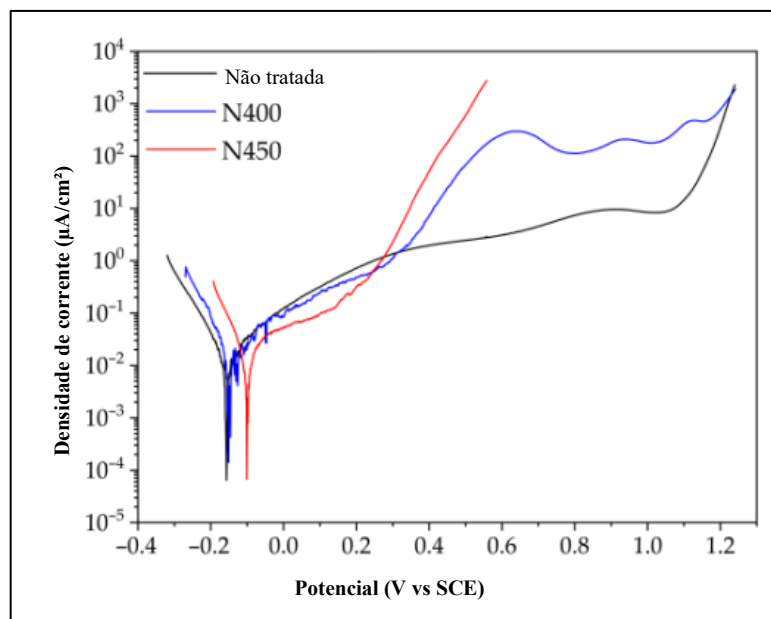
Figura 10 – Curvas de polarização potenciodinâmica do Inconel 718 fabricado por fusão seletiva a laser e laminação em solução de NaOH 0,1 M



Fonte: Adaptado de Tang et al. (2022).

Nuñez de la Rosa *et al.* (2023) apresentaram resultados relativos à nitretação do Inconel 718 sob diferentes temperaturas para incremento na dureza do material, sem prejudicar sua resistência a corrosão. Observou-se que o aumento da temperatura de nitretação promoveu uma aceleração no processo de corrosão localizada em relação a amostra não tratada, como pode ser observado na Figura 11.

Figura 11 – Curvas de polarização das amostras não tratadas e amostras nitretadas (3,56% NaCl, 20 ± 2 °C, 1 mV/s)

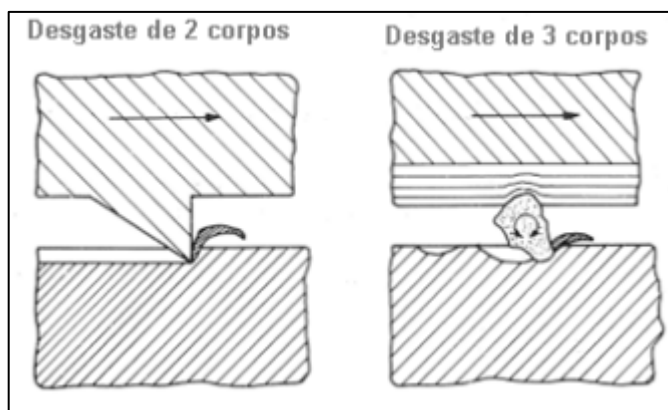


Fonte: Adaptado de Nuñez de la Rosa et al. (2023).

2.4 Desgaste

A norma ASTM G40 (2022) define desgaste como a alteração em uma ou mais superfícies por perda ou deslocamento progressivo de material, ocasionada pelo movimento relativo dos materiais em contato. Fatores como o tipo do movimento, o carregamento, e o meio onde o contato ocorre, podem modificar o comportamento dos materiais em desgaste (HUTCHINGS, 1992).

Segundo Pintaude (2022), existem seis categorias de tipos de desgaste, classificados em função do tipo de movimento relativo entre as superfícies (deslizamento, rolamento, oscilação, impacto) e pelas partículas que compõe o sistema (abrasão e erosão). O nível secundário de classificação, modos de desgaste, se dá em função dos elementos interfaciais, sendo desgaste 2 corpos e desgaste de 3 corpos (Figura 12).

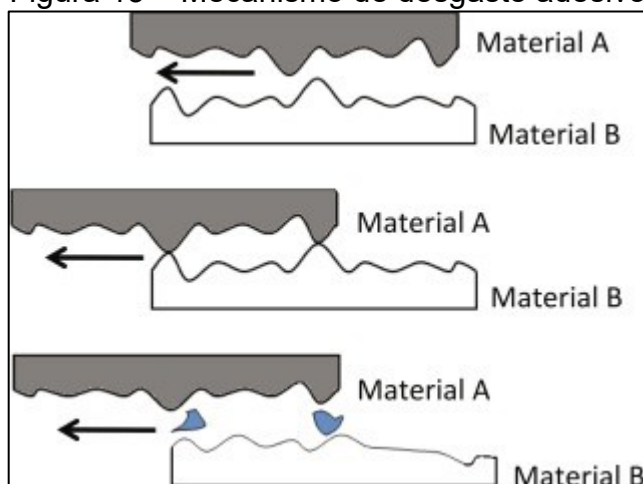
Figura 12 – Desgaste de 2 e 3 corpos

Fonte: Zum Gahr (1987) apud Tecchio (2022).

Por fim, a norma DIN 50320 (1979) cita quatro mecanismos de desgaste principais: adesão, abrasão, fadiga superficial, e por reação triboquímica.

O desgaste por fadiga superficial ocorre quando um material falha devido à aplicação repetida de forças cíclicas ou deformações em sua superfície. Esses carregamentos cíclicos que podem ser induzidos por rolamento, deslizamento ou impacto de sólidos e/ou líquidos na superfície, podem provocar a formação de trincas e subsequente delaminação do material (ZUM-GAHR, 1987).

O desgaste por adesão ocorre principalmente entre superfícies com afinidade química colocadas em movimento relativo (Figura 13). O movimento tende a gerar deformação plástica com ou sem o arrancamento e transferência de material entre elas, a depender do limite de resistência e força adesiva envolvidas (STACHOWIAK, 1993).

Figura 13 – Mecanismo de desgaste adesivo

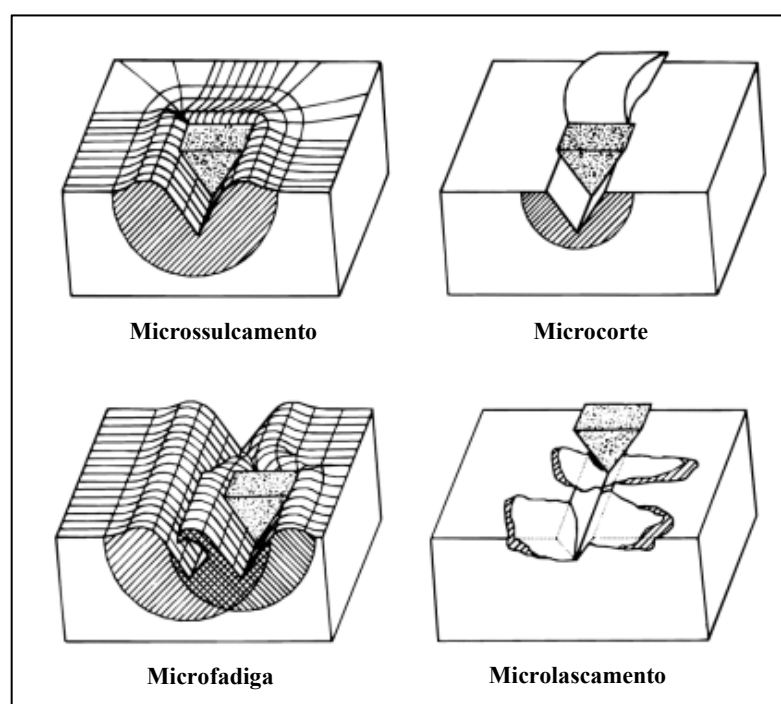
Fonte: Tanzi (2019).

O desgaste abrasivo ocorre quando protuberâncias (abrasão entre dois corpos) ou partículas duras (particulados encrustadas, caracterizando abrasão de dois

corpos, ou livres entre os materiais, caracterizando abrasão de três corpos) promovem a remoção de material da superfície em movimento relativo, devido à diferença entre as durezas dos materiais (HARSHA, 2003).

Um modelo comumente utilizado é o da descrição de desgaste abrasivo pela distinção de quatro tipos de danos causados pelas partículas abrasivas no material: microsulcamento, microcorte, microfadiga e microlascamento, conforme ilustrado na Figura 14.

Figura 14 – Mecanismos de desgaste abrasivo



Fonte: Adaptado de Zum Gahr (1998).

A diferença entre microsulcamento e microcorte decorre da remoção ou não de material, sendo que no microsulcamento as partículas abrasivas induzem a formação de sulcos na superfície do material devido à deformação plástica, sem haver remoção efetiva de material. Enquanto que no microcorte uma partícula de maior dureza, ao deslocar-se sobre a superfície, remove material pela imposição de tensões de cisalhamento suficientes para levar a ruptura do material dúctil (ZUM GAHR, 1998).

Na microfadiga, tensões cíclicas localizadas provocadas pela partícula abrasiva produzem ciclos sucessivos de deformação plástica com consequente aparecimento de trincas. No microlascamento, carregamentos elevados são impostos pela partícula abrasiva na superfície de materiais frágeis, levando à fragmentação da superfície e formação e propagação de trincas (ZUM GAHR, 1998).

Por fim, o desgaste por reação triboquímica ocorre quando uma reação de corrosão, química ou eletroquímica, promove a formação de uma camada pela reação com o meio, e remoção da mesma por atrito (ZUM-GAHR, 1987; LANDOLT; MISCHLER, 2011). Este mecanismo será melhor abordado na seção seguinte.

2.4.1 Tribofilmes

Os tribofilmes consistem nas camadas superficiais advindas do desgaste, podendo também ser chamados de camada de óxidos, filme de detritos camada de mistura mecânica, camada de transferência, intercama, filme de detritos, entre outros (ADACHI; CATO, 2000; KRELL *et al.*, 2019; FENG; SHAO, 2021).

Essas camadas são fruto da compactação ou tribosinterização de partículas desgastadas durante o deslizamento e influenciam significativamente as propriedades tribológicas dos materiais (MA *et al.* 2013; RYNIO *et al.*, 2014).

Apesar de melhorar a resistência ao desgaste (INMAN *et al.*, 2003; STOTT *et al.*, 1973 apud RYNIO *et al.*, 2014), também há associações dos tribofilmes com diminuição da dureza, variações na superfície e adesão por oxidação e difusão, além de mudança de fases e composição, a depender da temperatura de trabalho (REDDY *et al.* 2010; HE *et al.*, 2018; THIRUGNANASAMBANTHAM *et al.*, 2018 apud BAI *et al.*, 2021).

Bai *et al.* (2014) estudaram características tribológicas da liga Inconel 718 sob temperaturas elevadas, onde foi constatado que o aparecimento de um filme de óxidos de cromo levou à redução do coeficiente de atrito e desgaste no material.

Rynio *et al.* (2014) reportaram que uma camada de óxidos sobre a superfície da liga de níquel Nimonic 80-A diminuiu as taxas de desgaste devido a supressão do contato direto entre os metais do pino e do disco. Além disso, a dureza do tribofilme aumentou em três vezes em relação ao substrato.

Wang *et al.* (2022) evidenciam a viabilidade da combinação de técnicas de polarização em estudos de tribocorrosão. Os autores observaram a eletroquímica sob diferentes potenciais de polarização para as ligas de Incoloy 800, Incoloy 825 e Inconel 625, com e sem influência do deslizamento mecânico. Incrementos do potencial, resultaram em menores coeficientes de atrito, atrelados a maior quantidade de óxidos de cromo no tribofilme. Pela comparação entre as ligas 625, 825 e 800, com teores de ferro de 4%, 31% e 46%, respectivamente, observou-se que a liga 625 obteve

menor coeficiente de atrito (COF). Constatou-se então que uma maior concentração de ferro na composição é proporcional a maiores quantidades do elemento ferro no tribofilme, elevando o COF. Em relação à taxa de desgaste, os autores relatam $4,80 \cdot 10^{-5}$, $3,49 \cdot 10^{-5}$ e $2,74 \cdot 10^{-5}$ mm³/N·m para as ligas Incoloy 800, Incoloy 825, e Inconel 625, respectivamente, evidenciando a influência da composição dos materiais em seus comportamentos de tribocorrosão, já que a liga com maiores porcentagens de níquel apresentou menores taxas de desgaste.

2.5 Tribocorrosão

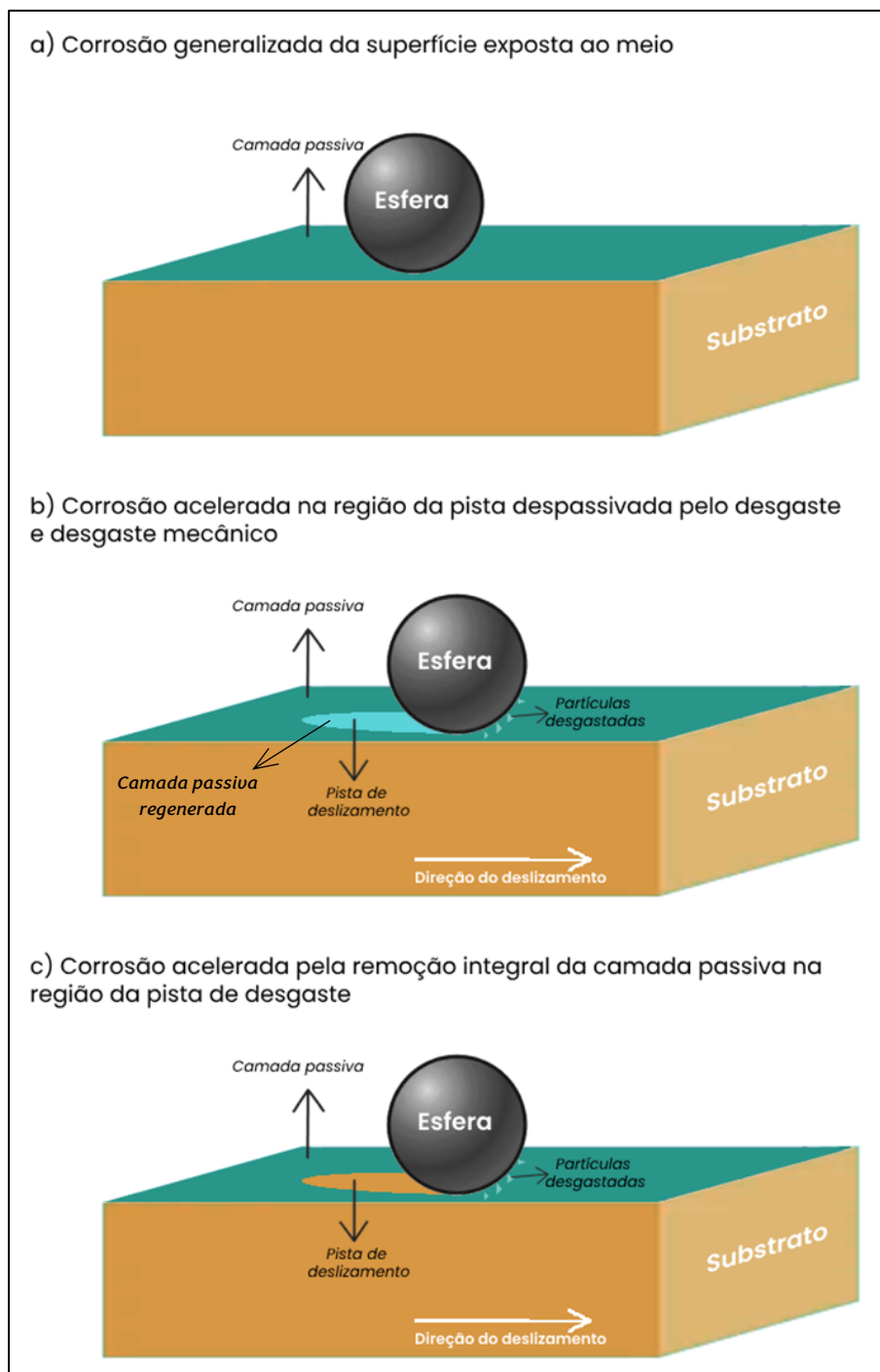
A tribocorrosão estuda processos de degradação combinada onde há uma transformação irreversível do material devido a interações físico-químicas e mecânicas nas superfícies de corpos em contato tribológico (LANDOLT *et al.*, 2001; GALO, 2008).

Em sistemas tribocorrosivos, a degradação química e mecânica tem efeitos individuais, no entanto, a sinergia de ambos pode acarretar maiores taxas de desgaste (ABREU, 2019). Cabe ressaltar que em alguns casos a sinergia pode reduzir as taxas de desgaste. O atrito e o desgaste entre os corpos podem levar a uma mudança na resistência à corrosão desses materiais, enquanto, reciprocamente, a corrosão modifica as condições de atrito por intermédio de camadas tribo-reativas (PONTIAUX *et al.*, 2004).

Quanto às condições que resultam no processo de tribocorrosão, sob o aspecto mecânico, o desgaste pode ocorrer em função do fluxo de líquidos, da colisão com partículas ou do contato de corpos sólidos. Em relação à corrosão, as condições são: presença de gases oxidantes quentes ou soluções aquosas corrosivas (LANDOLT *et al.*, 2004 apud TECCHIO, 2022).

A degradação do material ocorre inicialmente de forma homogênea pela corrosão de toda a superfície exposta ao meio (Figura 15.a), então com o início do deslizamento há remoção do filme de óxidos, o que expõe o substrato com consequente aceleração da corrosão. Como resultado acelera-se o desgaste na pista de deslizamento despassivada, além do efeito deste na área de contato (Figura 15.b) (DALMAU *et al.* 2018 apud TECCHIO, 2022).

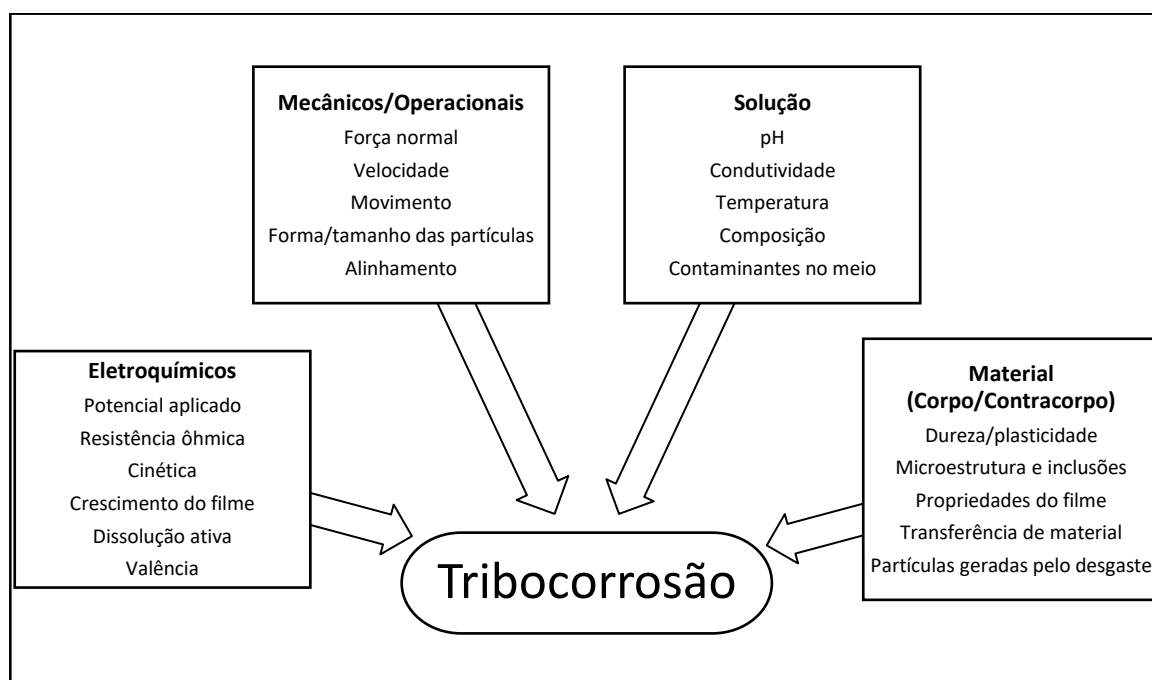
Figura 15 – Desenho esquemático de mecanismos de degradação de metais passivos sujeitos à tribocorrosão



Fonte: Autoral (2024).

Para realizar uma avaliação bem sucedida da resistência à tribocorrosão de um material passivável, deve-se considerar integralmente o conjunto de parâmetros interdependentes que caracterizam o sistema tribocorrosivo, como os relacionados na Figura 16.

Figura 16 – Parâmetros que influenciam sistemas tribocorrosivos



Fonte: Adaptado de Mischler et al. (1993).

A descrição de cada categoria se dá da seguinte maneira (MISCHLER *et al.*, 1993; LANDOLT *et al.* 2001 apud POSSOLI, 2020):

- Eletroquímicos: fatores relacionados ao caráter eletroquímico da corrosão e da resposta do material à degradação promovida pelo meio;
- Mecânicos/Operacionais: engloba fatores relacionados ao estado de tensões dentro do material, assim como a cinemática e dinâmica das solicitações mecânicas entre as superfícies;
- Solução: contempla fatores relacionados ao meio ao qual o sistema está submetido;
- Material: fatores relacionados às propriedades mecânicas e químicas inerentes aos materiais em contato.

Para viabilizar a investigação dos fenômenos tribocorrosivos, são conduzidos experimentos triboeletroquímicos, definidos como ensaios tribológicos realizados em um meio condutor iônico e com condições eletroquímicas controladas. Para isso, células eletroquímicas são acopladas a tribômetros, monitorando-se tanto parâmetros eletroquímicos como mecânicos (LANDOLT *et al.*, 2001).

2.5.1 Técnicas triboeletroquímicas e modelagem da tribocorrosão para materiais passivos

As técnicas eletroquímicas são adequadas para investigação de fenômenos de tribocorrosão por permitirem simular diferentes condições de corrosão durante o desgaste, obtendo modelos que descrevam as interações entre estes dois fenômenos (LÓPES-ORTEGA *et al.*, 2018).

Watson *et al.* (1995) propôs em seu trabalho a utilização de ensaios de potencial de circuito aberto (PCA), potenciodinâmicos e potenciostáticos para determinar a sinergia entre os mecanismos de desgaste e corrosão em ligas ferrosas.

Nos testes potenciostáticos potenciais fixos, anódicos ou catódicos, são impostos visando a identificação da presença ou não do filme passivo no desgaste. Já nos potenciodinâmicos uma faixa de potenciais é selecionada na qual será observado o comportamento ativo/passivo dos materiais, além de demonstrar o impacto do atrito nas diversas reações eletroquímicas que se desencadeiam.

Por fim, nos ensaios de potencial de circuito aberto (PCA) não há imposição de qualquer potencial externo, visando a obtenção de informações sobre a área ativa na superfície da amostra desgastada monitorado pelo acompanhamento de seu potencial elétrico (LÓPES-ORTEGA *et al.*, 2018).

Algumas das abordagens utilizadas para descrever os mecanismos de tribocorrosão em materiais passivos são: sinérgica, mecânica, entre três corpos e desgaste nanoquímico (LANDOLT; MISCHLER, 2011).

Uma das abordagens mais utilizadas é a do sinergismo, proposta por Madsen (1988) e Watson *et al.* (1995), e posteriormente regulamentada na norma ASTM G119 (2016). Nela as contribuições individuais dos processos de corrosão e desgaste deveriam ser medidas em testes isolados, ou seja, corrosão sem a atuação mecânica (C_0) e desgaste sob polarização catódica (W_0), respectivamente. Uma terceira variável para representar o efeito sinérgico dos dois fenômenos (S) foi definida relacionando a soma da mudança na taxa de corrosão devido ao desgaste (ΔC_w) e da taxa de desgaste devido à corrosão (ΔW_c). Dessa maneira, estas componentes poderiam ser relacionadas com a perda total de material, obtida pela realização de um ensaio de desgaste com corrosão em potencial de circuito aberto (Eq. 4)Eq. 4 (MADSEN, 1994; WATSON *et al.*, 1995 apud LANDOLT; MISCHLER, 2011).

$$T = C_0 + W_0 + S \quad \text{Eq. 4}$$

Para dimensionar o grau de sinergismo entre a corrosão e o desgaste, fatores adimensionais podem ser calculados a partir das variáveis acima descritas. (MADSEN, 1994; WATSON *et al.*, 1995 apud LANDOLT; MISCHLER, 2011).

$$\text{Fator de sinergismo total} = \frac{T}{(T - S)} \quad \text{Eq. 5}$$

$$\Delta C_w = C_w - C_0 \quad \text{Eq. 6}$$

$$\text{Fator aumentativo de corrosão} = \frac{(C_0 + \Delta C_w)}{C_0} \quad \text{Eq. 7}$$

$$\Delta W_c = T - C_0 - W_0 - \Delta C_w \quad \text{Eq. 8}$$

$$\text{Fator aumentativo de desgaste} = \frac{(W_0 + \Delta W_c)}{W_0} \quad \text{Eq. 9}$$

Para avaliar a contribuição das parcelas de corrosão e desgaste na componente sinérgica é utilizada a razão entre a componente aditiva, relacionada à variação na taxa de corrosão devido ao desgaste (ΔC_w), e entre o componente sinérgica, relacionada à variação do desgaste pela corrosão (ΔW_c), pela comparação com três intervalos distintos. Quando $\frac{\Delta C_w}{\Delta W_c} < 0,1$ há predominância dos efeitos sinérgicos, a parcela de ΔW_c é mais significativa que ΔC_w , de maneira que a corrosão exerce uma influência mais expressiva sobre o desgaste do que este sobre a corrosão. Quando $0,1 < \frac{\Delta C_w}{\Delta W_c} < 1$ nesta situação os efeitos aditivos e sinérgicos apresentam magnitude similar, resultando em contribuições significativas de ambos os eventos. Por fim, quando $\frac{\Delta C_w}{\Delta W_c} > 1$ há a predominância dos efeitos aditivos indicando que o

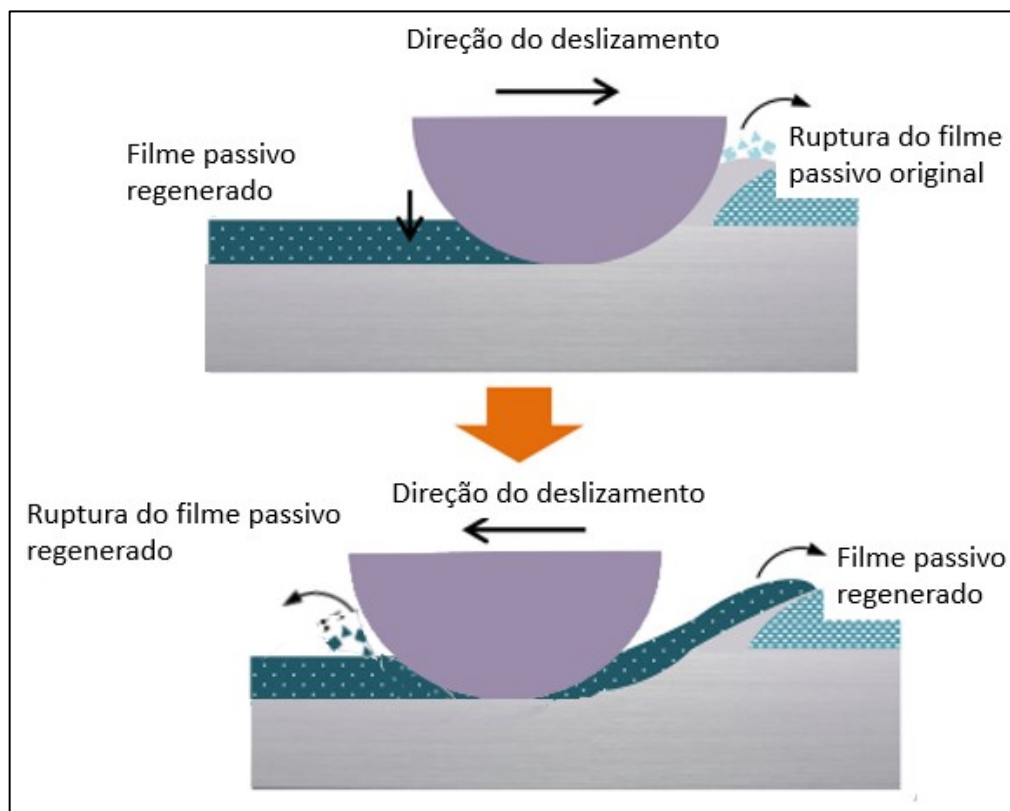
desgaste exerce maior influência sobre a corrosão, do que a corrosão sobre o desgaste (ASTM, 2016 apud RIBEIRO, 2023).

Essa abordagem apresenta dois pontos criticados por autores como Akonko *et al.* (2005) e Diomidis *et al.* (2010), pois ao realizar medições de desgaste sob polarização catódica, desconsidera-se o efeito que a deposição de filmes de óxidos advindos da corrosão pode ter sob seus parâmetros.

Nesse contexto, em 2016 foi proposta a norma UNE 112086 (2016), adequada para materiais que sofrem passivação, além de permitir a avaliação da perda de material em diferentes partes da pista de deslizamento (DIOMIDIS *et al.* 2009; DIOMIDIS *et al.* 2010; LANDOLT; MISCHLER, 2011).

Os ensaios propostos por essa norma são o deslizamento contínuo e deslizamento intermitente. No ensaio de deslizamento contínuo, o contra corpo desliza continuamente na pista de desgaste, de maneira que a região esteja sempre ativa. Já no ensaio de deslizamento intermitente, o contra corpo permanece parado durante períodos específicos entre os ciclos de deslizamento, permitindo a repassivação da região (Figura 17) (UNE 112086, 2016).

Figura 17 – Representação da regeneração do filme passivo em materiais passiváveis sujeitos à tribocorrosão

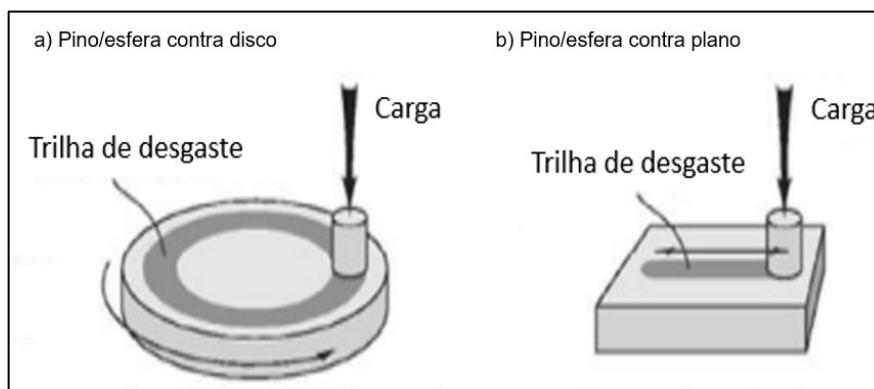


Fonte: Adaptado de Liu *et al.* (2022).

Para caracterização do comportamento eletroquímico do material, nos ensaios de deslizamento intermitente, devido à instabilidade do potencial de eletrodo apenas da técnica de potencial de circuito aberto (PCA) é utilizada. Já nos ensaios de deslizamento contínuo, são indicadas as técnicas PCA e espectroscopia de impedância química (EIS) (TECCHIO, 2022). No entanto, autores como Possoli (2020) e Souza (2020) substituíram a técnica de EIS pela técnica de resistência à polarização linear (RPL) de maneira a reduzir o tempo de ensaio, bem como acompanhar a evolução do processo com o tempo, visto que vários ensaios de RPL podem ser realizados durante o período de deslizamento.

Diversos tipos de contato são simulados em experimentos triboeletroquímicos, destacando-se os de movimentos unidirecionais, como no pino/esfera contra disco/plano, movimentos recíprocos, *fretting* e contatos giratórios (MISCHLER, 2007). As Figura 18.a e Figura 18.b apresentam duas configurações comumente utilizadas nos ensaios de tribocorrosão, em ambas o contra corpo é mantido fixo, sendo a diferença o movimento realizado em relação a ele, sendo giratório e recíproco, respectivamente (BHUSHAN, 2013). Nesse trabalho adotou-se a configuração pino/esfera contra plano com movimentos recíprocos.

Figura 18 – Configurações mais comumente utilizadas em simulações de contatos deslizantes



Fonte: Adaptado de Stachowiak et al., 2004.

2.5.2 Tribocorrosão de ligas de níquel

Possoli (2020) cita a extração de petróleo como um dos exemplos onde partículas advindas da degradação do material e/ou fluido de processo podem levar a ocorrência de tribocorrosão, sendo um fenômeno relevante nos estudos relacionados ao ambiente *offshore*.

No estudo de Wang *et al.* (2022), além do efeito da composição química do tribofilme citada previamente, foram constatadas diferenças em relação a superfície passiva inicial dado que o potencial de circuito aberto das três ligas foi recuperado após o deslizamento, mas não retornou ao nível inicial.

Chen *et al.* (2011) analisaram o comportamento das ligas Inconel 625 e 316 em água do mar sintética, constatando que a perda de material no meio ocorreu majoritariamente por mecanismos de abrasão, sendo 86% dessa perda atrelada à sinergia entre o desgaste e o processo de corrosão.

De modo similar, Stachowiak *et al.* (2023) estudaram a tribocorrosão da liga Inconel 718 quando fabricada por fundição e por fusão seletiva à laser. Foi concluído que em ambas as formas de fabricação o material apresentou 50% a mais de material desgastado sob o efeito sinérgico de corrosão e desgaste quando comparado ao desgaste unicamente mecânico.

Siddaiah *et al.* (2021) compararam parâmetros de tribocorrosão de ligas de Inconel 718 forjadas e que passaram por fusão seletiva a laser, sendo que o meio corrosivo aumentou em 29,24% o desgaste em condições de tribocorrosão (T) quando comparado a amostras ensaiadas sem a influência da corrosão (W_0).

Considerando a preocupação na seleção de materiais adequados para o setor de óleo e gás, no decorrer desta revisão foi possível observar que apesar da ampla investigação quanto as melhores condições de manufatura e tratamentos térmicos para atingir a microestrutura e propriedades requeridas para a utilização da liga Inconel 718, ainda há lacunas na literatura quanto a influência de diferentes temperaturas de tratamento térmico no efeito sinérgico de corrosão e desgaste no material.

Sendo o meio agressivo ao qual os equipamentos e componentes ficam expostos fatores significativos para a durabilidade e vida útil do material, é explicitada a importância da metodologia proposta para expansão das informações disponíveis sobre a liga IN718 quanto a tribocorrosão, assim como os possíveis efeitos dos tratamentos térmicos aplicados atualmente.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material em estudo

A superliga de níquel UNS N07718 utilizada no estudo foi recebida em barras laminadas de 14,6 cm de diâmetro, dos quais foram obtidos discos de 5 mm de espessura por eletroerosão a fio. Por fim, foi realizado o corte com jato d'água para obtenção de amostras nas dimensões aproximadas de com 20 x 20 x 4 mm.

Sua composição química foi determinada por Nuñez de la Rosa *et al.* (2023) pela técnica de fluorescência de raios X (FRX) no equipamento *Olympus Vanta series M.*, constando na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição percentual dos elementos majoritários da liga Inconel 718

Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Co
53,45	18,28	18,81	4,94	2,93	0,93	0,5	0,23

Fonte: Nuñez de la Rosa *et al.* (2023).

3.2 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento foram realizados em triplicatas, cujos tempos e temperaturas podem ser observados na Tabela 6.

Tabela 6 – Parâmetros de solubilização e envelhecimento preliminares

Tratamento	Temperatura de tratamento (° C)	Tempo de tratamento (h)
Solubilização	1040	1
		8
		16
		24
Envelhecimento em uma etapa	720	48
		8 + 8
		8 + 16
		8 + 24
Envelhecimento em duas etapas	720 + 620	8 + 48
		8 + 96

Fonte: Autoral (2024).

3.3 Caracterização

3.3.1 Preparação metalográfica

Após os tratamentos térmicos, as amostras foram lixadas com lixa de SiC até a granulometria de 1500 mesh, e polidas com diamante em suspensão monocristalino de 1 μm e finalizado em suspensão de alumina 0,05 μm .

Em seguida, foi realizada a limpeza das amostras em banho ultrassônico com água destilada e álcool diluído à 20% por 10 minutos, com posterior secagem por convecção forçada de ar quente. Finalmente as amostras passaram por ataque químico por imersão com Kalling nº 2 (200 ml de metanol, 200 ml de HCl, 10g CuCl_2).

3.3.2 Microscopia óptica (MO)

A microscopia ótica foi realizada em microscópio *Olympus BX51M*, em conjunto com o software de aquisição e tratamentos de imagens *Olympus Image Analysis*, para avaliação preliminar da morfologia da superfície das amostras, assim como das pistas de deslizamento sob tribocorrosão.

3.3.3 Difração de raios x (DRX)

A difração de raios X (DRX) foi utilizada para obtenção de informações qualitativas quanto às fases presentes na microestrutura dos corpos de prova após todos os tratamentos realizados. As análises foram realizadas com o difratômetro *Shimadzu XRD-7000*, localizado no Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR). A radiação incidente utilizada foi de $\text{CuK-}\alpha$ ($\lambda = 1,54060 \text{ \AA}$), corrente de 30 mA e tensão de 40 kV, ângulo de incidência rasante de 5° , com a faixa de ângulo de varredura 2θ entre 30 a 100° e velocidade de varredura de $2^\circ/\text{min}$.

3.3.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada no equipamento *Zeiss EVO MA15*, no Centro Multiusuários de Caracterização de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (CMCM) para uma melhor

observação e das fases presentes nas amostras e complementar a análise das pistas de deslizamento.

Ainda, a técnica complementar de espectroscopia por energia dispersiva de raios X (EDX) foi realizada utilizando o equipamento *Oxford EDS X-Max 80*, utilizada para uma análise química semiquantitativa da composição em regiões determinadas das amostras.

3.3.5 Interferometria

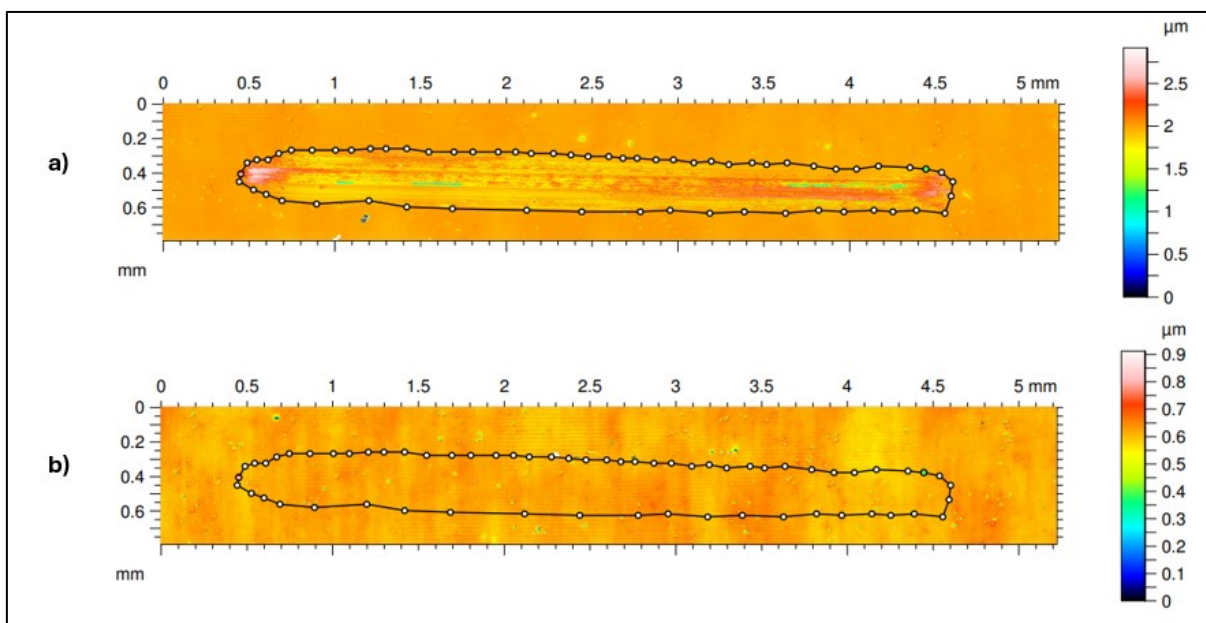
A topografia da superfície foi analisada por interferometria 3D sem contato no interferômetro *Talysurf CCI lite Non-contact 3D Profilometer*, fabricado pela *Taylor Hobson*, do CCM, e seu software de tratamento Mountainsmap®. Esta análise visa a obtenção da topografia das superfícies e quantificação do desgaste por corrosão e tribocorrosão nas amostras com e sem tratamento.

Foi utilizada uma lente de 20x para análise e reconstrução das pistas ao longo de seu comprimento, assim como da vizinhança próxima a elas, às quais tiveram suas superfícies tratadas pelas técnicas de nivelamento, preenchimento de pontos não mensurados e filtro de *threshold*

O método Plano dos Mínimos Quadrados (*Least Squares Plane*), foi utilizado para cálculo do volume perdido pela tribocorrosão (V_T), onde são comparados o volume perdido nas pistas de deslizamento e o volume necessário para preencher as irregularidades topográficas.

Para tanto, o operador utiliza n pontos para contornar a pista de deslizamento, delimitando o volume medido (V_m) (Figura 19.a) e esse procedimento é repetido em uma região sem desgaste paralela à pista para determinação de um volume de referência (V_R), utilizando a mesma área e contorno da pista correspondente (Figura 19.b). É efetuada então a diferença entre V_m e V_R , resultando no volume desgastado devido à tribocorrosão (V_T). Para cada pista, o procedimento foi repetido 3 vezes e obtida a média dos valores de volume perdido.

Figura 19 – Imagens retiradas do software *Mountainsmap*® no processamento do volume perdido por tribocorrosão de amostras de Inconel 718 solubilizadas (1040 °C, 1 h) e envelhecidas (720 °C, 8 h), sendo a) pista de deslizamento e b) superfície paralela à pista



Fonte: Autoral (2024).

3.3.6 Dureza

Ensaio de dureza foram realizados com o durômetro *EMCO-TEST* modelo M4C 025 G3M, modelo HMV-2, na configuração Vickers com especificações HV 20 – 147.43x – *standard*, com carga principal de 196,2 N por 10 s. As medições foram realizadas no topo de cada corpo de prova, sendo realizadas 5 indentações em diferentes regiões de cada amostra, com o objetivo de obter as curvas de dureza do material após solubilização e envelhecimento.

3.3.7 Dureza instrumentada e desgaste em microescala

O equipamento da marca *Zwick-Roell ZNH*®, pertencente ao Laboratório de Propriedades Nanomecânicas (LabNano) da Universidade Federal do Paraná (UFPR), foi utilizado para obtenção da dureza e módulo de elasticidade em cada amostra. O método utilizado foi o QSCM (*quase-continuous stiffness measurement*), utilizando um indentador piramidal de diamante com geometria Berkovich. Foi feita uma matriz de 6 x 6 totalizando 36 medições espaçadas em 50 µm e com a carga máxima de 400 mN.

Além disso, o mesmo equipamento foi utilizado para o ensaio de desgaste em microescala, durante o qual foi utilizado um sistema independente para aplicação de força normal constante de 20 mN e medição de deslocamento lateral. O contracorpo utilizado foi uma ponta de diamante de raio 10 μm . Perfis de profundidade também foram registrados antes do primeiro ciclo com uma carga de 2 mN e após o último ciclo para mapeamento da superfície.

3.4 Determinação dos parâmetros de sinergia

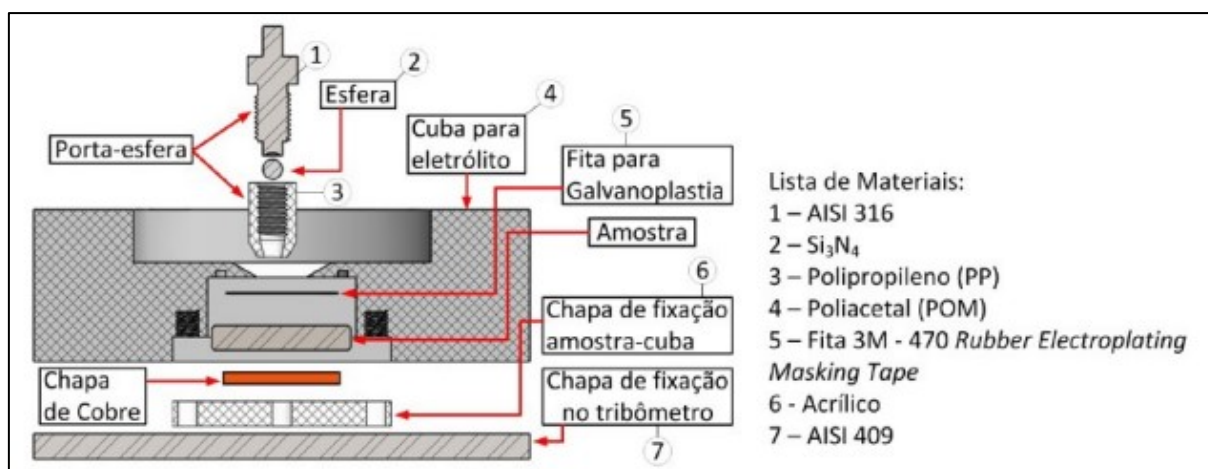
3.4.1 Ensaios de tribocorrosão

Os ensaios de tribocorrosão foram conduzidos na configuração contato esfera contra plano em movimento deslizante do tipo recíproco (*reciprocating*). Esferas de nítreto de silício (Si_3N_4) com 10 mm foram escolhidas como contra corpo, com carga de 2 N, e foram fixadas ao sistema por meio de um porta-esfera.

Foi utilizado um potenciostato da marca *PalmSens*, modelo *EmStat3*, assim como seu software de tratamento de dados *PSTrace 5*.

Uma célula eletroquímica de polipropileno projetada no LabCorr da UTFPR foi utilizada junto ao tribômetro CETR, modelo UMT *Multi-Specimen Test Sytem*, do fabricante *Bruker*, pertencente ao Laboratório de Superfícies e Contato (LASC) da UTFPR, conforme Figura 20.

Figura 20 – Desenho esquemático da célula de tribocorrosão desenvolvida pelo LabCorr (UTFPR)



Fonte: Possoli (2020).

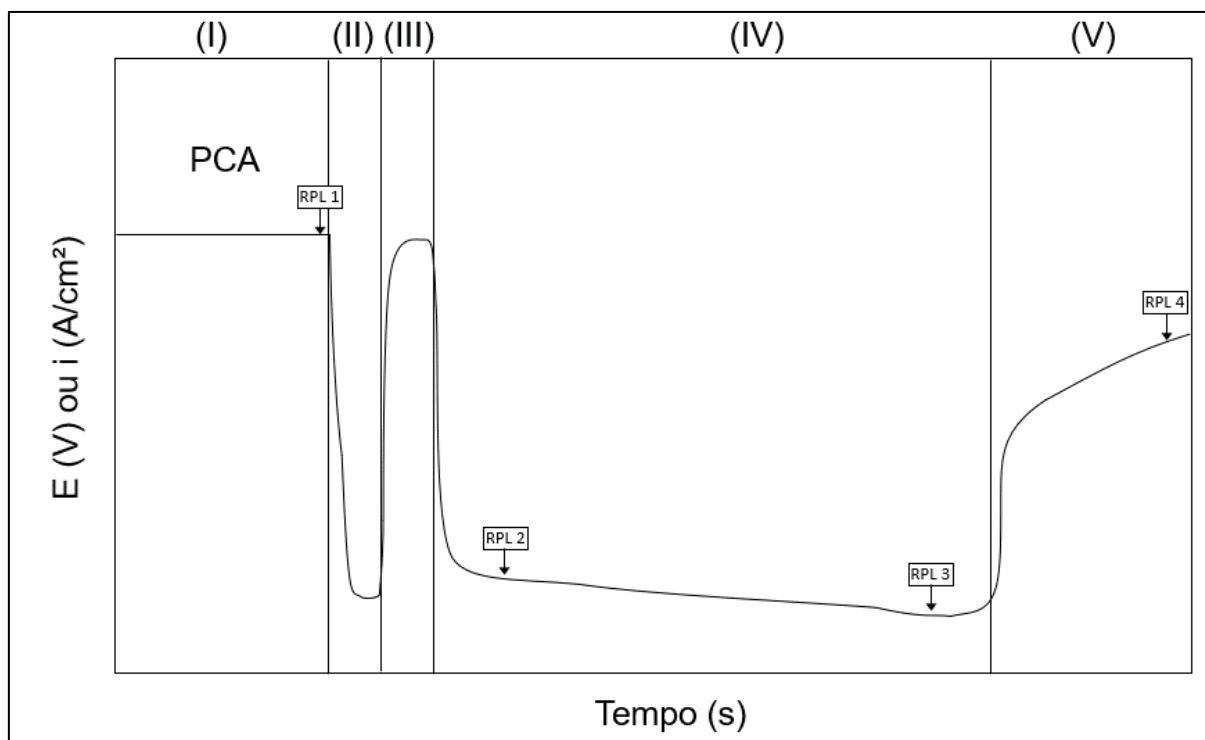
Para simular a condição de abertura e fechamento de uma válvula gaveta utilizada nos sistemas de injeção, nos ensaios de polarização catódica e tribocorrosão foi realizado o ensaio de deslizamento intermitente, onde o contra corpo realiza um meio ciclo e mantém-se imóvel por um determinado período, permitindo que a área desgastada permaneça parcialmente ativa e viabilizando a repassivação da pista, seja ela total ou parcial.

A Figura 21 consiste em uma representação do planejamento dos ensaios de tribocorrão, onde a curva preta corresponde ao potencial de circuito aberto (PCA) monitorado durante todo o ensaio, exceto durante a realização dos ensaios de resistência à polarização linear (RPL) durante os quais ocorre a interrupção do monitoramento do potencial para que se realize a varredura. Simultaneamente, enquanto o deslizamento ocorreu, foi monitorado o coeficiente de atrito (COF).

Considerando o monitoramento do potencial (PCA), etapas de deslizamento mecânico e medição da resistência à polarização, o ensaio pode ser dividido de acordo com as seguintes etapas: I) monitoramento inicial do potencial (1 hora); II) primeira série de deslizamentos (400 ciclos de deslizamento, 10 minutos); III) período de recuperação do potencial do material sem deslizamento (10 minutos); IV) segunda série de deslizamentos com (2000 ciclos, 120 minutos); e V) recuperação do potencial material sem deslizamento e fim do ensaio.

Na Figura 21 é apresentada uma curva representativa ilustrando as diferentes etapas dos ensaios. O tempo é disposto no eixo x, enquanto no eixo y estão representadas as variáveis monitoradas durante os ensaios de tribocorrosão e desgaste puro, sendo potencial ou densidade de corrente, respectivamente.

Figura 21 - Etapas do ensaio intermitente de tribocorrosão. I) monitoramento (corrente ou potencial) - 1 hora; II) 1ª série de deslizamentos - 400 ciclos; III) Período de recuperação - 10 minutos; IV) 2ª série de deslizamentos - 2000 ciclos; V) Fim do desgaste;



Fonte: Autoral (2024).

Foram selecionadas quatro regiões para realização dos ensaios RPL (Figura 21), sendo: RPL-1 - superfície antes do deslizamento, RPL-2 – superfície após curto período de deslizamento na 2ª série de deslizamentos (posterior à recuperação indicada na região III), RPL-3 - superfície após um longo período de deslizamento, e RPL-4 - superfície após o fim do deslizamento.

O meio utilizado foi uma solução de cloreto de sódio (NaCl) 3,56% (m/m), preparado com água destilada e sal de alta pureza (99,89%), sendo naturalmente aerada, armazenado sob temperatura ambiente e com descanso mínimo de 24 h após preparação.

Os eletrodos utilizados foram eletrodo de referência de prata cloreto de prata com KCl saturado, contra-eletrodo de grafite, e o eletrodo de trabalho nas distintas condições de tratamento. A área de exposição das amostras foi fixada em 1,12 cm², correspondendo à área delimitada pela fita de galvanoplastia. Todos os potenciais apresentados nos resultados são referentes ao potencial de Ag/AgCl saturado (+209 mV vs. NHE)

Após os ensaios, as amostras foram limpas em banho ultrassônico com água destilada e álcool por 15 minutos e em seguida secas por convecção forçada de ar aquecido, sendo armazenadas até o momento das análises das pistas de desgaste.

Para análise do volume desgastado da pista após os ensaios intermitentes, empregando o interferômetro foi feita a diferença entre o volume de uma região não desgastada paralela a pista de deslizamento, a fim de obter um parâmetro de referência, do qual foi subtraído o volume mensurado para a pista de deslizamento, obtendo-se então o volume desgastado sob tribocorrosão.

3.4.2 Ensaio de corrosão

Para determinação da componente de corrosão da equação de sinergia foram realizados ensaios potenciodinâmicos, utilizando o mesmo potenciostato, célula e meio descritos no item 3.4.1.

Após o monitoramento do potencial por uma hora, foi iniciada a varredura em -200 mV E_{PCA} (potencial de circuito aberto). A taxa de varredura utilizada foi de 1mV/s.

3.4.3 Ensaio sob polarização catódica

Para a determinação da componente de desgaste puro da equação de sinergia foram realizados ensaios considerando o potencial de polarização catódica usualmente utilizado nos equipamentos *offshore* (Amin *et al.* 2014; Li *et al.*, 2018; McMahon *et al.*, 2019), sendo de -0,8 V versus o E_{corr} (determinado antes do início do ensaio).

No início do ensaio foi realizada a medição do potencial de circuito aberto por 10 minutos, sendo então aplicado o potencial catódico escolhido até o fim do experimento.

3.4.4 Cálculo dos parâmetros de sinergia

A determinação dos parâmetros da equação de sinergia foi realizada segundo as seguintes equações contidas no Quadro 3:

Quadro 3 – Equações utilizadas no cálculo dos parâmetros de sinergia

Parâmetro	Equação	Nº Equação	Unidade	Observações
Volume perdido em tribocorrosão (T)	$T = \frac{V_{(PCA)}}{\text{Área} * t} * 31536000$	Eq. 10	mm/ano	O valor de $V_{(PCA)}$ é obtido dos resultados de interferometria óptica
Volume perdido sob polarização catódica (W_0)	$W_0 = \frac{V_{(-0,8V)}}{\text{Área} * t} * 31536000$	Eq. 11	mm/ano	O valor de $V_{(-0,8V)}$ é obtido dos resultados de interferometria óptica
Parâmetro de sinergia (S)	$S = T - (C_0 + W_0)$	Eq. 12	-	-
Delta C_w /Delta W_c	$\frac{\Delta C_w}{\Delta W_c}$	Eq. 13	-	-

Fonte: Autoral (2024).

A taxa de corrosão pura (C_0) e a taxa de corrosão sob desgaste (C_w) foram obtidas diretamente do *software PSTrace*, utilizando o método de extrapolação das curvas de Tafel e os valores da constante K_1 , densidade (ρ) e peso equivalente (EW) de $3,27 \cdot 10^{-3}$ mm*g/ μ A*cm*ano, 8,22 g/cm³ e 24,41 g/mol, respectivamente (ASTM, 1999; SPECIAL METALS, 2007).

$$C_0 = \frac{K_1 * i_{corr-0} * EW}{\rho} \quad \text{Eq. 14}$$

$$C_w = \frac{K_1 * i_{corr-w} * EW}{\rho} \quad \text{Eq. 15}$$

O método de Tafel permite a obtenção dos parâmetros de potencial de corrosão (E_{corr} , medido em V) e densidade de corrente (i_{corr}) e consiste na extrapolação das curvas de polarização até que seja encontrada a intersecção correspondente ao ponto onde as reações anódica e catódica ocorrerão simultaneamente, e da inclinação dessas curvas (β_a anódica e β_c catódica) obtém-se a constante de Tafel (b) conforme a Eq. 16.

$$b = \frac{\beta_a * \beta_c}{2,303 * (\beta_a + \beta_c)} \quad \text{Eq. 16}$$

3.5 Teste estatístico

Para análise estatística dos resultados obtidos foi aplicado o *teste-t student* utilizando o *software Microsoft Excel* com $\alpha = 0,05$ entre as amostras da mesma condição a fim de verificar a significância da diferença entre as médias de seus resultados.

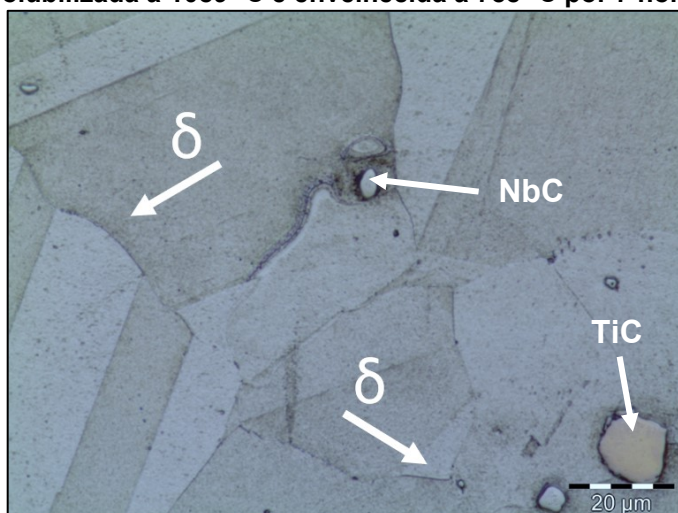
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Tratamentos térmicos

4.1.1 Determinação das condições de ensaio

A análise microestrutural da amostra em estado de fornecimento (Figura 22) apresentou presença da fase δ , sugerindo que na temperatura de envelhecimento 788 °C pode não ser adequada como primeira etapa do tratamento de duplo envelhecimento.

Figura 22 - Micrografia obtida por MO na magnificação 1000 vezes da liga de Inconel 718 solubilizada à 1089 °C e envelhecida à 788 °C por 7 horas



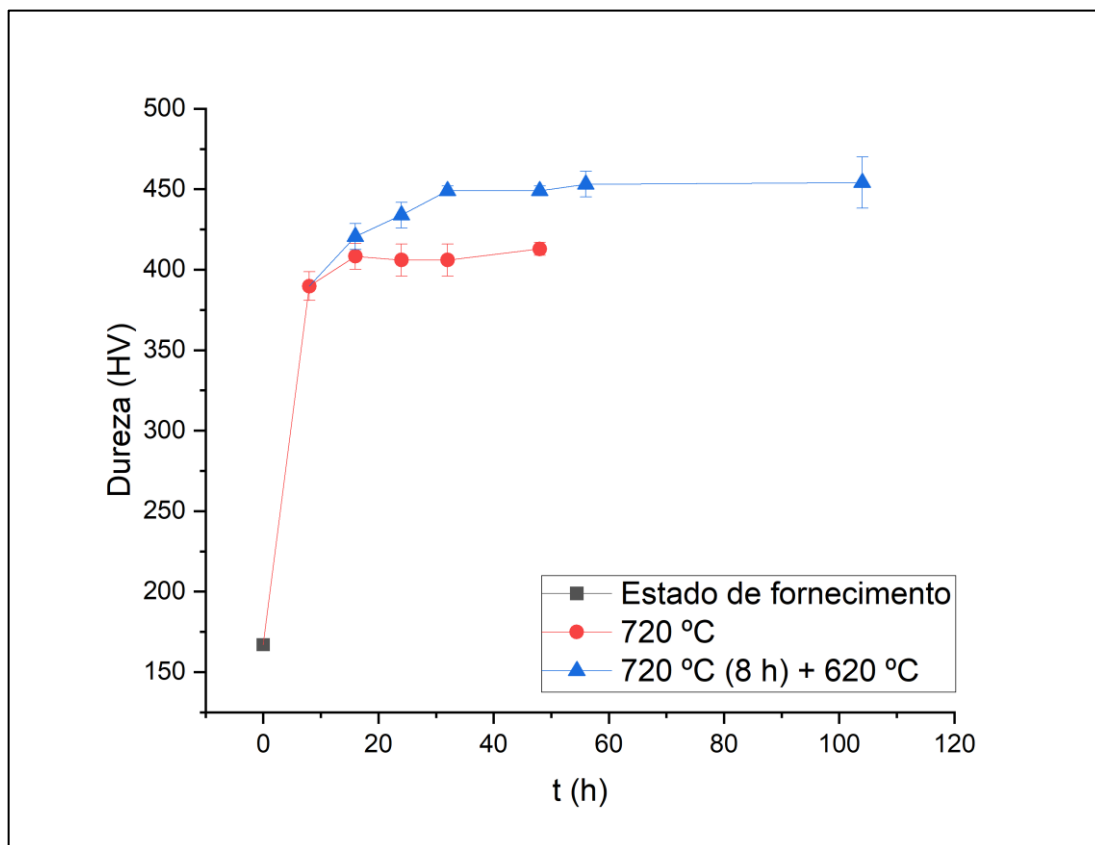
Fonte: Autoral (2024).

Os precipitados NbC e TiC presentes nas amostras de todos os tratamentos apresentaram morfologia característica observada também em outros trabalhos (SMITH *et al.*, 2021; VISHWAKARMA *et al.*, 2007; AGARWAL *et al.*, 2024), nos quais os precipitados ricos em titânio apresentaram coloração amarelada e tamanhos quando comparados aos de Nb, que tem coloração acinzentada, sendo essas constatações consideradas na análise e identificação dos precipitados ao longo deste estudo, com composição posteriormente confirmada por EDS (Figura 32 e Figura 37 e Tabelas 10 e 11).

Desta maneira, foram propostas novas condições de temperatura de tratamento, além de adicionada uma nova configuração de envelhecimento em duas etapas, a fim de observar a resposta em dureza. As temperaturas foram escolhidas

com base na literatura, sendo de 720 °C para o envelhecimento simples, e 720 °C por 8 horas seguida de 620 °C por diferentes tempos para o duplo envelhecimento. Os resultados de dureza podem ser observados na Figura 23.

Figura 23 – Curva de dureza da amostra solubilizada (1040 °C, 1 h) e envelhecida à 720 °C e 620 °C por diferentes períodos



Fonte: Autoral (2024).

A amostra solubilizada a 1040 °C por 1 hora foi escolhida a fim de comparação com os resultados obtidos das amostras envelhecidas.

Para viabilizar a comparação entre os tratamentos de envelhecimento em uma e duas etapas, foram selecionadas duas condições de cada tipo de tratamento. Para o envelhecimento em uma etapa foram selecionadas as amostras tratadas à 720 °C por 8 e 48 horas. Para o envelhecimento em duas etapas foram selecionadas as amostras tratadas à 720 °C por 8 horas e mais 620 °C por 8 e 96 horas. Estas condições foram escolhidas a fim de verificar se mesmo com valores estatisticamente semelhantes de dureza, os tratamentos térmicos prolongados poderiam impactar a resistência à tribocorrosão do material.

Além disso, a condição de envelhecimento em duas etapas à 720 °C por 8 horas e 620 °C por 8 horas foi selecionada por ser a condição indicada pela literatura

(SLAMA; ABDELLAOUI, 2000; WANG; LI, 2004; NASCIMENTO *et al.*, 2013; CANDIOTO *et al.*, 2015).

Com base nos resultados obtidos de dureza, selecionaram-se as condições abaixo para os ensaios de desempenho em corrosão e tribocorrosão (Tabela 7).

Tabela 7 – Condições selecionadas para ensaios de desempenho

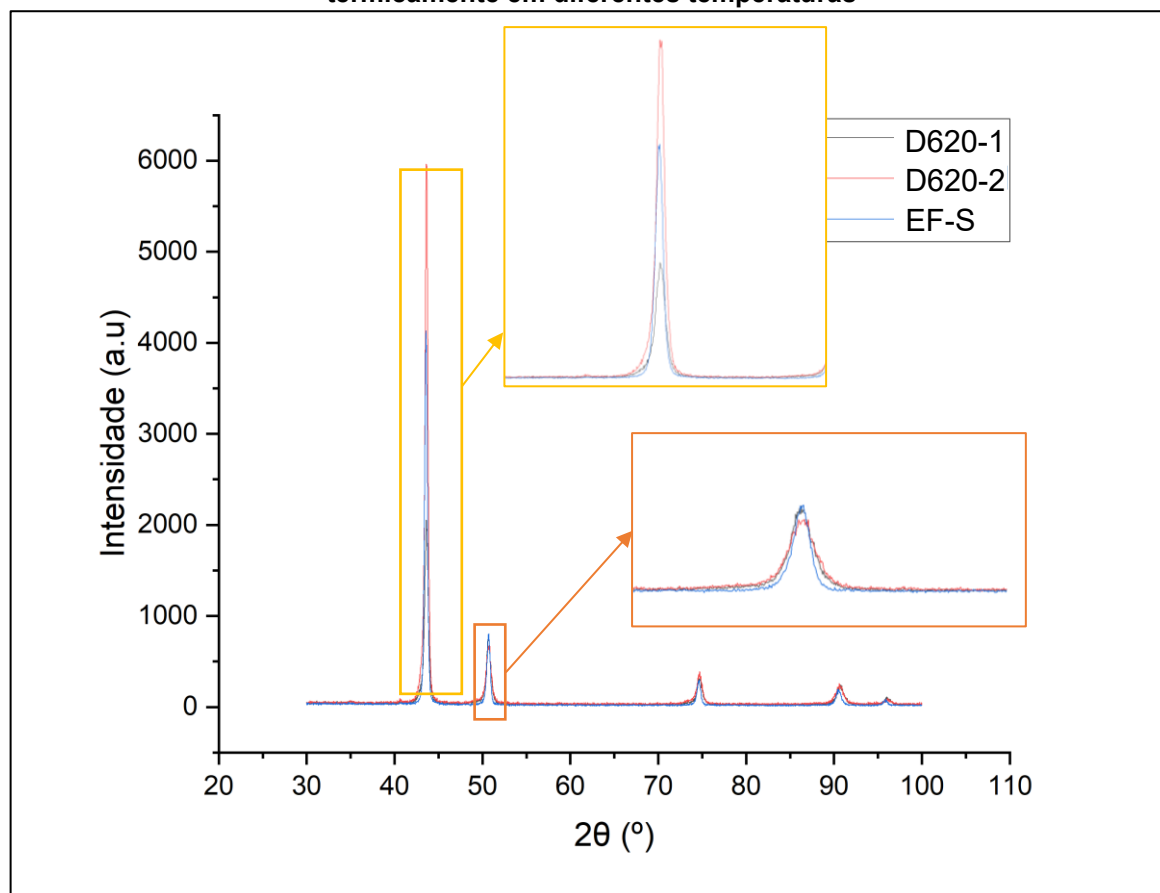
Condição de tratamento	Denominação
Solubilizada à 1040 °C (1 h)	EF-S
720 °C (8 h)	S720-1
720 °C (48 h)	S720-2
720 °C (8 h) + 620 °C (8 h)	D620-1
720 °C (8 h) + 620 °C (96 h)	D620-2

Fonte: Autoral (2023).

4.1.2 DRX

Na Figura 24 são apresentados os difratogramas para as condições EF-S, DE620-1 e D620-2. Apesar do longo tempo de envelhecimento empregado na condição D620-2, não foi possível identificar outros picos que não sejam os da matriz. Isso deve estar associado à baixa fração volumétrica dos precipitados, sobreposição de picos com a matriz, desordem cristalina e/ou tamanho de cristais muito pequenos, visto que mesmo para a condição de 96h de envelhecimento o material ainda não apresenta queda de dureza.

Figura 24 – Difratoograma de DRX de ângulo rasante da superfície da liga Inconel 718 tratada termicamente em diferentes temperaturas



Fonte: Autoral (2024).

Ainda, Nunes *et al.* (2015) cita como desafios na utilização da difração por raios x na identificação e quantificação das fases da liga Inconel 718 são a complexidade estrutural da liga e a sobreposição dos parâmetros das fases γ' , γ'' e δ .

4.1.3 Dureza instrumentada e desgaste em microescala

A caracterização da dureza de cada fase não foi possível devido ao tamanho reduzido da fase δ nos contornos de grão e pelas fases γ' e γ'' estarem dispersas na matriz austenítica, no entanto, os resultados de dureza instrumentada foram utilizados para determinar o efeito da precipitação nas propriedades do material e para a garantia da continuidade dos trabalhos realizados pelo grupo de pesquisa, estando relacionados na Tabela 8.

Tabela 8 – Resultados das medições de dureza instrumentada e módulo de elasticidade da liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos sob carga de 400 mN utilizando o método

QSCM		
Condição	Dureza (Gpa)	Módulo de elasticidade (GPa)
EF-S	3,07 ± 0,06	180± 5
S720-1	5,08 ± 0,08	207± 5
S720-2	4,95± 0,08	217± 6
D620-1	5,46 ± 0,07	219± 5
D620-2	5,52 ± 0,08	219± 5

Fonte: Autoral (2024).

Para as condições de envelhecimento simples (S720-1 e S720-2) o teste estatístico resultou em valores equivalentes, sem diferença significativa entre as médias. Nesse sentido, apesar da presença da fase δ em detrimento da fase γ'' nessas amostras, não foi observada redução relevante nos valores de dureza.

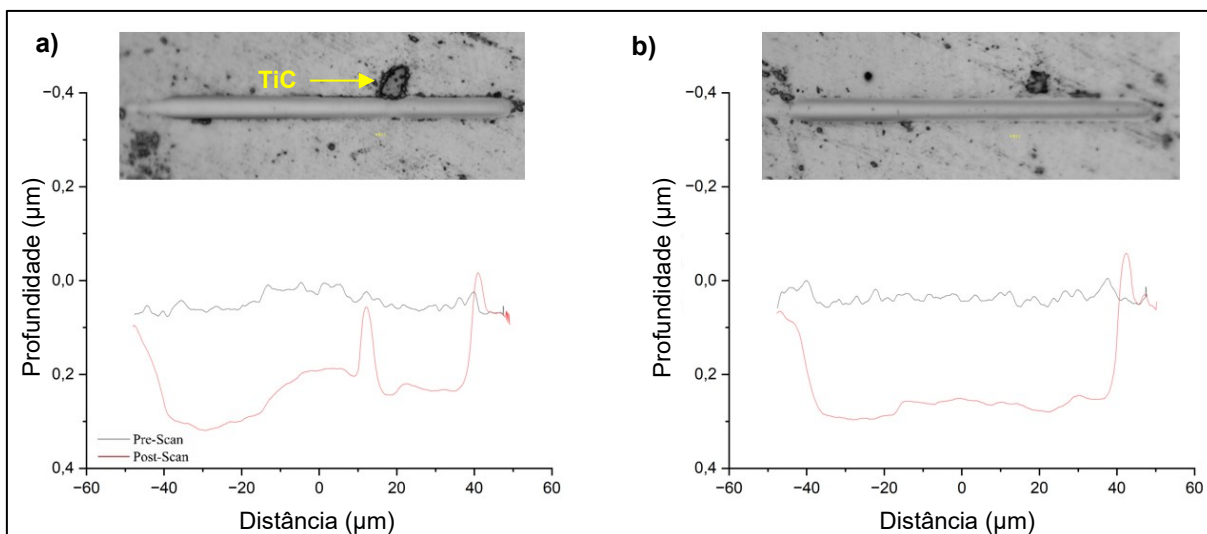
Enquanto que, para as condições de duplo envelhecimento (D620-1 e D620-2), constatou-se diferença significativa entre as médias, sugerindo a possibilidade de que as amostras ainda estivessem endurecendo.

Segundo Chen *et al.* (2014), o aumento na dureza observado nos tratamentos de duplo envelhecimento, quando comparado com os resultados obtidos no envelhecimento simples, está relacionado com a presença da precipitação de elementos dissolvidos na liga Inconel 718, em especial da fase γ'' , responsável por reduzir a mobilidade de discordâncias.

Em relação aos resultados de elasticidade (E), do teste estatístico e dispersão dos resultados médios tem-se que possuem valores estatisticamente equivalentes para as condições envelhecidas. Já a comparação entre a condição solubilizada e as condições envelhecidas evidencia um aumento no módulo de Young, indicando que a precipitação das fases rígidas, o alívio de microdeformações e redução na densidade de discordâncias promoveu aumento da rigidez (E) do material.

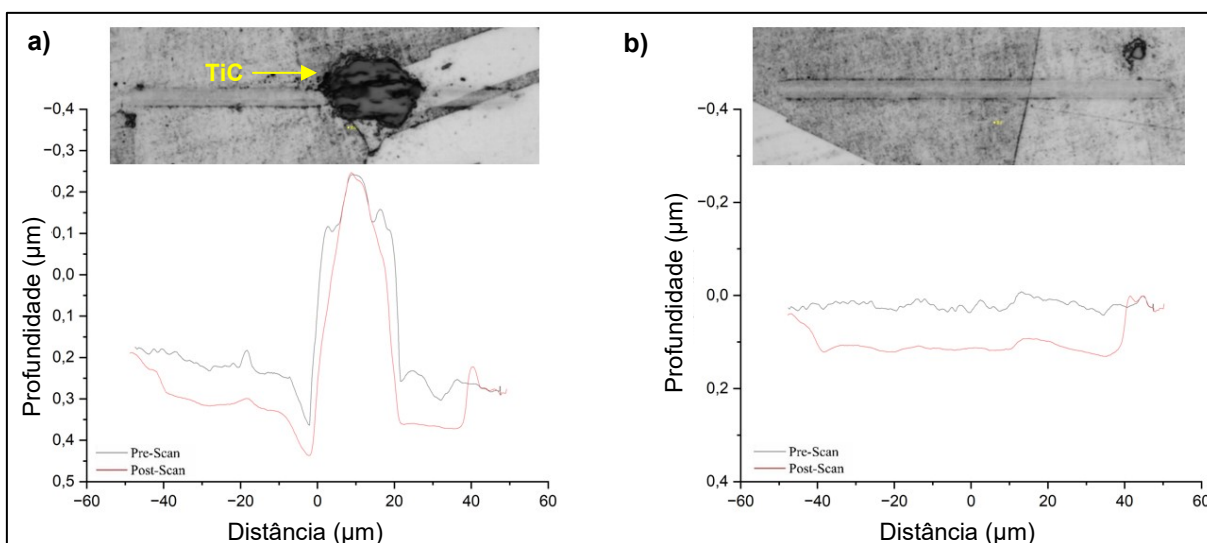
Os perfis de penetração do contracorpo após os ensaios de desgaste em microescala e as respectivas trilhas de desgaste podem ser observados nas Figuras 25 à 29, onde são apresentados os resultados de dois testes dos cinco realizados para cada condição de tratamento térmico.

Figura 25 - Avaliação do perfil de profundidade por distância em microdesgaste da liga Inconel 718 solubilizada à 1040 °C por 1 h



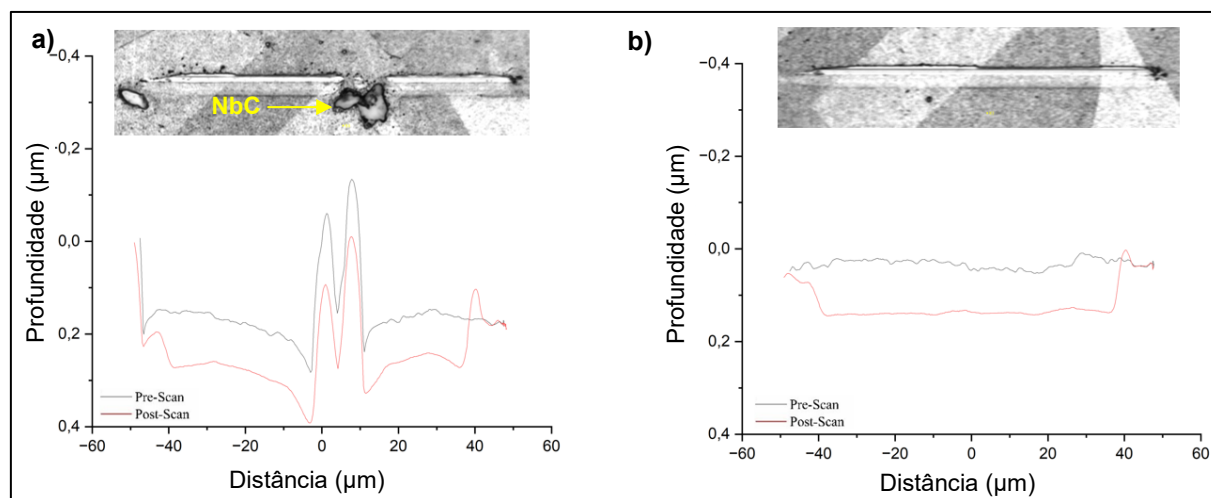
Fonte: Autoral (2024).

Figura 26 - Avaliação do perfil de profundidade por distância em microdesgaste da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por 8 h



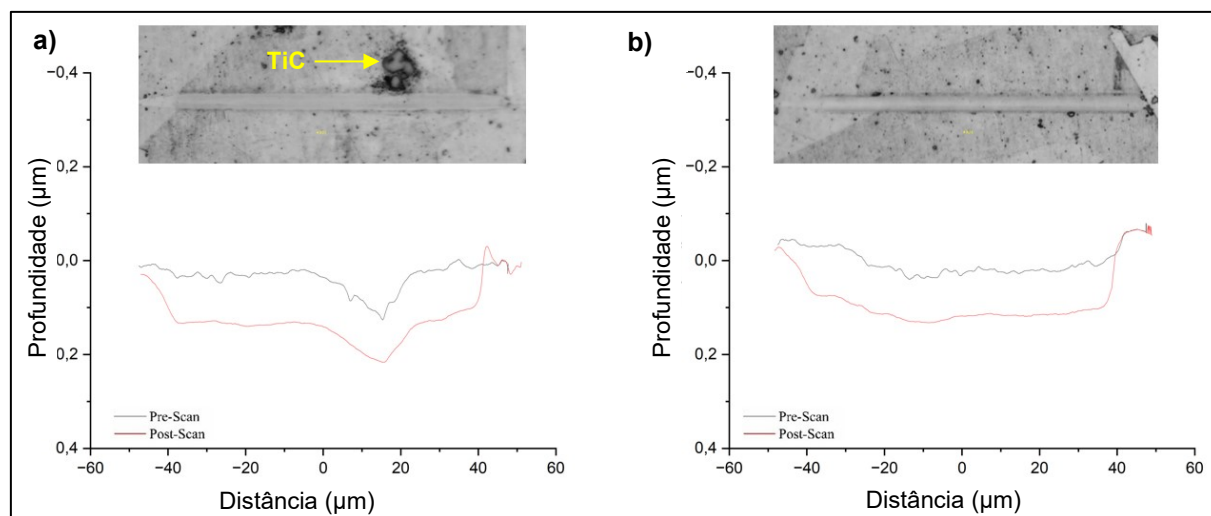
Fonte: Autoral (2024).

Figura 27 - Avaliação do perfil de profundidade por distância em microdesgaste da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por 48 h



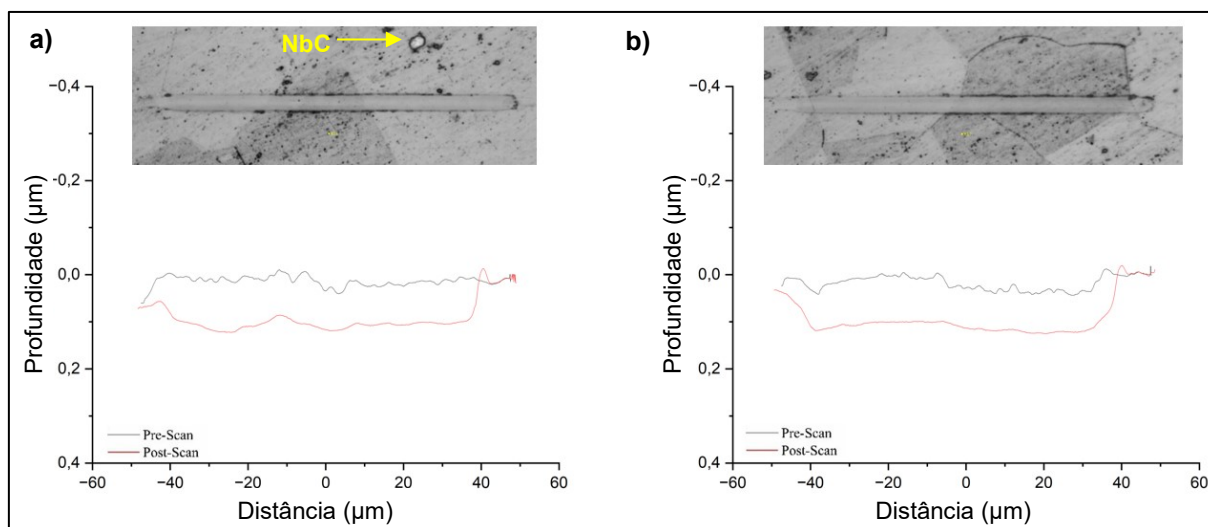
Fonte: Autoral (2024).

Figura 28 - Avaliação do perfil de profundidade por distância em microdesgaste da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por 8 h + 620 °C por 8 h



Fonte: Autoral (2024).

Figura 29 - Avaliação do perfil de profundidade em função da distância em relação à posição central após ensaio de microdesgaste da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por 8 h + 620 °C por 96 h

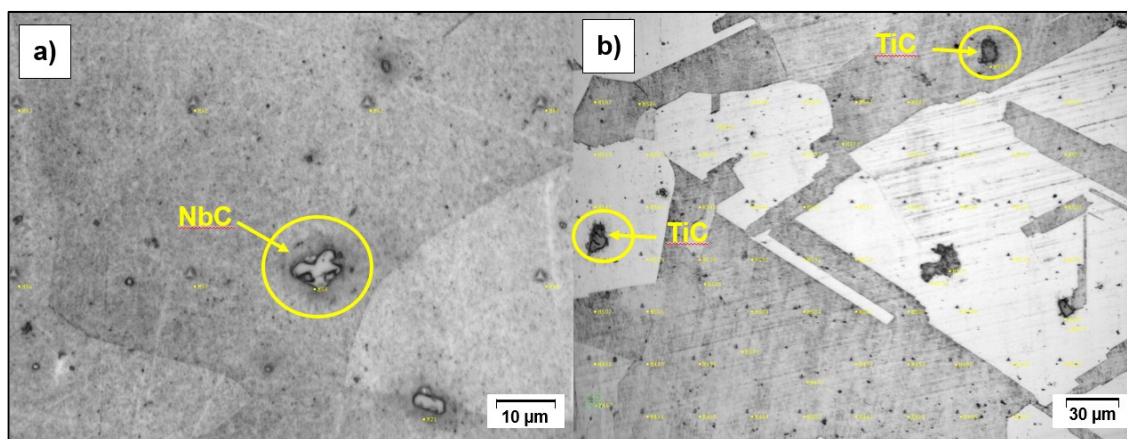


Fonte: Autoral (2024).

As amostras envelhecidas apresentaram aproximadamente 0,1 μm de penetração, enquanto a amostra solubilizada foi de aproximadamente 0,3 μm , condizente com as diferenças de dureza previamente apresentadas entre as condições.

Como observado na Figura 26.a, Figura 27.a e Figura 28.a, há redução da penetração devido à dureza dos precipitados de NbC e TiC (Figura 30), que correspondeu a valores superiores a 9,81 GPa, aproximadamente 3 vezes mais que a matriz do material (medidas também no LabNano, utilizando carga de 20 mN).

Figura 30 – Imagens representativas da medição de dureza instrumentada (20 mN) dos precipitados de NbC e TiC da liga Inconel 718 sob a) envelhecimento (720 °C, 48 h) e b) envelhecimento (720 °C, 8h)



Fonte: Autoral (2024).

Kong *et al.* (2019) conduziram um estudo do enriquecimento em partículas de TiC na liga Inconel 718 fabricada por um sistema de deposição de metal a laser de alimentação dupla de alto rendimento, concluindo que a dureza instrumentada dos precipitados TiC foi aproximadamente 1,5 vezes maior que a da matriz γ . Assim, a área de contato real era reduzida nesses pontos, minimizando a força de atrito durante o deslizamento. Ainda, observaram uma relação direta entre o aumento dos precipitados e a taxa de corrosão, relacionando com a corrosão galvânica que aconteceu na base dos precipitados e a uma descontinuidade do filme passivo.

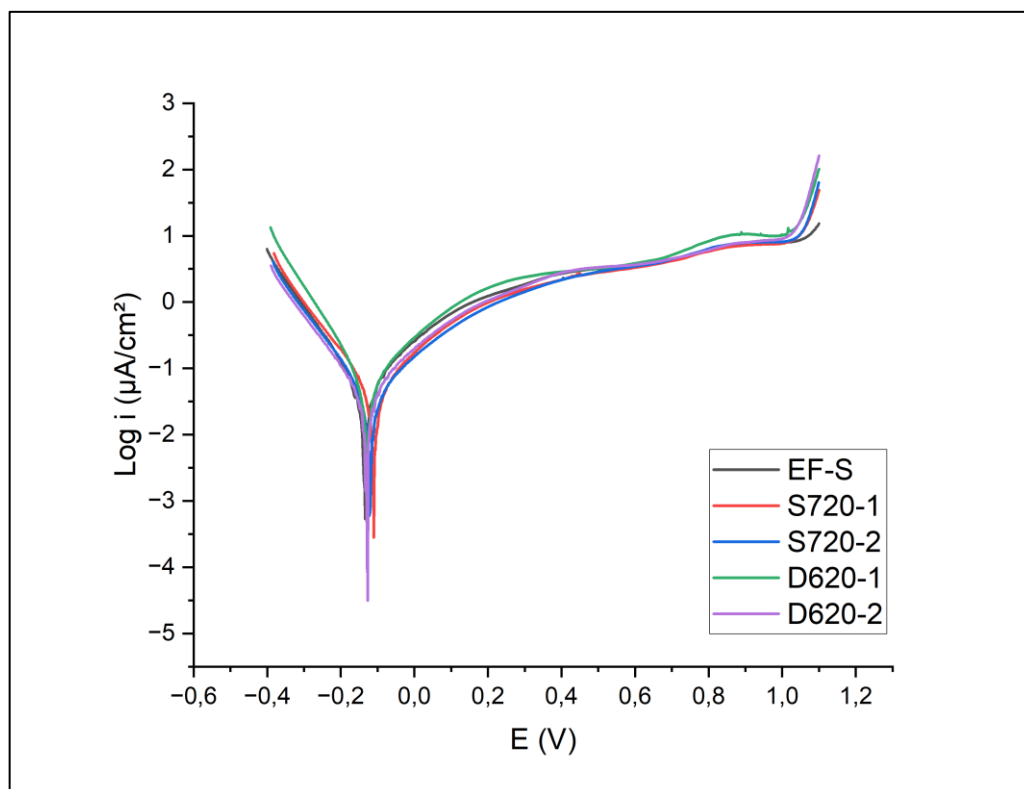
Dados comparando o efeito individual das contribuições de dureza acarretadas pelos precipitados de NbC e TiC ainda são insuficientes na literatura, no entanto Myoshi e Hara (1966) conduziram um experimento avaliando a dureza de diversos precipitados, concluindo que, apesar de apresentar valores maiores de dureza sob temperatura ambiente, sob altas temperaturas o TiC tende a amolecer e atingir valores menores que o Nb.

Assim, sugere-se que os precipitados tipo MC contribuem significativamente na manutenção da dureza e resistência mecânica da liga Inconel 718. No entanto, é necessário verificar também seu efeito na resistência à corrosão e seu comportamento sob condições de alta temperatura.

4.2 Ensaios de corrosão pura

Na Figura 31 são apresentadas as curvas de polarização potenciodinâmica representativas das condições estudadas. Os valores médios de E_{corr} , i_{corr} , E_{trans} e taxa de corrosão são apresentados na Tabela 9.

Figura 31 – Curvas de polarização potenciodinâmica das amostras de Inconel 718 sob diferentes tratamentos térmicos



Fonte: Autoral (2024).

Tabela 9 – Parâmetros de potencial, densidade de corrente, potencial de transpassivação e taxa de corrosão obtidos nos ensaios de polarização potenciodinâmica da liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos

Condição	E_{corr} (V)	i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	E_{trans} (V)	Taxa de corrosão ($\times 10^{-2}$ mm/ano)
EF-S	$-0,134 \pm 0,001$	$(3,88 \pm 0,04) \times 10^{-8}$	$1,090 \pm 0,005$	$0,0400 \pm 0,0004$
S720-1	$-0,117 \pm 0,040$	$(2,25 \pm 1,29) \times 10^{-8}$	$1,057 \pm 0,011$	$0,02 \pm 0,01$
S720-2	$-0,136 \pm 0,025$	$(3,24 \pm 1,16) \times 10^{-8}$	$1,042 \pm 0,003$	$0,03 \pm 0,01$
D620-1	$-0,150 \pm 0,030$	$(4,73 \pm 1,29) \times 10^{-8}$	$1,038 \pm 0,011$	$0,05 \pm 0,01$
D620-2	$-0,112 \pm 0,022$	$(2,37 \pm 0,53) \times 10^{-8}$	$1,031 \pm 0,011$	$0,02 \pm 0,01$

Fonte: Autoral (2024).

Considerando a dispersão de resultados da Tabela 9, o E_{corr} e i_{corr} apresentaram valores semelhantes entre as condições estudadas. As curvas de

polarização (Figura 31) apresentaram comportamento semelhante, indicando que o envelhecimento nas condições estudadas pouco altera a performance da liga, sendo que todas as curvas apresentam região de passivação característica independente dos tratamentos. Esses resultados corroboram com os encontrados por Wang *et al.* (2022), que relacionaram a resistência à corrosão do Inconel 718 com a estabilidade dos filmes formados na superfície do material.

Comparando os resultados obtidos com os da condição de fornecimento, obtidos por Nuñez de la Rosa *et al.* (2023) em Inconel 718 envelhecido à 788 °C por 7 h, observa-se que não há diferença significativa em termos de densidade de corrente de corrosão e potencial de corrosão. Dessa maneira, sugere-se que os tratamentos térmicos aplicados resultaram em desempenho em termos de resistência à corrosão semelhante ao do material em condições utilizadas na indústria.

Ainda, dos resultados de E_{trans} observa-se que o tratamento de duplo envelhecimento prejudica o material ao deslocar o potencial de transpassivação para valores menores, demonstrando que a camada passiva nesse tipo de tratamento se rompe antes do que nos de simples envelhecimento. Caliar *et al.* (2014) observou o mesmo efeito, relacionando a pior resistência à corrosão localizada das condições de duplo envelhecimento com a redução da capacidade de formação do filme passivo e sensibilização do material.

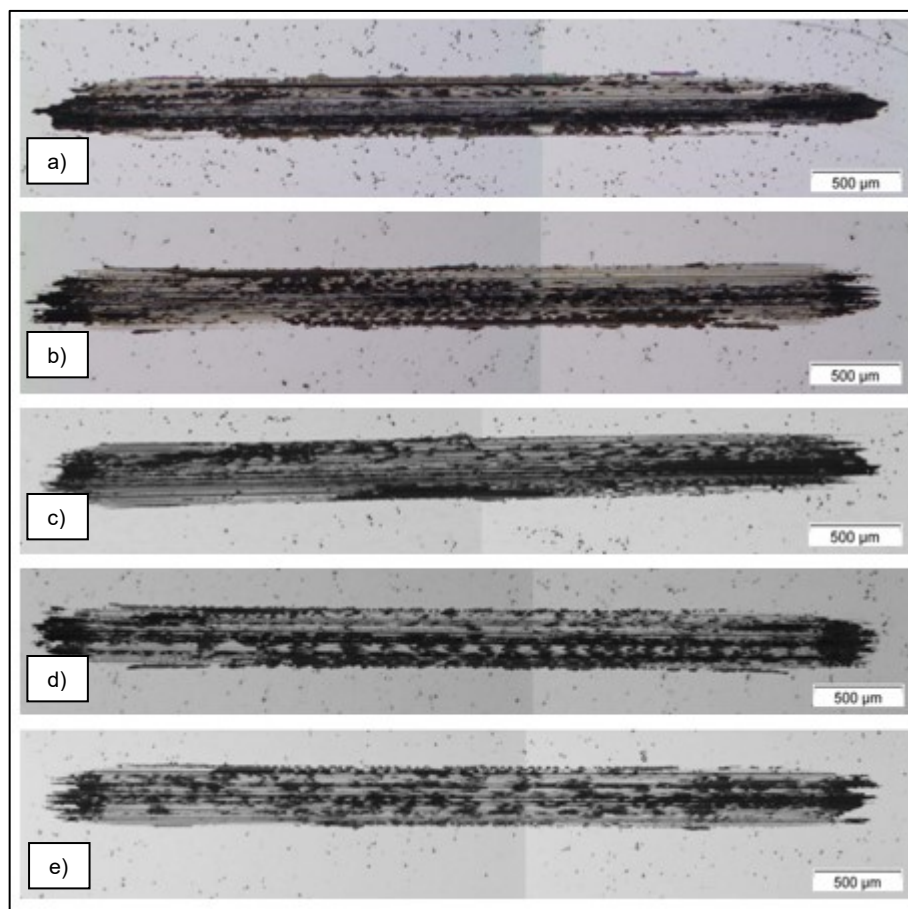
A comparação dos resultados de potencial de transpassivação das amostras envelhecidas com os das amostras solubilizadas sugerem que o comportamento citado acima pode ser causado pela maior precipitação de fases secundárias observada naquele tratamento.

4.3 Ensaio de desgaste puro

4.3.1 Análise das superfícies desgastadas

As pistas dos ensaios de desgaste puro realizados sob polarização catódica podem ser observadas na Figura 32, onde os inúmeros sulcos presentes em todas as amostras indicam a abrasão como tipo de desgaste predominante.

Figura 32 – Pistas de desgaste após o ensaio sob polarização catódica em -0,8 V vs PCA, sendo a) EF-S, b) S720-1, c) S720-2, d) D620-1 e e) D620-2

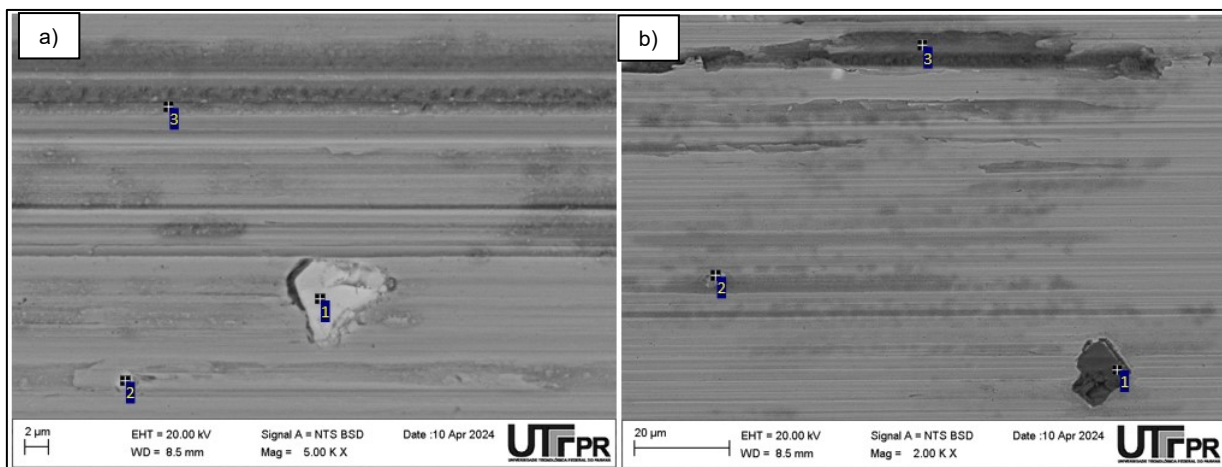


Fonte: Autoral (2024).

Na Figura 32 são apresentadas ampliações das pistas de desgaste obtidas sob polarização catódica de amostras de Inconel 718 sob duplo envelhecimento por 8 e 96h (D620-1 e D620-2). Foi observada a presença de um tribofilme em todas as condições. Os 3 pontos marcados em cada uma das amostras indicam as regiões onde foi realizada a análise de EDS (Tabela 10), da qual os resultados obtidos indicam que nos pontos mais escuros não coincidentes com os precipitados (pt. 2 Figura 33.b) existe uma concentração de oxigênio.

Uma composição similar (no interior das pistas) foi observada no trabalho de Wang *et al.* (2022), que monitorou a participação de Cr, Ni e Fe no filme formado durante os ensaios de polarização catódica, potencial de circuito aberto e em potencial anódico. Neste trabalho, de forma geral, as três ligas apresentaram resultados melhores nos ensaios sob polarização catódica e significativamente maiores quando sob polarização anódica, evidenciando que a alteração do potencial tem grande impacto no mecanismo e taxa de perda de material.

Figura 33 – Micrografia da pista de deslizamento sob polarização catódica de amostras de Inconel 718 sob duplo envelhecimento sendo: a) solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida por 720 °C/8 h e 620 °C/8 h e b) solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida por 720 °C/8 h e 620 °C/96 h



Fonte: Autoral (2024).

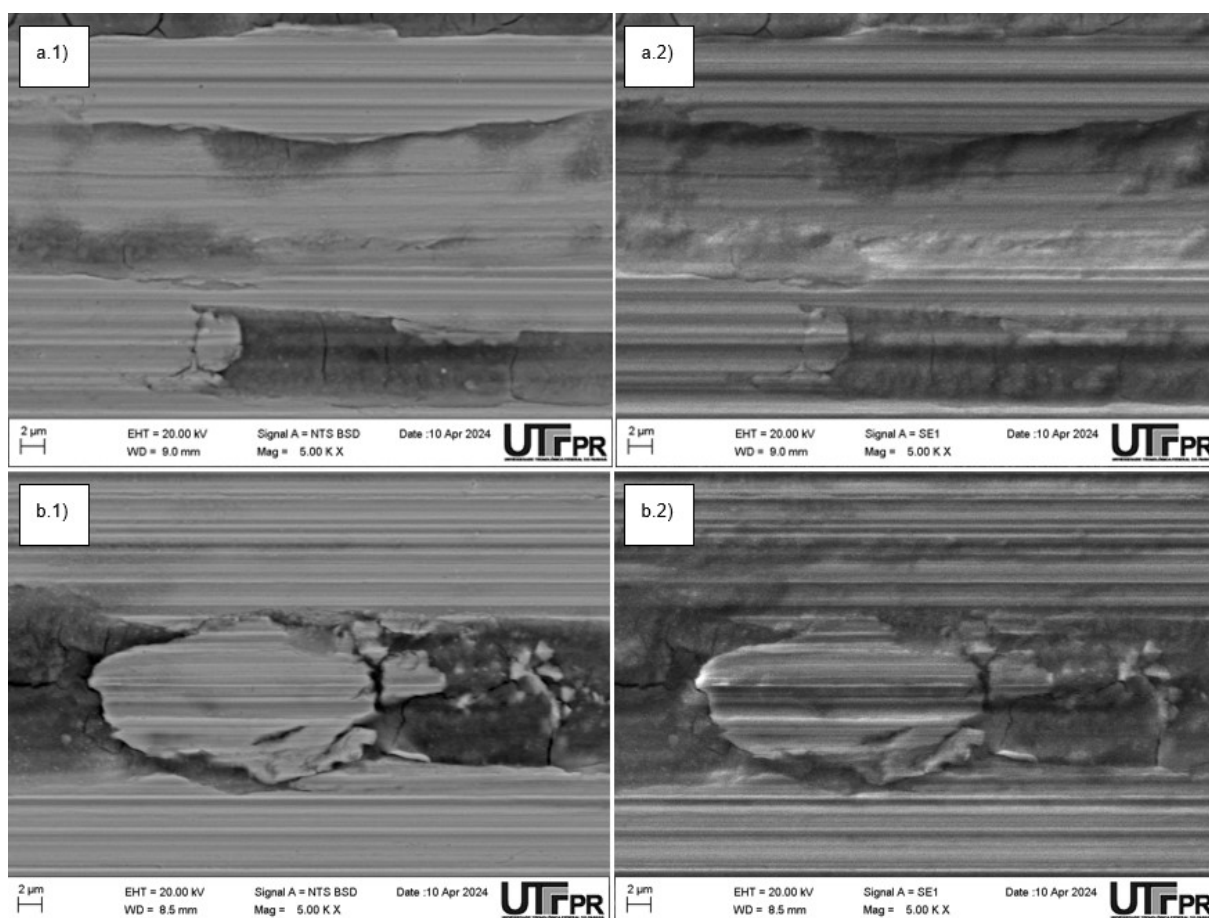
Tabela 10 – Relação da composição dos pontos demarcados nas amostras de Inconel 718 relacionadas na Figura 26 obtidas por EDS

Fig. 26	C	O	Mg	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
a) Ponto 1	20.26	-	-	-	-	4.18	0.53	0.49	1.32	73.21
a) Ponto 2	17.87	2.38	-	-	-	6.96	1.33	1.15	2.55	67.76
a) Ponto 3	7.67	11.97	0.38	0.34	0.61	0.83	15.08	15.58	44.38	3.15
b) Ponto 1		10.76				56.39	0.82	0.51	1.30	15.94
b) Ponto 2		31.42	0.22		0.75	5.45	2.43	2.29	5.45	51.98
b) Ponto 3	6.64	21.53	0.48	0.30	1.81	0.73	14.10	13.76	37.10	3.29

Fonte: Autoral (2024).

Além do mecanismo de abrasão, evidenciado pelos sulcos presentes nas superfícies, em todas as micrografias, a Figura 34, também revela a descamação em determinados pontos da pista (Figura 34.b.1 e Figura 34.b.2). Esses mecanismos de desgaste foram consistentemente observados em todas as condições analisadas, conforme detalhado nas micrografias adicionais no Apêndice A.

Figura 34 – Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica da liga Inconel 718 envelhecida à 720 °C por: a) 8 horas e b) 48 horas, sendo 1) no modo elétrons retroespalhados e 2) no modo elétrons secundários



Fonte: Autoral (2024).

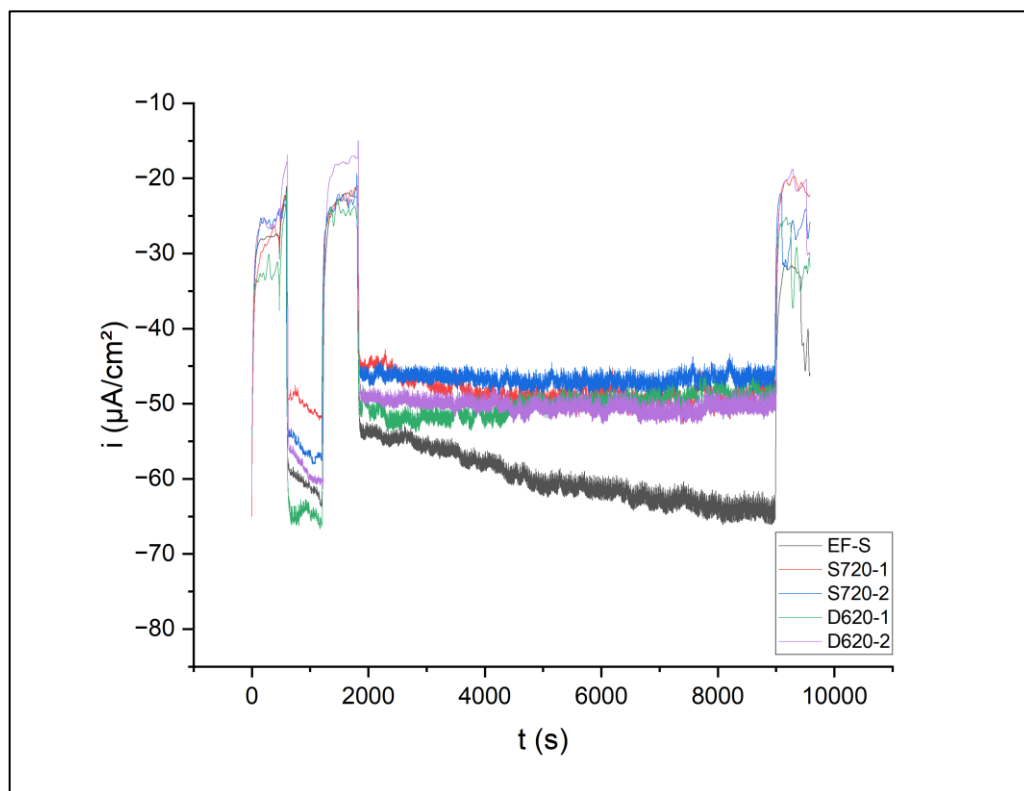
4.3.2 Coeficiente de atrito e corrente

A discussão quanto a variações no coeficiente de atrito será feita conjuntamente com a avaliação dos resultados de tribocorrosão para fins de conveniência e similaridade.

Quanto a densidade de corrente, na Figura 35, são apresentados a densidade de corrente em função do tempo durante o ensaio de deslizamento com proteção catódica conforme detalhado na Figura 21. Constata-se que durante todo o ensaio de desgaste puro os valores de densidade de corrente observados se mantêm negativos, ou seja, dentro da região catódica. Isso indica inibição da corrosão durante o deslizamento devido a redução do filme passivo ou de outros elementos presentes no meio, como oxigênio e hidrogênio. No segundo ciclo de deslizamento (região IV da Figura 21) a corrente é menos catódica (menos negativa) do que no primeiro ciclo.

Isso deve estar associado a formação do tribofilme que inibe a reação de redução na superfície do eletrodo de trabalho.

Figura 35 – Curvas de corrente monitoradas durante o ensaio de deslizamento sob polarização catódica do Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos



Fonte: Autoral (2024).

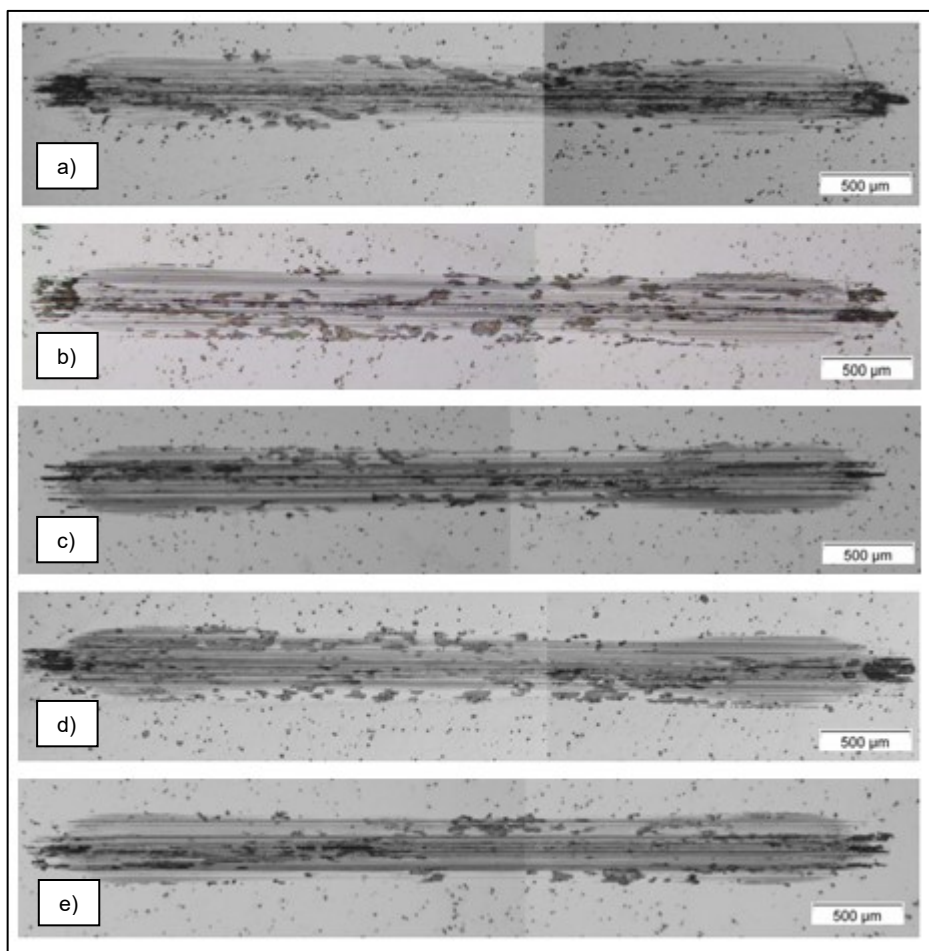
Por fim, as amostras envelhecidas apresentam valores de densidade de corrente relativamente constantes e superior ao obtido para a amostra solubilizada, que apresenta uma tendência de aumento.

4.4 Ensaios de tribocorrosão

4.4.1 Análise das superfícies desgastadas

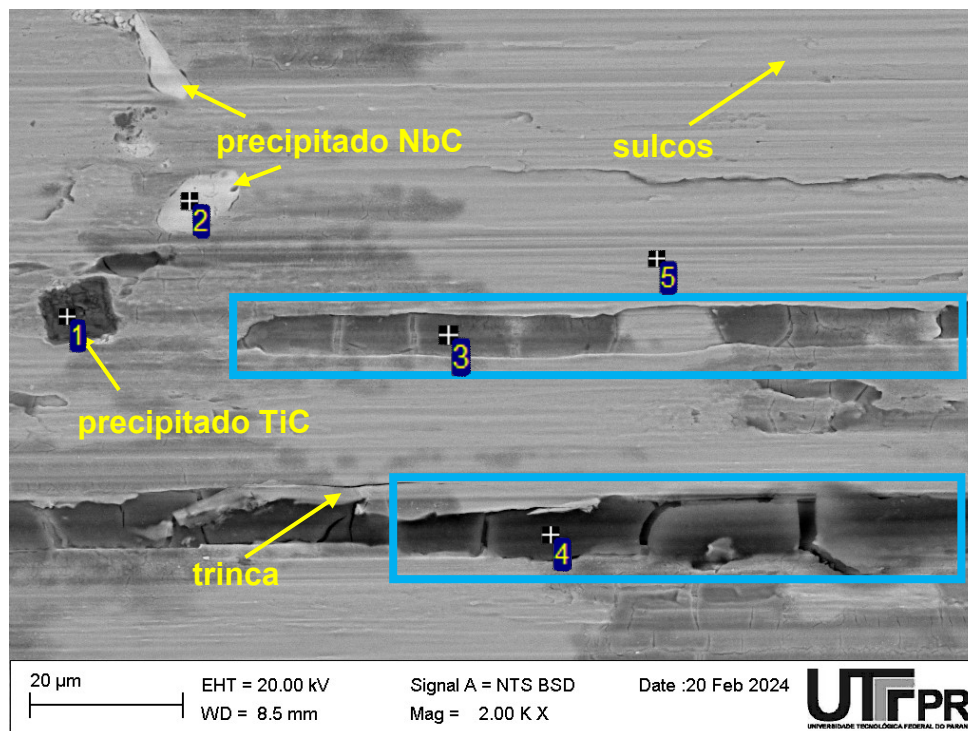
As pistas de desgaste dos ensaios em PCA podem ser observadas na Figura 36. Assim como nas amostras do ensaio de desgaste puro, o tipo de desgaste predominante foi a abrasão para todas as condições, apresentando também descamação e adesão, conforme pode ser observado na Figura 37. A Tabela 11 apresenta a composição de alguns pontos selecionados da Figura 37, como a presença de precipitados de TiC e NbC.

Figura 36 – Pistas de desgaste após o ensaio de tribocorrosão, sendo a) EF-S, b) S720-1, c) S720-2, d) D620-1 e e) D620-2



Fonte: Autoral (2024).

Figura 37 - Micrografia da pista de deslizamento do ensaio de tribocorrosão de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida por 720 °C/8 h e 620 °C/96 h



Fonte: Autoral (2024).

Tabela 11 – Relação da composição dos pontos demarcados nas amostras de Inconel 718 relacionadas na Figura 36 obtidas por EDS

Fig. 36	C	N	O	Al	Si	Cl	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
Ponto 1	2.14	4.29	37.13	-	0.60	-	39.75	1.99	1.36	1.82	10.93
Ponto 2	25.36	-	-	-	-	-	5.90	0.46	0.41	0.98	66.90
Ponto 3	6.29	-	20.61	0.59	1.38	-	0.88	15.78	14.62	36.27	3.59
Ponto 4	-	-	37.34	0.71	3.57	0.39	0.88	15.67	13.40	23.65	4.39
Ponto 5	8.66	-	-	0.57	-	-	0.90	17.93	18.12	49.76	4.07

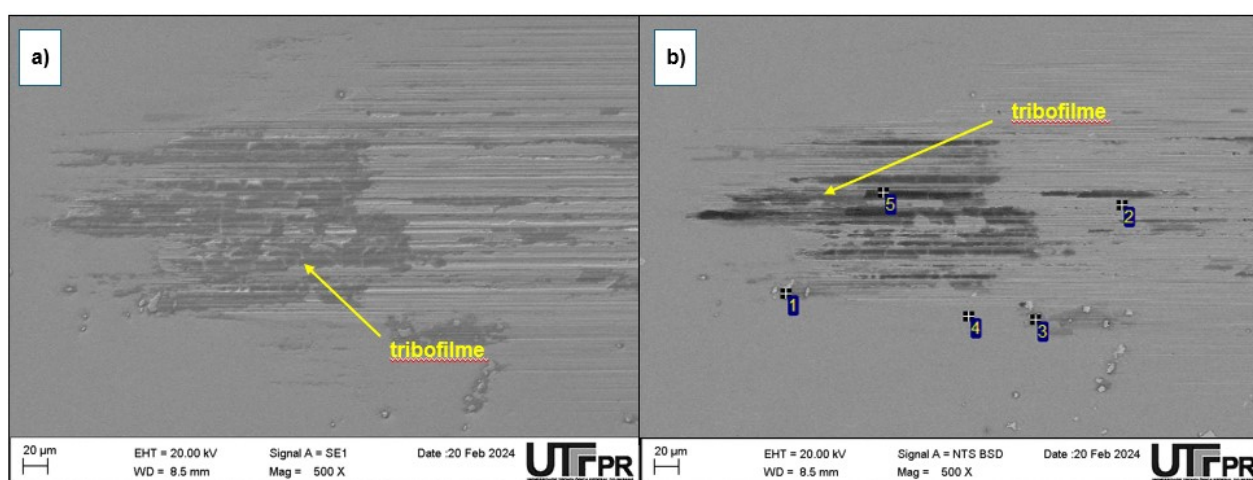
As áreas destacadas em azul (Figura 37) são outro mecanismo observado em todas as condições, inclusive as sob polarização catódica, mencionado por Stachowiak (2005) como *stick-slip*. Nesse mecanismo, as superfícies em contato alternam entre aderirem (sem deslizamento) e deslizarem (deslizam uma em relação a outra). Esse padrão cíclico de aderência e deslizamento entre superfícies pode levar ao aumento da taxa de desgaste pelo arrancamento do tribofilme e de material.

Uma relação similar foi encontrada por Rustamov *et al.* (2019) ao estudarem o comportamento em desgaste por *fretting* na liga Inconel X-750, no qual verificaram que o mecanismo *stick-slip* é relevante principalmente durante o regime parcial de deslizamento (*partial slip regime*), afetando os padrões de desgaste, a evolução dos

danos na superfície e o desempenho geral do material sob diversas condições de contato.

Em todas as condições também houve formação de deposição de um tribofilme ao longo das superfícies, mas com espessamento nas extremidades. No entanto, as medições de EDS (Tabela 12) indicam menor teor de oxigênio nas pistas obtidas em PCA quando comparadas às catódicas (Figura 38).

Figura 38 – Tribofilme depositado na extremidade da pista de deslizamento após ensaio de tribocorrosão em potencial de circuito aberto (PCA) da liga Inconel 718 solubilizada (1040 °C, 1 h) no modo a) elétrons secundários e b) elétrons retroespalhados



Fonte: Autoral (2024).

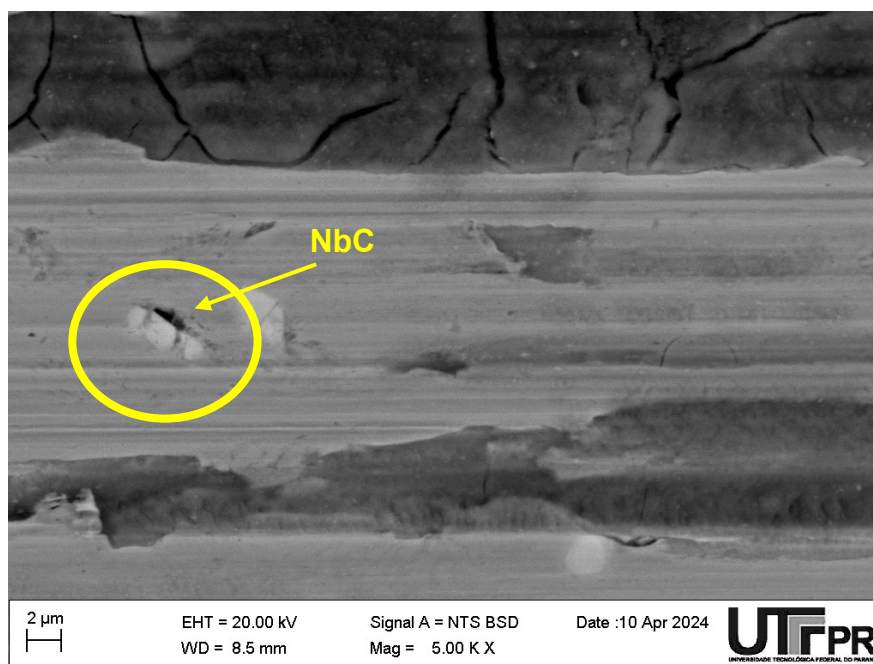
Tabela 12 – Relação da composição dos pontos demarcados nas amostras de Inconel 718 relacionadas na Figura 37.b obtidas por EDS

Fig. 37.b	C	O	Al	Si	Cl	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
Ponto 1	18.60	18.00	-	0.45		3.97	1.45	1.14	1.74	54.64
Ponto 2	13.67	2.70	0.64	-		0.82	15.96	16.07	45.82	4.30
Ponto 3	26.33	3.54	-	-		5.28	0.44	0.48	1.11	62.82
Ponto 4	9.88	-	0.52	-		0.89	17.58	17.65	49.51	3.97
Ponto 5	-	39.44	0.88	5.49	0.48	1.04	15.81	11.86	20.19	4.81

Fonte: Autoral (2024).

A Figura 39 ilustra um comportamento observado em todas as amostras sob tribocorrosão, onde trincas foram formadas na periferia dos precipitados. Sugere-se que esse efeito ocorre devido à diferença de dureza entre os precipitados e da matriz, onde a deformação no entorno do precipitado pode facilitar seu destacamento, aumentando o desgaste no material ao induzir desgaste de 3 corpos.

Figura 39 – Micrografia da liga Inconel 718 solubilizada (1040 °C, 1 h) e envelhecida (720 °C, 8 h + 620 °C, 96 h) com destaque no precipitado de carboneto de nióbio sendo destacado do substrato



Fonte: Autoral (2024).

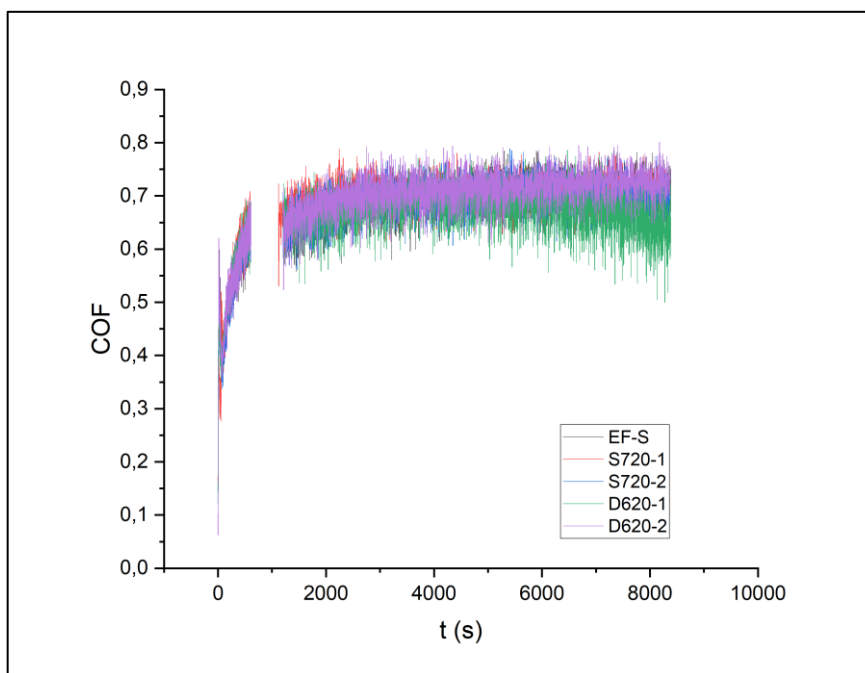
Ainda, para ambos os tipos de ensaio (sob tribocorrosão e sob polarização catódica), é necessário considerar ainda o apontado por Oikava (2019) em seu trabalho utilizando o Inconel 718 nitretado sob diferentes condições, onde constatou que é de suma importância considerar a grande influência da dureza do contracorpo na taxa de desgaste. Dessa maneira, para o material em estudo, quando utilizadas esferas de nitreto de silício, mesmo após os envelhecimentos, a dureza relativamente baixa do material quando comparada à do contracorpo pode ter resultado em um dano maior e, consequentemente, o aumento da taxa de desgaste.

4.4.2 Coeficiente de atrito e potencial (ensaios PCA e sob polarização catódica)

Da Figura 40 e Figura 41, são apresentados os valores de coeficiente de atrito (COF) em função do tempo obtidos nos ensaios de desgaste puro e de tribocorrosão para o primeiro e segundo ciclo de deslizamento (região II e IV da Figura 21). Averiguou-se que os valores de COF se manteve no intervalo 0,6 – 0,7 para todas as condições testadas, confirmado pelo teste estatístico, revelando relativa consistência no desempenho tribológico do material independente do tratamento térmico e da inibição da repassivação da pista de desgaste.

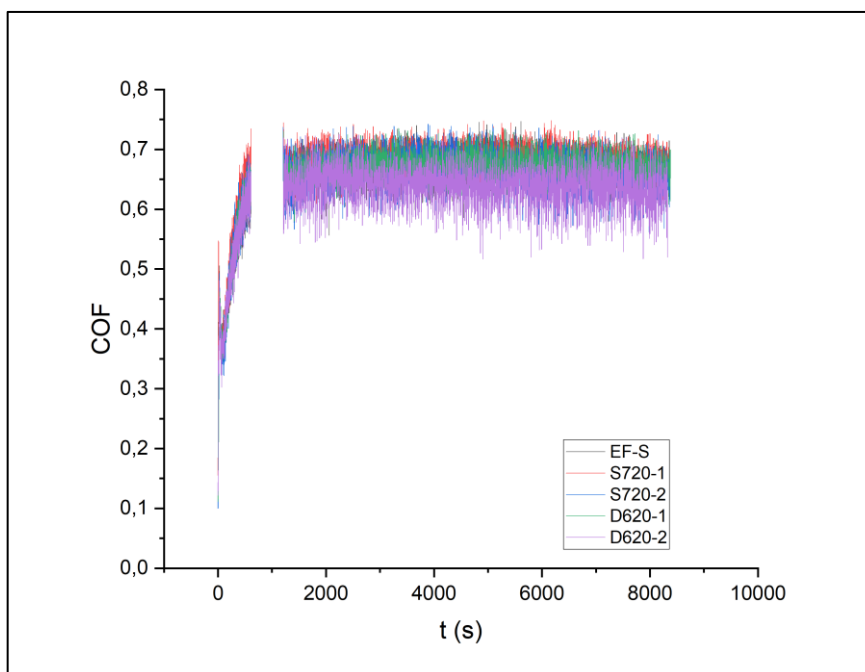
Esse resultado é análogo ao encontrado em trabalhos como os de Strzelczak e Dudek (2018) e Xu *et al.* (2021) onde o comportamento tribológico da liga Inconel 718 após diferentes tratamentos térmicos foi avaliado, indicando que os tratamentos térmicos não alteram o coeficiente de atrito nas condições estudadas.

Figura 40 – Curvas de coeficiente de atrito em função do tempo monitoradas durante o ensaio sob polarização catódica do Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos



Fonte: Autoral (2024).

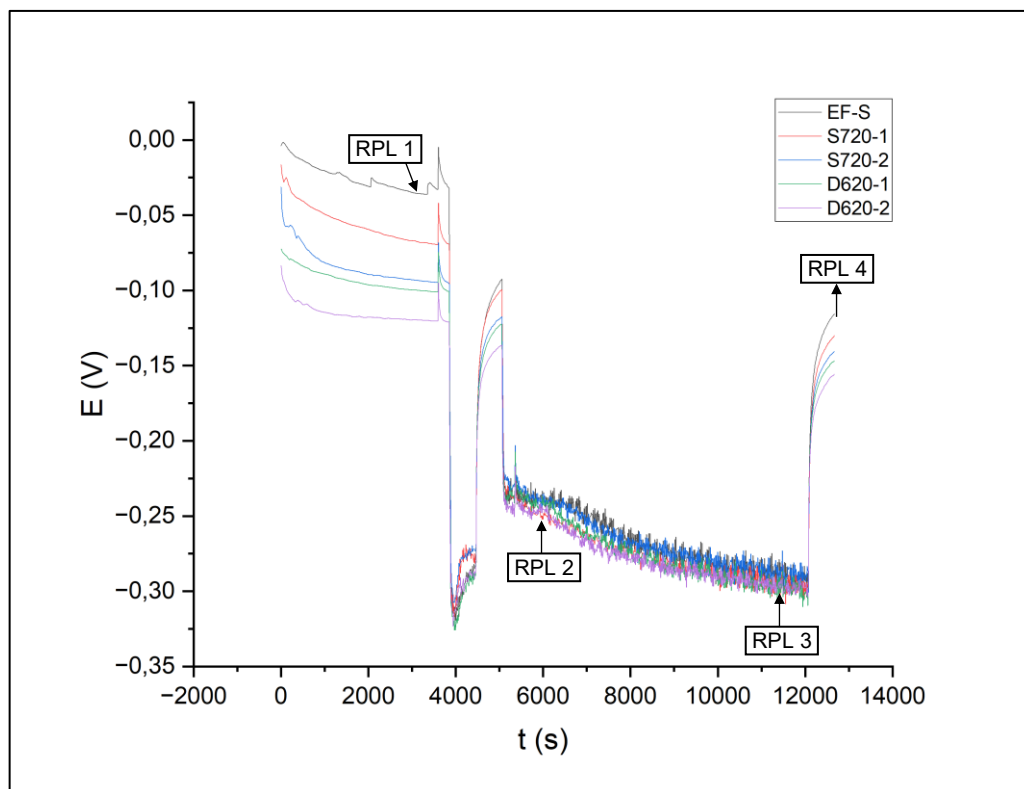
Figura 41 – Curvas de coeficiente de atrito em função do tempo monitoradas durante o ensaio de tribocorrosão em potencial de circuito aberto (PCA) do Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos



Fonte: Autoral (2024).

Na Figura 42, são apresentados os resultados da variação do potencial de circuito aberto (PCA) durante os ensaios de tribocorrosão realizados nesse trabalho, bem como as regiões onde foram realizados os ensaios de RPL antes do deslizamento (RPL1), durante o deslizamento (RPL2 e RPL3) e após o deslizamento (RPL4).

Figura 42 - Curvas de corrente monitoradas durante o ensaio em potencial de circuito aberto (PCA) do Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos



Fonte: Autoral (2024).

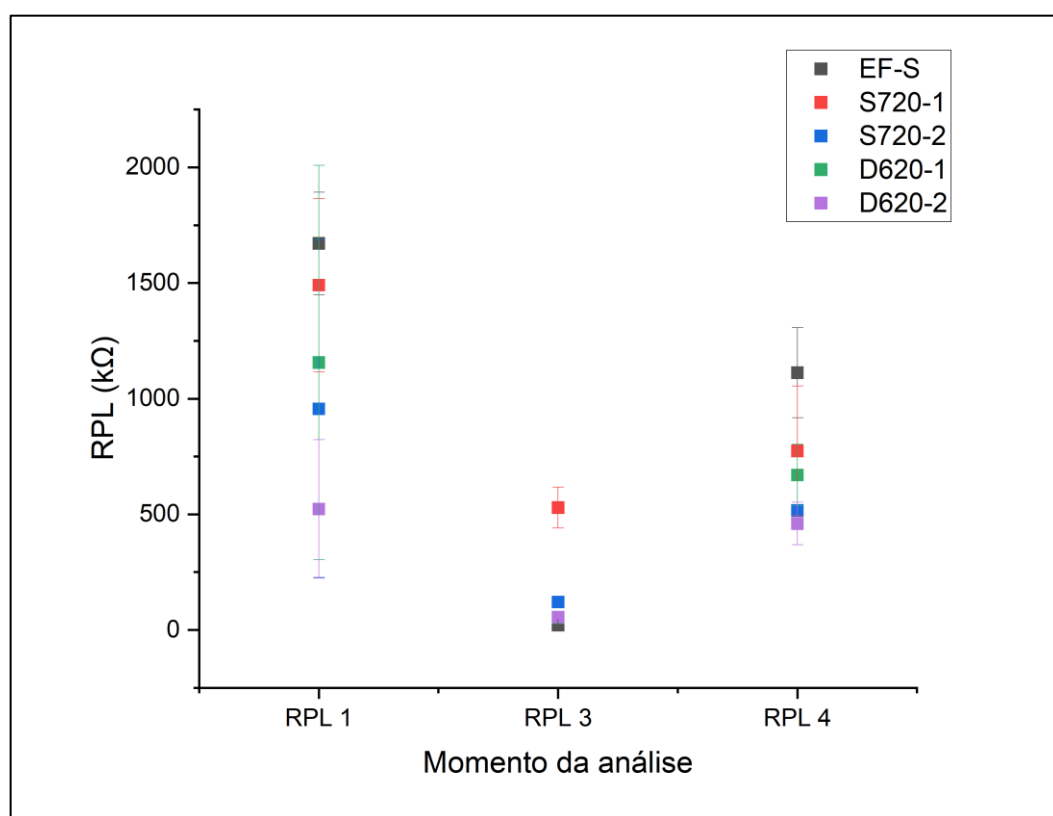
A análise dessa figura permite verificar comportamento semelhante para todas as condições. Durante o primeiro deslizamento após a queda brusca devido ao rompimento da camada passiva do material, todas as condições apresentaram um aumento no potencial monitorado (PCA), indicando a tentativa de repassivação e recuperação do material. Já no segundo deslizamento ocorre uma queda constante no potencial até que cesse a solicitação mecânica. Ribeiro (2023), com base em Papageorgiou e Mischler (2012), caracteriza esse fenômeno como um deslocamento catódico decorrente da destruição do filme passivo e do subsequente estabelecimento de um acoplamento galvânico entre as áreas despassivadas e passivadas, que correspondem, respectivamente, à pista de deslizamento e à região circundante. Esse resultado indica que o material se torna mais susceptível a corrosão, ou seja, ocorre aumento da área ativa com o aumento da largura da pista durante os ciclos sucessivos de deslizamento.

Verifica-se também, que diferente do comportamento observado nos ensaios sob polarização catódica no qual a densidade de corrente tende a retornar ao patamar inicial após cessado o deslizamento (Figura 35), em condições de circuito aberto o

PCA se mantem abaixo aos valores iniciais, indicando deterioração da resistência à corrosão da superfície desgastada (Figura 42).

Na Figura 43 são apresentados os resultados de RPL realizados durante o deslizamento sob potencial de circuito aberto. O valor RPL 2 realizado nos primeiros 10 minutos após o início do segundo deslizamento teve seus resultados desprezados devido à instabilidade da superfície no momento da varredura, sendo apresentados apenas os resultados de RPL 1 (sem deslizamento), 3 (com deslizamento) e 4 (após a interrupção do deslizamento).

Figura 43 – Parâmetros de resistência à polarização ($k\Omega$) obtidos durante o ensaio de tribocorrosão da liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmico. RPL1 e 4 realizados antes e depois da interrupção do deslizamento, RP3 realizado durante o deslizamento.



Fonte: Autoral (2024).

O aumento na corrosão advindo do dano no filme passivo causado pela ação mecânica do contracorpo durante o deslizamento é evidenciado pela redução da resistência dos valores de RPL 1 para o RPL 3.

Nota-se também pelo RPL 3 que a condição S720-1 obteve maior resistência à polarização dentre as amostras envelhecidas durante o deslizamento, indicando melhor comportamento de corrosão sob desgaste para essa condição.

A sobreposição das barras de erros no RPL 4 entre as condições S720-2 e D620-2 (longo tempo de envelhecimento) e entre as condições EF-S, S720-1 e D620-1 (curto tempo de envelhecimento) indicam que a intensificação do processo de precipitação interfere na recuperação da resistência à polarização após o deslizamento, sendo menor para as amostras tratadas por maiores períodos.

Ainda, a melhor resistência à polarização observada na amostra S720-1 pode ter relação com o menor tempo de tratamento quando comparada com as demais condições de envelhecimento, o que proporciona menor tamanho de seus grãos, menor quantidade e tamanho de precipitados, menor alteração da composição na vizinhança dos precipitados e consequentemente camada passiva mais uniforme. Wieczorek *et al.* (2024), que observaram o efeito de diferentes tratamentos térmicos na tribocorrosão de Inconel 718 fabricado com diferentes técnicas, relataram que materiais com grãos mais finos em sua estrutura formaram camadas passivas mais compactas e uniformes, demonstrando uma melhor resistência à tribocorrosão.

4.4.3 Determinação dos parâmetros de sinergia

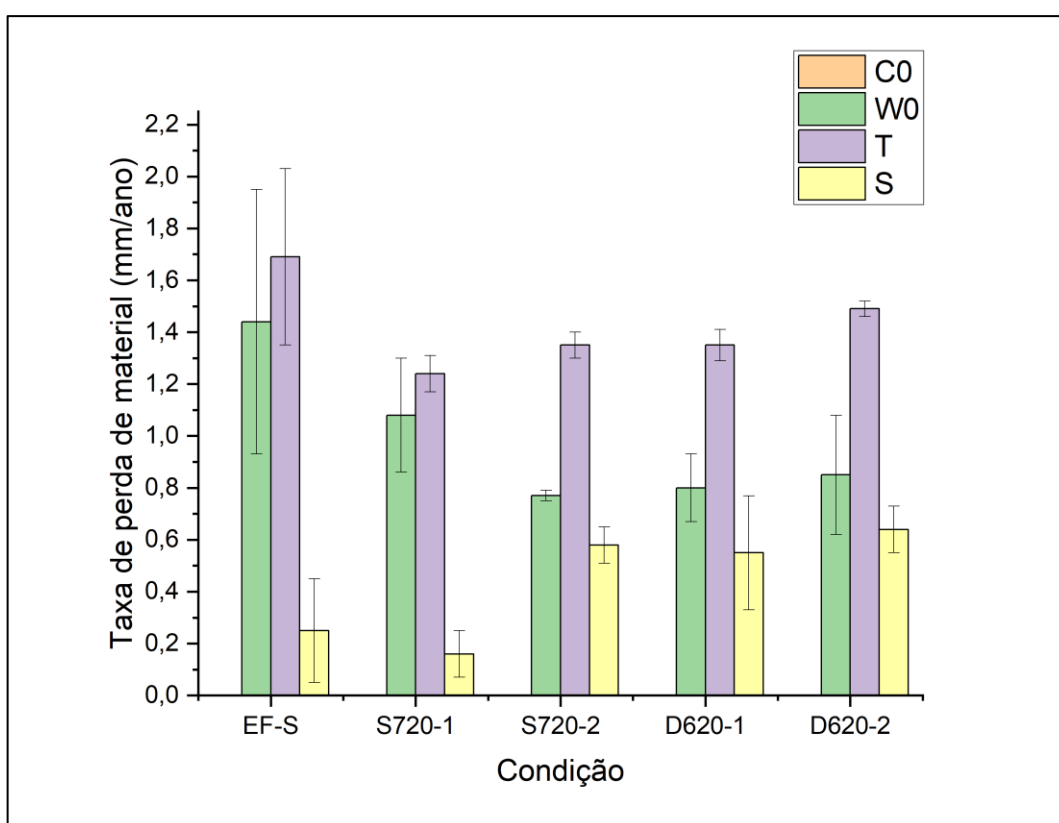
Na Tabela 13 são apresentados os valores medidos e calculados de taxa de perda de material e fator predominante na taxa de perda de material sob tribocorrosão, determinados conforme apresentado no item 3.4.4. Para facilitar a interpretação e análise dos dados, as taxas de perda de material para cada um dos parâmetros da equação de sinergia (Eq. 4) são apresentadas na Figura 44.

Tabela 13 – Valores calculados dos parâmetros de sinergia para a liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos

Condição	C0 ($\times 10^{-2}$ mm/ano)	W0 (mm/ano)	S	T (mm/ano)	$\frac{\Delta C_w}{\Delta W_c}$
EF-S	$0,0400 \pm 0,0004$	$1,44 \pm 0,51$	$0,25 \pm 0,20$	$1,69 \pm 0,34$	0,0011
S720-1	$0,02 \pm 0,01$	$1,08 \pm 0,22$	$0,16 \pm 0,09$	$1,24 \pm 0,07$	0,0005
S720-2	$0,03 \pm 0,01$	$0,77 \pm 0,02$	$0,58 \pm 0,07$	$1,35 \pm 0,05$	0,0005
D620-1	$0,05 \pm 0,01$	$0,80 \pm 0,13$	$0,55 \pm 0,22$	$1,35 \pm 0,06$	0,0007
D620-2	$0,02 \pm 0,01$	$0,85 \pm 0,23$	$0,64 \pm 0,09$	$1,49 \pm 0,03$	-0,0001

Fonte: Autoral (2024).

Figura 44 – Resumo dos resultados de desgaste tribocorrosivo (T), desgaste puro (W₀), corrosão pura (C₀) e sinergia (S) para a liga Inconel 718 com diferentes tratamentos térmicos



Fonte: Autoral (2024).

A análise da Figura 44 permite verificar que a taxa de perda de material sob tribocorrosão (T) diminui com o tratamento térmico de envelhecimento, contudo a comparação dos dados indica que não existem diferenças significativas entre os valores de perda de material para os diferentes envelhecimentos. Dos valores de desgaste puro (W₀) para as diferentes condições, têm-se a redução da perda de material até as condições envelhecidas na temperatura de 720°C (S720-1 e S720-2), mas apesar da dureza Vickers das condições com duplo envelhecimento (D620-1 e

D620-2) serem aproximadamente 30HV superior, esse aumento de dureza não refletiu e melhora no desgaste puro, a análise estatística indica que essas condições apresentam perda de massa similares à condição S720-2.

Ainda, estes resultados corroboram com o apresentado na Seção 4.4.2 quanto ao aumento da área ativa implicar em piores resistências à tribocorrosão, dada a maior taxa de perda de material sob tribocorrosão (T) da condição EF-S.

A análise da sinergia (S) mostra que os valores de sinergia (S) foram positivos, o que leva à conclusão de que o mecanismo de desgaste decorrente do efeito sinérgico entre desgaste e corrosão foi mais severo, indicando que a exposição do substrato durante o deslizamento intensifica o processo corrosivo, consequentemente a degradação eletroquímica é o fator que controla o aumento do desgaste do material, não se restringindo apenas ao desgaste mecânico. O mesmo efeito sinérgico foi observado no trabalho de Wieczorek *et al.* (2024) que analisou o efeito dos tratamentos térmicos na resistência à tribocorrosão da liga Inconel 718 fabricada por diferentes técnicas. Além disso verifica-se que as condições envelhecidas por D620-1, S720-2 e D620-2 apesar de apresentarem desgaste puro menor do que a condição solubilizada e envelhecida a 720° por 8h (S720-1), apresentam maior sinergia induzindo a uma maior taxa de desgaste por tribocorrosão do que a condição com envelhecimento único S720-1 (Figura 44).

A componente de sinergia indica uma maior influência da corrosão sobre o desgaste, do que o desgaste na corrosão. O cálculo do fator predominante na taxa de perda de material sob tribocorrosão ($\frac{\Delta C_w}{\Delta W_c}$) confirma esse fato, já que por serem todos abaixo de 0,1 indicam a predominância dos efeitos sinérgicos onde a corrosão influencia mais sobre o desgaste, do que o desgaste sobre a corrosão. Siddaiah *et al.* (2021) encontraram o mesmo comportamento, sugerindo ainda que os debris resultantes do deslizamento tiveram efeito protetivo contra a corrosão do material, motivo pelo qual o efeito do desgaste sobre a corrosão é reduzido.

5 CONCLUSÕES

Este trabalho investigou o efeito dos tratamentos térmicos de envelhecimento e solubilização na resistência à tribocorrosão da liga Inconel 718.

Foi possível verificar que o envelhecimento é efetivo para aumentar a dureza do material, sendo um aumento mais expressivo no tratamento de duplo envelhecimento, sugerindo a maior precipitação das fases γ' e γ'' .

Verificou-se que maiores períodos de tratamento térmico reduzem o potencial de quebra da camada passiva do material, de modo que mais investigações são necessárias para verificar se há influência na resistência à corrosão localizada da liga. No entanto não foram observadas diferenças significativas nos potenciais e densidades de corrente entre as condições.

Ainda, foi constatado que tanto no ensaio sob polarização catódica, quanto no ensaio de tribocorrosão, que o mecanismo de desgaste predominante foi o abrasivo. O coeficiente de atrito em ambas as condições permaneceu constante revelando a estabilidade da resistência ao atrito da liga mesmo com pequenas variações na dureza (65 HV) com os diferentes tratamentos térmicos.

Por fim, verificou-se que maiores tempos de envelhecimento aumentam a taxa de perda de material quando em tribocorrosão, sendo observado o acréscimo nessa taxa devido ao efeito sinérgico dos fenômenos de desgaste e corrosão, sendo que o desgaste é mais influenciado pela corrosão.

A condição S720-1 apresentou a melhor resistência à tribocorrosão, com menor perda de material, boa resistência à corrosão e tempo de tratamento mais curto, apesar da maior propensão ao desgaste puro.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o efeito dos tratamentos térmicos na resistência a fragilização por hidrogênio das condições testadas;
- Estudo comparativo da diferença de potencial formada entre pista e vizinhança das amostras em estado de fornecimento (1089 °C, 1 h + 788 °C, 7 h) e na condição S720-1 após deslizamento;
- Efeito dos precipitados MC no desempenho em corrosão e tribocorrosão da liga IN718 sob alta temperatura;

- Avaliar o efeito dos tratamentos térmicos na nitretação da liga IN718;
- Avaliar o efeito dos tratamentos térmicos no desempenho da liga IN718 em alta temperatura e pressão.

REFERÊNCIAS

ABBASCHIAN, R., ABBASCHIAN, L., REED-HILL, R. E. ***Physical Metallurgy Principles***. New York: Cengage Learning, p. 571-611, 2009

ABREU, D. **Tribocorrosão em aços inoxidáveis ferríticos: uma abordagem metodológica**. Dissertação (mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2019.

ACKA, E., GURSEL, A. ***A Review on Superalloys and IN718 Nickel-Based INCONEL Superalloy***. *Periodicals of Engineering and Natural Sciences*, v. 3 (1), p. 15-27, 2013.

ADACHI, K., KATO, K. ***Formation of smooth wear surfaces on alumina ceramics by embedding and tribo-sintering of fine particles***. *Wear*, v. 245, p. 84 – 91, 2000.

AGARWAL, P., JHA, S., DEWANGAN, S., AGARWAL, A. ***The Structure and Properties of Inconel 718 after Heat Treatment and Cooling in Various Media***. *Journal of Materials Engineering and Performance*,

AKONKO, S. LI, D. Y., ZIOMEK-MOROZ, M. ***Effects of cathodic protection on corrosive wear of 304 stainless steel***. *Tribology Letters*, v. 18 (3), p. 405 - 410, 2005.

ALANO, J. H. **Efeito da precipitação de fase secundária na resistência à corrosão da superliga UNS N6455**. Tese (doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2013.

AMANOV, A. **Improvement in mechanical properties and fretting wear of Inconel 718 superalloy by ultrasonic nanocrystal surface modification**. *Wear*, v. 446 – 447, 2020.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. ***API 6A71: Specification of nickel base alloy 718 (UNS N07718) for oil and gas drilling and production equipment***. API Specification 6A718, 1st. edition, Washington, D.C., 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ***Standard G15: Standard Terminology Relating to Corrosion and Corrosion Testing***. 5p, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements.** *ASTM international*, West Conshohocken, Pennsylvania, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard G119- 09: Standard Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion.** *ASTM international*, West Conshohocken, Pennsylvania, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard G-40-22: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion.** 9p, 2022.

AMIN, M. A., EL-BAGOURY, N., SARACOGLY, M., RAMADAN, M. **Electrochemical and Corrosion Behavior of cast Re-containing Inconel 718 Alloys in Sulphuric Acid Solutions and the Effect of CL⁻.** *International Journal of Electrochemical Science*, v. 9, p. 5352 – 5374, 2014.

ARAUJO, L. S. **Processamento e caracterização de superliga de níquel 718 para aplicações nucleares.** Tese (doutorado) – Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2012.

ASM INTERNATIONAL. **ASM – Metals Handbook Volume 4: Heat treating (10th edition).** *ASM International*, v. 4, p. 1861 – 1960, 1991.

ASM INTERNATIONAL. **Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection.** *ASM International*, 2003. 189–247p.

ASPHAHANI, A. I., SRIDHAR, N. **Corrosion fatigue of nickel and nickel base alloys.** *Corrosion*, v. 38(11), p. 587, 1982.

BAI, L., WAN, S., YI, G., SHAN, Y., PHAM, S. T., TIEU, A. K., LI, Y., WANG, R. **Temperature-mediated tribological characteristics of 40CrNiMoA steel and Inconel 718 alloy during sliding against Si₃N₄ counterparts.** *Friction*, v. 9 (5), p. 1175 – 1197, 2021

BAIN, E. C. **Functions of the alloying elements in steel (4th edition).** Pittsburgh: ASM, 1945.

BHUSHAN, B. **Introduction to Tribology.** John Wiley & Sons, 2013.

BIAVA, G. **Estudo da resistência à corrosão a baixa e alta temperatura de revestimentos PVD depositados em uma superliga de níquel.** Dissertação

(Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2019.

BOROWSKI, T., BROJANOWSKA, A., KOST, M., GARBACZ, H., WIERZCHON, T. ***Modifying the properties of the Inconel 625 nickel alloy by glow discharge assisted nitriding.*** *Vacuum*, 83, p. 1489-1493, 2009.

CALABOKIS, O. P. ***Corrosão localizada do aço duplex UNS S32750 Nitretado por plasma em baixas temperaturas.*** Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2020.

CALIARI, F. R., DA ROSA, E. F., DA SILVA, M. A., REIS, D. A. P. ***ANALYSIS OF PITTING CORROSION ON AN INCONEL 718 ALLOY SUBMITTED TO AGING HEAT TREATMENT.*** *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, v. 11, n. 3, p. 189-194, 2014.

CANDIOTO, K.C.G., CALIARI, F.R., REIS, D.A.P., COUTO, A. A., NUNES, C.A. ***Characterization of the Superalloy Inconel 718 After Double Aging Heat Treatment.*** *Mechanical and Materials Engineering of Modern Structure and Component Design, Advanced Structured Materials*, v. 70, p 293-300, 2015.

CARVALHO, E. J. B. ***Desenvolvimento de célula eletrolítica para ensaios de corrosão em materiais metálicos.*** Trabalho de Conclusão de Curso - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2019.

CASSAGNE, T., BONIS, M., DURET, C. ***Understanding field failures of alloy 718 forging materials in HP/HT wells.*** In: *Proc. Int. Conf. Eurocorr-2008, September (2008)*, Edinburgh, UK.

CHEN, J., WANG, J., CHEN, B., YAN, F. ***Tribocorrosion behavior of Inconel 625 alloy sliding Against 316 steel in seawater.*** *Tribol. Trans.*, 54, p. 514-522, 2011.

CHEN, Z., PENG, R., AVDOVIC, P., ZHOU, J., MOVERARE, J., KARLSSON, F., JOHANSSON, S. ***Effect of thermal exposure on microstructure and nano-hardness of broached Inconel 718***, 2014, *MATEC Web of Conferences Vol. 14 (2014) EUROSUPERALLOYS 2014 – 2nd European Symposium on Superalloys and their Applications: Session 8: Recrystallization and Grain Growth*, 08002-p.1-08002-p.6.

CHOUDHURY, I. A., EL-BARADIE, M. A. ***Machinability of nickel-based superalloys: a general review.*** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 77, p. 278-284, 1998.

COSTA, E. M. **Aços**. PUC/RS, 2003. Disponível em: <www.em.pucrs.br/~eleani/Protegidos/classificacaoacos.ppt3>. Acesso em: 21/08/2023.

DALMAU, A., RICHARD, C., IGUAL-MUÑOZ, A. **Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal**. *Tribology International*, v. 121, p. 167-179, 2018.

DAVIS, J. R. **Heat Resistant Materials – ASM Specialty Handbook**. ASM International, 1997.

DEBARBADILLO, J. J., MANNAN, S. K. **Alloy 718 for oilfield applications**. In: *International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*, 7, 2010. The Minerals Metals & Materials Society, 2012.

DERAVAJU, A. **A critical review on different types of wear of materials**. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology (IJMET)*, v. 6 (11), p. 77-83, 2015.

DIN 50320: Verschleiß - Begriffe, Analyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes. Beuth Verlag, Berlin 1979.

DIOMIDIS, N., CELIS, J. P., PONTIAUX, P., WENGER, F. **Tribocorrosion of stainless steel in sulfuric acid: Identification of corrosion-wear components and effects of contact area**. *Wear*, v. 269 (1 – 2), p. 93 – 103, 2010.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. **Superalloys: A Technical Guide**. 2^a ed, ASM International, 2008.

DUPONT, J. N., LIPPOLD, J. C., KISER, S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009.

ESPALLARGAS, N., MISCHLER, S. **Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulsed plasma nitrided Ni-Cr alloy**. *Wear*, 270, p. 464-471, 2011.

EZUGWU, E. O. **Key improvements in the machining of difficult-to-cut Aerospace superalloys**. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, v. 45, p. 1353-1367, 2005.

FENG, K., SHAO, T. **The evolution mechanism of tribo-oxide layer during high temperature dry sliding wear for nickel-based superalloy**. *Wear*, v. 476, 2021.

FIGUEIREDO, C. B., FARIAS FILHO, J. R. **Sustentabilidade da indústria de petróleo**. V Congresso Nacional de excelência em gestão, Niterói, RJ, p. 1-17, julho, 2009.

FONTANA, M. G. **Corrosion Engineering**. 3rd ed., Singapore: McGraw-Hill, 1987.

GALO, R. **Efeito da tribocorrosão em materiais odontológicos metálicos**. 2008. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo, Ribeirão Preto, 2008.

GEMELLI, E. **Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caracterização**. 2001.

GENTIL, V. **Corrosão**. 5. ed. LTC, 453p, 2007.

GONÇALVES, F. A. R. **ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DA SUPERLIGA INCONEL 718 APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE DUPLO ENVELHECIMENTO**. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de São Paulo, Instituto de Ciência e Tecnologia, São José dos Campos, 2015.

GUIMARÃES, A. V. **AVALIAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL PÓS FORJAMENTO DA LIGA DE NÍQUEL 718 COM ADIÇÃO DE ÍTRIO**. Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia, Rio de Janeiro, 2018.

GÜNEN, A., DÖLEKER, K. M., KORKMAZ, M. E., GÖK, M. S., ERDOGAN, A. **Characteristics, high temperature wear and oxidation behavior of boride layer grown on nimonic 80A Ni-based superalloy**. *Surface & Coatings*, v. 409, 2021.

HARSHA, A. P., TEWARI, U. S. **Two-body and three-body abrasive wear behaviour of polyaryletherketone composites**. *Polymer Testing*, v. 22 (4), p. 403-418, 2003.

HE, Q., LI, A. L., QU, W. H., ZHANG, Y., WANG, T., KONG, L. H. **Investigation on friction and wear properties of hightemperature bearing steel 9Cr18Mo**. *Materials Research*, v.21 (3), 2018.

HEAT TREATER'S GUIDE. **Practices and procedures for nonferrous alloys**. ASM International, The Materials Information Society, 1996.

HEANJIA SUPER METALS CO. **Inconel Alloy 718 for oil and gas industry**. Disponível em: <https://super-metals.com/news/inconel-alloy-718-and-725-in-oil-and-gas-industry/#>. Acesso em: 04 set. 2023.

HIRSCHMANN, A. C. O., REIS, D. A. P., NETO, C. M., SUGAHARA, T., NETO, F. P. **Curva do ensaio de fluência do Inconel 718 em temperatura de 650 °C.** In: Simpósio de Aplicações Operacionais em Áreas de Defesa, 11, 2009, São José dos Campos.

HOUGHTON, A., LEWIS, R., OLOFSSON, U., SUNDH, J. **Characterising and reducing seizure wear of inconel and incoloy superalloys in a sliding contact.** *Wear*, v. 271, 2011.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials.** Butterworth-Heinemann, 1992.

INMAN, I. A., DATTA, S., DU, H. L., BURNELL-GRAY, J. S., LUO, Q. **Microscopy of glazed layers formed during high temperature sliding wear at 750 °C.** *Wear*, v 254, p. 461 – 467, 2003.

JONES, D. A. **Principles and Prevention of Corrosion.** Pearson-Prentice Hall, 2nd edition, 2005. ISBN, 9812447539, 9789812447531

KAHRAMAN, G., KARADENIZ, S., **Characterization and wear behavior of plasma nitrided nickel based dental alloy.** *Plasma Chem Plasma Process*, v. 31, p. 595-604, 2011.

KARABULUT, Y., TASCIOGLU, E., KAYNAK, Y. **Heat treatment temperature-induced microstructure, microhardness and wear resistance of Inconel 718 produced by selective laser melting additive manufacturing.** *Optik – International Journal for Light and Electron Optics*, v. 227, 2021.

KHAR'KOV, A. A., SHAKHMATOV, A. V., GYULIKHANDANOV, E. L., ALEKSEEVA, E. L. **Comparative analysis of corrosion-resistant alloys Inconel 718 and ÉP718.** *Chemical and Petroleum Engineering*, v. 54 (9-10), p. 771-778, 2019

KOLTS, J. **Alloy 718 for the Oil and Gas Industry.** *Superalloys*, p. 329 – 344, 1989.

KONG, D., DONG, C., NI, X., ZHANG, L., MAN, C., ZHU, G., YAO, J., YAO, J., WANG, L., CHENG, X., LI X. **Effect of TiC content on the mechanical and corrosion properties of Inconel 718 alloy fabricated by a high-throughput dual-feed laser metal deposition system.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. (803), p. 637 – 648, 2019.

KRELL, J., RÖTTGET, A., THEISEN, W. **Chromium-nickel-alloys for wear application at elevated temperature,** *Wear*, V. 432 – 433, 2019.

KRUEGER., D. D. ***The development of direct aged 718 for gas turbine engine disk applications*** *Superalloy 718: Metallurgy and Applications*, Minerals, Metals & Materials Society, p. 279-296, 1989.

KURZYNOWSKI, T., SMOLINA, I., KOBIELA, K., KUŹNICKA, B., CHLEBUS, E. ***Wear and corrosion behaviour of Inconel 718 laser surface alloyed with rhenium.*** *Materials and Design*, v. 132, p. 349 – 359, 2017.

LANDOLT, D., MISCHLER, S., STEMP, M. ***Electrochemical methods in tribocorrosion: A critical appraisal.*** *Electrochimica Acta*, v. 46, n. 24–25, p. 3913–3929, 2001.

LANDOLT, D., MISCHLER, S. ***Tribocorrosion of passive metals and coatings.*** *Woodhead Publishing Limited*, 2011.

LI, J., LU, Y. H., TU, X. H., LI, W. ***The effect of subsurface degradation on tribocorrosion behaviors of Inconel 690 in 3.5% sodium chloride.*** *Wear*, v. 414 – 415, p. 289 295, 2018.

LIU, Y., LIU, L., LI, S., WANG, R., GUO, P., WANG, A., KE, P. ***Accelerated deterioration mechanism of 316L stainless steel in NaCl solution under the intermittent tribocorrosion process.*** *Journal of Materials Science & Technology*, v. 121, p. 67 – 79, 2022.

LÓPEZ-ORTEGA, A., ARANA, J. L., BAYÓN, R. ***Tribocorrosion of Passive Materials: A Review on Test Procedures and Standards.*** *International Journal of corrosion*, v. 2018 (1), 2018.

LUO, S., HUANG, W., YANG, H., YANG, J., WANG, Z., ZENG, X. ***Microstructural evolution and corrosion behaviors of Inconel 718 alloy produced by selective laser melting following different heat treatments.*** *Additive Manufacturing*, v. 30, 2019.

MA, C., WANG, S. C., WANG., L. P., WALSH, F. C., WOOD, R. J. K. ***The role of a tribofilm and wear debris in the tribological behaviour of nanocrystalline Ni–Co electrodeposits.*** *Wear*, v. (306), p. 296 – 303, 2013.

MADSEN, B. W. ***Measurement of erosion-corrosion synergism with a slurry wear test apparatus.*** *Wear*, v. 123 (2), p. 128 – 142, 1988.

MANKINS, W. L., LAMB, S., ***Nickel and Nickel Alloys. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Vol 2.*** ASM Handbook, ASM International, 1990.

MARCHEBOIS, H., LEYER, J., ORLANS-JOLIET, B., DELETOMBE, P., LANGRILL, C., DE MONTLEBER, D. **SSC Performance of a Super 13% Cr Martensitic Stainless Steel: Influence of PH₂S, pH, and Chloride Content**. *SPE International Oilfield Corrosion Symposium*, Aberdeen, UK, Maio, 2006.

MCMAHON, M. E., HARRIS, Z. D., SCULLY, J. R., BURNS, J. T. **The effect of electrode potential on stress corrosion cracking in highly sensitized Al–Mg alloys**. *Materials Science & Engineering A*, v. 767, 2019.

MINDIVAN, F., MINDIVAN, H. **Comparisons of Wear Performance of Hardened Inconel 600 by Different Nitriding Processes**. *Procedia Engineering*, v. 68, p. 730-735, 2013.

MISCHLER, S., ROSSET, E. A., LANDOLT, D. **Effect of Corrosion on the Wear Behavior of Passivating Metals in Aqueous Solutions**. *Tribology Series*, v. 25, p. 245–253, 1993.

MIYOSHI, A., HARA, A. **HIGH-TEMPERATURE HARDNESS OF WC, TiC, TaC, NbC AND THEIR MIXED CARBIDES**. *Sumitomo Elec. Tech. Rev.*, v. 7, 1966.

MONTENEGRO, V. **O Brasil é destaque no cenário global de óleo e gás**. Exame, 2022. Disponível em: <<https://exame.com/bussola/o-brasil-e-destaque-no-cenario-global-de-oleo-e-gas/>>. Acesso em: 04 set. 2023.

MOSTAFA, A. **Structure, Texture and Phases in 3D Printed IN718 Alloy Subjected to Homogenization and HIP Treatments**. *Metals*, 7(6), 196, 2017.

NASCIMENTO, I. A.; NASCIMENTO, A. M.; BAPTÍSTA, A. L.; BAPTÍSTA, L. A.; SILVEIRA, R. M. S. **Aspectos Técnicos da superliga de Inconel 718 utilizada para fabricação de tubos centrifugados empregados na exploração de petróleo em águas profundas**. Contribuição técnica. 68º CONGRESSO ANUAL DA ABM – INTERNACIONAL, 2013.

NUNES, R. M., PEREIRA, D., CLARKE, T., HIRSCH, T. K. **Delta Phase Characterization in Inconel 718 Alloys Through X-ray Diffraction**. *ISIJ International*, v. 55 (11), p. 2450-2454, 2015.

NUÑEZ DE LA ROSA, Y., CALABOKIS, O. P., BALLESTEROS-BALLESTEROS, V., TAFUR, C. L., BORGES, P. C. **Assessment of the Pitting, Crevice Corrosion, and Mechanical Properties of Low-Temperature Plasma-Nitrided Inconel Alloy 718**. *Metals*, v. 13 (7), p. 1172, 2023.

OIKAVA, Y. I. **Comportamento tribológico da liga Inconel 718 nitretada por plasma em gaiola catódica**. Dissertação (Mestrado) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Curitiba, 2019.

OLIVEIRA, D. S. **Estudo de Revestimentos de Superliga de Níquel 625 em Aços API com o Processo de Soldagem Plasma Pó de Arco Transferido**. Dissertação (mestrado) – UFRJ /COPPE /Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2019.

OLIVEIRA, E., VENTURA, M. **Ministério prevê alta de 70% na produção de petróleo em 10 anos. Brasil não conseguirá elevar extração rapidamente**. O Globo, 2022. Disponível em: <<https://oglobo.globo.com/economia/ministerio-preve-alta-de-70-na-producao-de-petroleo-em-10-anos-brasil-nao-conseguira-elevar-extracao-rapidamente-25440853>>. Acesso em: 04 set. 2023.

ONYEWUENYI, O. A. **Alloy 718 – Alloy optimization for applications in oil and gas production**. *Superalloy 718 – Metallurgy and Applications*, E. a. Loria, ed., TMS, p. 345 – 362, 1989.

PAPAGEORGIOU, N.; MISCHLER, S. **Electrochemical simulation of the current and potential response in sliding tribocorrosion**. *Tribology Letters*, v. 48 (3), p. 271 – 283, 2012.

PEREZ, T. E. **Corrosion in the Oil and Gas Industry: An Increasing Challenge for Materials**. *JOM*, v. 65 (8), 2013.

PINTAUDE, Giuseppe (org.). **Materiais metálicos: composição, fabricação, propriedades e desempenho**. Natal, RN: Rede PDIMat, 2022. E-book (403p.) color. ISBN: 978-65-00-47916-4.

PONTHIAUX, P., WENGER, F., DREES, D., CELIS, J. P. **Electrochemical techniques for studying tribocorrosion processes**. *Wear*, v. 256, p. 459–468, 2004.

POSSOLI, F. A. A. **Tribocorrosão em meio salino do aço superduplex UNS S32750 nitretado por plasma em baixas temperaturas**. Dissertação (Mestrado) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Curitiba, 2020.

RAFIEI M., MIRZADEH H., MALEKAN M., **Micro-mechanisms and precipitation kinetics of delta (δ) phase in Inconel 718 superalloy during aging**. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019.

RAMANATHAN, L. V. **Corrosão e seu controle**. Hemus, 1997.

RAMIREZ, J. E. **Weldability evaluation of Supermartensitic Stainless Pipe Steels**. *Welding Journal*, v. 86, p. 125-132, 2007.

RANALLI, G. A., PALLONE, A. S. N., PEREIRA, V. F., OLIVEIRA, R. G., MARIANO, N. A. **Efeito da nitretação por plasma com pós-oxidação e por banho de sal na resistência à corrosão de um aço ferramenta**. *Revista Matéria*, v. 14 (2), p. 814-823, 2009.

REDDY, K. M., MUKHOPADHYAY, A., BASU, B. **Microstructuremechanical-tribological property correlation of multistage spark plasma sintered tetragonal ZrO₂**. *Journal of the European Ceramic Society*, v. 30 (16), p. 3363 – 3375, 2010.

REN, X., SRIDHARAN, K., ALLEN, T. R. **Corrosion Behavior of Alloys 625 and 718 in Supercritical Water**. *Corrosion*, v. 63 (7), p. 603–612, 2007.

RESENDE, C., DINIZ, A. F., MARTELLI, P. B., BUENO, A. H. S. **Avaliação da Eficiência de Inibidores de Corrosão para Concretos em Ambientes Contaminados com CO₂ e Íons Cloretos**. *Revista Virtual Quím.*, v. 9 (2), 2017.

REZENDE, M. C., **Estudo sobre o efeito de diferentes tratamentos térmicos na ocorrência de envelhecimento dinâmico no Inconel 718**. Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2015.

RIBEIRO, J. J. K. **Efeito de tratamentos isotérmicos no comportamento em corrosão, tribologia e tribocorrosão do aço inoxidável duplex UNS S32205**. Tese (doutorado) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2023.

RUSTAMOV, I. A., SABIROVA, O. S., WANG, Z., WANG, Y. **Fretting Wear Behavior and Damage Mechanisms of Inconel X-750 Alloy in Dry Contacts**. *Advances in Materials Science and Engineering*, v. 2019 (1), 2019.

RYNIO, C., HATTENDORF, H., KLOWER, J., EGgeler, G. **On the physical nature of tribolayers and wear debris after sliding wear in a superalloy/steel tribosystem at 25 and 300 °C**. *Wear*, v. 315, p. 1 – 10, 2014.

RYNIO, C., HATTENDORF, H., KLOWER, J., EGgeler, G. **The Evolution of tribolayers during high temperature sliding wear**. *Wear*, v. 315, p. 1 – 10, 2014.

SADOVIK, M. S. **Análise da evolução da indústria do petróleo: formação de preços do óleo e seus derivados.** Dissertação (graduação) – Universidade Federal do Pampa, Ciências Econômicas, 2022.

SANTOS, I. A. **Caracterização de uma superliga de níquel sob temperaturas elevadas.** Dissertação (Mestrado) – Universidade de São Paulo, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1993.

SANTOS, T. S. R. **Estudo dos efeitos do Hidrogênio nas propriedades mecânicas da liga 718 em diferentes condições de envelhecimento.** Dissertação (Mestrado)– Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2009.

SARTORI, M. **Avaliação da tenacidade à fratura da liga inconel 718 sob proteção catódica em água do mar sintética utilizando a técnica de *step loading*.** Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2014.

SIDDAIAH, A., KASAR, A., KUMAR, P., AKRAM, J., MISRA, M., MENEZES, P. L. ***Tribocorrosion behavior of inconel 718 fabricated by laser powder bed fusion-based additive manufacturing.*** *Coatings*, v. 11(2), p. 195 - 204, 2021.

SILVA, G. M. **Caracterização eletroquímica de juntas dissimilares dos aços AISI 316L e da liga Inconel 718.** Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal Fluminense, Prograa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Volta Redonda, 2019.

SIMMONS, M. R. ***Report of Offshore Technology Conference (OTC) presentation.*** Houston, NACE International Oil and Gas Production, 2008.

SIMS, T. S., STOLOFF, N., HAGEL, W. C. ***Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power.*** Wiley-Interscience, 2ªed.,1987.

SINGH, V., MELETIS, E. I. ***Synthesis, characterization and properties of intensified plasma-assisted nitrided superalloy Inconel 718.*** *Surface & Coatings Technology*, v. 201, p. 1093 – 1101, 2006.

SISTA, V., KAHVECIOGLU, O., KARTAL, G., ZENG., Q. Z., KIM, J.H., ERYLMAZ, O.L., ERDEMIR, A., ***Evaluation of electrochemical boriding of Inconel 600.*** *Surface & Coatings Technology*, p. 452, 2015.

SHADRAVAN, A., AMANI, M. **HPHT 101-What Petroleum Engineers and Geoscientists Should Know about High Pressure High Temperature Wells Environment**. *Energy Science and Technology*, v. 4(2), p. 36-60, 2012.

SHREIR, L. L., JARMAN, R. A., BURSTEIN, G. T. **Corrosion (3rd Edition)**. *Butterworth-Heinemann*, 1994.

SLAMA, C., ABDELLAOUI, M. **Structural characterization of the aged Inconel 718**. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 306, p. 277 –284, 2000.

SMITH, T. M., GABB, T. P., KANTZOS, C. A., THOMPSON, A. C., SUDBRACK, C. K., WEST, B., ELLIS, D. L., BOWMAN, C. L. **The effect of composition on microstructure and properties for additively manufactured superalloy 718**. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 873, 2021.

SPECIAL METALS CORPORATION. **Inconel 718 alloy**. SMC-045. Special Metals Corporation, 2007.

SOUZA, A. P. N. Dissertação (Mestrado) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Curitiba, 2020.

SOUZA, D. **Avaliação do comportamento em corrosão e tribocorrosão de revestimentos de inconel 625 depositados pelo processo de soldagem MIG/MAG**. Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pelotas, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Pelotas, 2019.

SOUZA, R. P., SILVA, M. L., JÚNIOR, O. M. Efeito do teor de nióbio e do ciclo de envelhecimento nas propriedades mecânicas da superliga INCONEL 718®. In: CONGRESSO ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE FUNDIÇÃO, 17, 2017, São Paulo. **Anais eletrônicos** [...], São Paulo, 2017. Disponível em: <https://abifa.org.br/wp-content/uploads/2017/10/26.09-11h15-Efeito-Nb-Envelhecimento-Propriedades-Mec%C3%A2nicas-Inconel-718.pdf>. Acesso em: 04 set. 2023.

STACHOWIAK, G. W. (Ed.). **Wear: materials, mechanisms and practice**. Chichester: John Wiley & Sons, 2005.

STACHOWIAK, G. W., BATCHELOR, A. W., STACHOWIAK, G. B. **Experimental Methods in Tribology (1st edition)**. *Elsevier*, v. 44, Amsterdam, 2004.

STACHOWIAK, A., WIECZOREK, D., GRUBER, K., BARTKOWSKI, D., BARTKOWSKA, A., ULBRICH, D. **Comparison of tribocorrosion resistance of**

Inconel® 718 alloy manufactured by conventional method and laser powder bed fusion method. *Tribology International*, v. 182, 2023.

STOTT, F. H., LIN, D. S., WOOD, G. C. **'Glazes' produced on nickel-base alloys during high temperature wear.** *Nature*, v. 242, p. 75 – 77, 1973.

STRZELCZAK, K., DUDEK, A. **The structure and coefficient of friction of welded nickel alloys inconel 625 and inconel 718.** *Tribologia*, v. 285 (5), p. 109 – 115, 2018.

SUSKI, C. A. **ESTUDO DO EFEITO DE TRATAMENTOS E REVESTIMENTOS SUPERFICIAIS NA VIDA DE FERRAMENTAS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA À FRIO.** Dissertação (Mestrado) — Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2004.

TANG, Y., SHEN, X., LIU, Z., QIAO, Y., YANG, L., LU, A., ZOU, J., XU, J. **Corrosion Behaviors of Selective Laser Melted Inconel 718 Alloy in NaOH Solution.** *ACTA Metallurgica Sinica*, v. 58 (3), p. 324 – 333, 2022.

TANZI, M. C., FARÈ, S., CANDIANI, G. **Chapter 5 - Sterilization and Degradation.** *Foundations of Biomaterials Engineering*, Academic Press, p. 289 – 328, 2019.

TECCHIO, D. **Metodologia para avaliação da tribocorrosão durante o ensaio intermitente do aço super duplex UNS S32750 nitretado por plasma em baixa temperatura.** Dissertação (Mestrado) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica e de Materiais, Curitiba, 2022.

THIRUGNANASAMBANTHAM, K. G., RAJU, R., SANKARAMOORTHY, T., VELMURUGAN, P., KANNAGI, A., REDDY, M. C. K., CHARY, V. S. K., MUSTAFA, M. A., CHANDRA, V. R. **Degradation mechanism for high-temperature sliding wear in surface-modified IN718 superalloy.** *Cogent Engineering*, v., 5 (1), 2018.

THYSSENKRUP, VDM. **Nicrofer® 5219 Nb – alloy 718. Material Data Sheet No. 4027.** Mar. 2003. Disponível em: <http://eng.esab.co.kr/Web-App/Upload/2012/11/05/Nicrofer5219Nb_alloy%20718.pdf>. Acesso em: 04 set. 2023.

TICIANELLI, E. A., GONZALEZ, E. R. **Eletroquímica: Princípios e Aplicações.** Editora da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.

TREMBACH, B., GRIN, A., SUBBOTINA, V. V., VYNAR, V. A., KNYAZEY, S., ZAKIEV, V., TREMBACH, I., KABATSKYI, O. **Effect of exothermic addition (CuO-Al) on the structure, mechanical properties and abrasive wear resistance of deposited**

metal during self-shielded flux-cored arc welding. *Tribol. Ind.*, 43, p. 452-464, 2021.

TREMBACH, B., SUKOV, M. G., VYNAR, V.A., TREMBACH, I.O., SUBBOTINA, V. V. REBROV, O. Y., REBROVA, O. M., ZAKIEV, V. I. **Effect of Incomplete replacement of Cr for Cu in the deposited alloy of Fe-C-Cr-B-Ti alloying system with a médium boron content (o25% wt.) on its corrosion resistance.** *Metallofiz Noveishie Tekhnol*, 44 (4), p. 493-515, 2022.

UNS N07718 – **Specification of nickel base alloy 718 for oil and gas drilling and production equipment**, API Specification 6^a718, first edition, Washington, D.C., 2004.

VARELA, A. V. **Fenômeno de fratura intergranular assistida por oxidação em superligas de níquel 718.** Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Rio de Janeiro, 2017.

VISHWAKARMA, K. R., RICHARDS, N. L., CHATURVEDI, M.C. **Microstructural Analysis of Fusion and Heat Affected Zones in Electron Beam Welded ALLVAC® 718 PLUSTM superalloy.** *Materials Science and Engineering*, v. 780, p. 517 – 528, 2007.

WANG, C., LI, R. **Effect of double aging treatment on structure in Inconel 718 alloy.** *Journal of Materials Science*, 39, p. 2593-2595, 2004.

WANG, X.Z., JIANG, Y., WANG, Y., YE, C., DU, C.F. **Probing the tribocorrosion behaviors of three nickel-based superalloys in sodium chloride solution.** *Tribology International*, 172, 107581, 2022.

WATSON, S. W., FRIEDERSDORF, F. J., MADSEN, B. W., CRAMER, S. D., **Methods of measuring wear-corrosion synergism.** *Wear*, v. 181 – 183 (2), p. 476 – 484, 1995.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão.** Editora da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.

XAVIER, M. D. **Mecanismos de endurecimento da superliga Inconel 718.** *Revista Eletrônica de Educação e Tecnologia do SENAI-SP*. ISSN: 1981-8270. v. 3 (7), 2009.

XU, Z., LU, Z., ZHANG, J., LI, D., LIU, J., LIN, C. **The Friction and Wear Behaviours of Inconel 718 Superalloys at Elevated Temperature.** *Frontiers in Materials*, v. 8, p. 1 – 11, 2021.

XUE, L., WANG, J., LI, L., CHEN, G., SUN, L., YU, S. **Enhancement of wear and erosion-corrosion resistance of Inconel 718 alloy by liquid nitriding.** *Materials Research Express*, v. 7, 2020.

YOU, X., TAN, Y., ZHOA, L. YOU, Q., WANG, Y., YE, F., LI, J. **Effect of solution heat treatment on microstructure and electrochemical behavior of electron beam smelted Inconel 718 superalloy.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 741, p. 792-803, 2018.

ZUM-GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials. Tribology.** Elsevier, 1987.

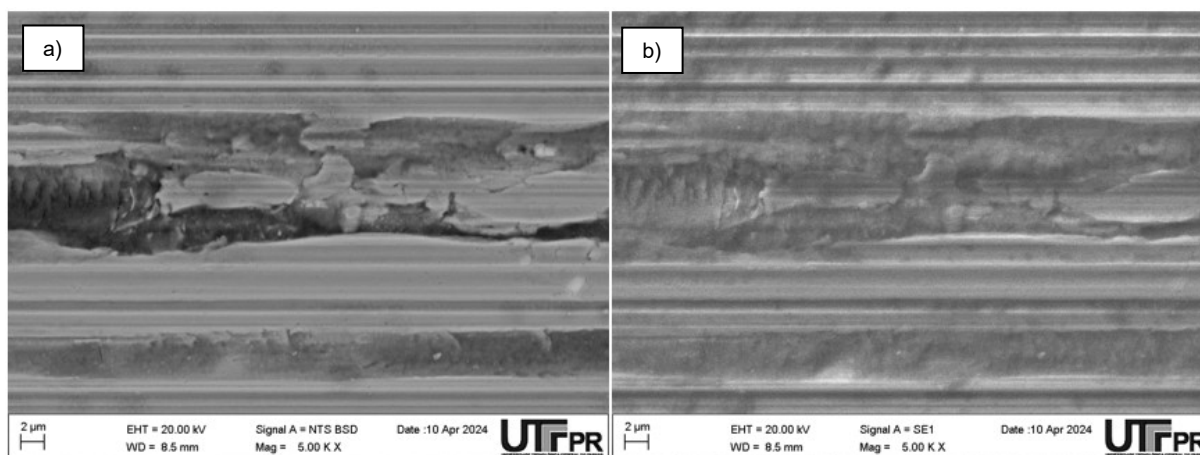
ZHANG, L. N., OJO, O. A. **Corrosion behavior of wire arc additive manufactured Inconel 718 superalloy.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 829, 2020.

ZUM-GAHR, K. H. **Wear by hard particles.** *Tribology International*, v. 31 (10), p. 587-596, 1998.

APÊNDICE A – MICROGRAFIAS DAS PISTAS DE DESLIZAMENTO

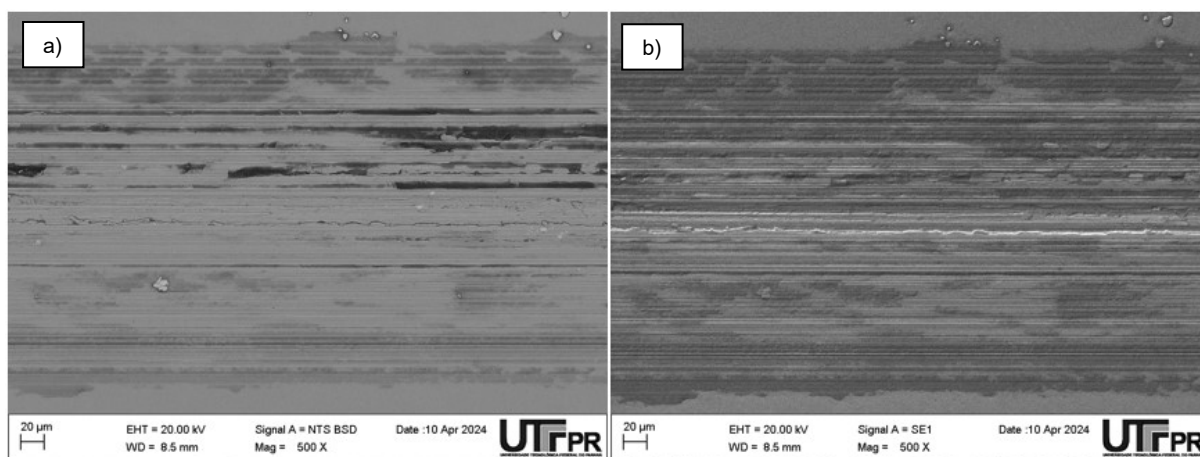
A.1. Ensaios de desgaste puro (deslizamento sob polarização catódica)

Figura 45 – Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários



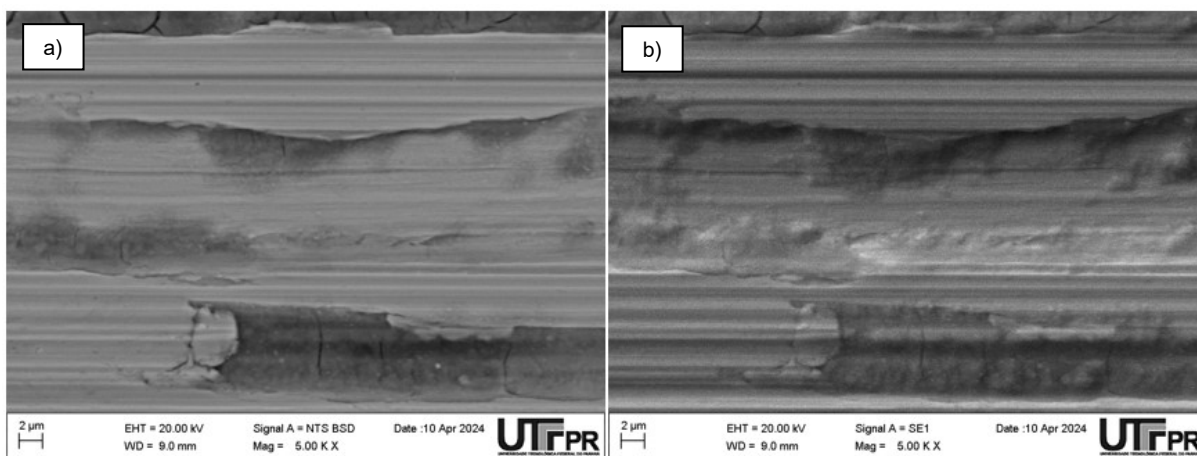
Fonte: Autoral (2024).

Figura 46 – Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários



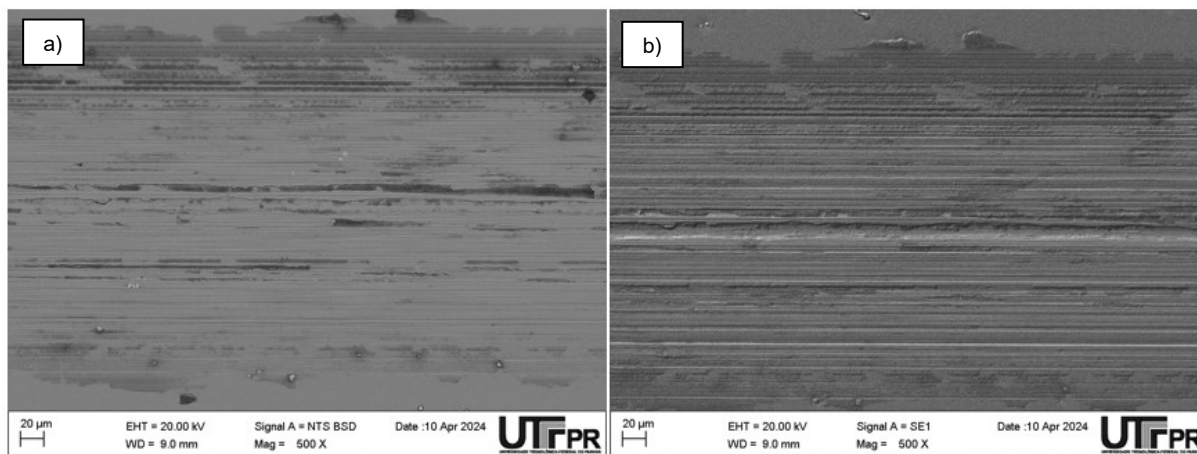
Fonte: Autoral (2024).

Figura 47 - Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários



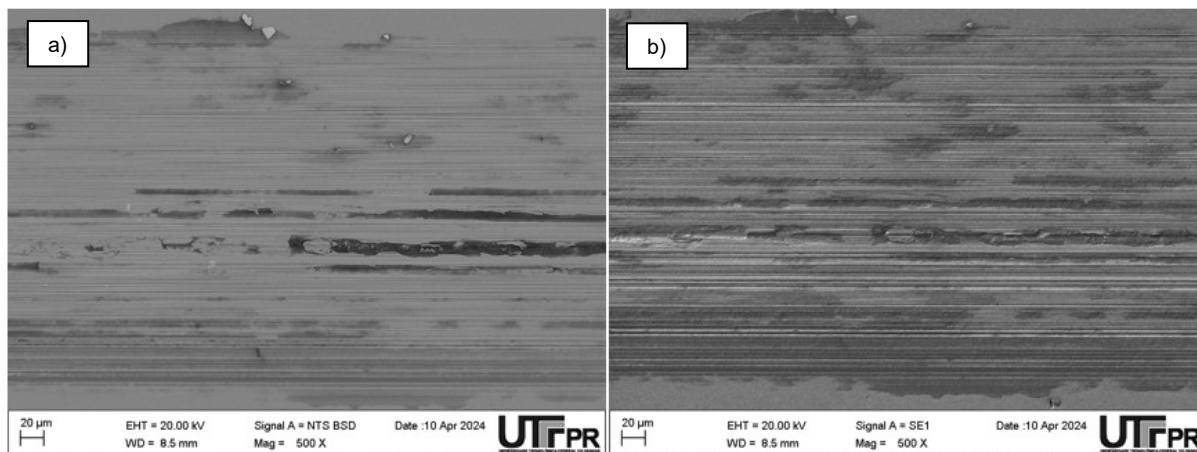
Fonte: Autoral (2024).

Figura 48 - Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários



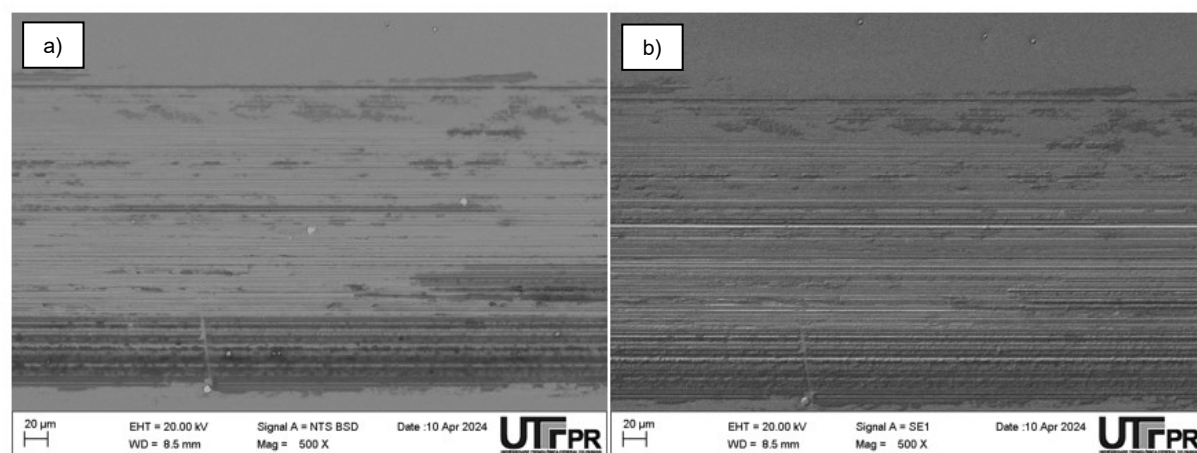
Fonte: Autoral (2024).

Figura 49 - Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 48 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários



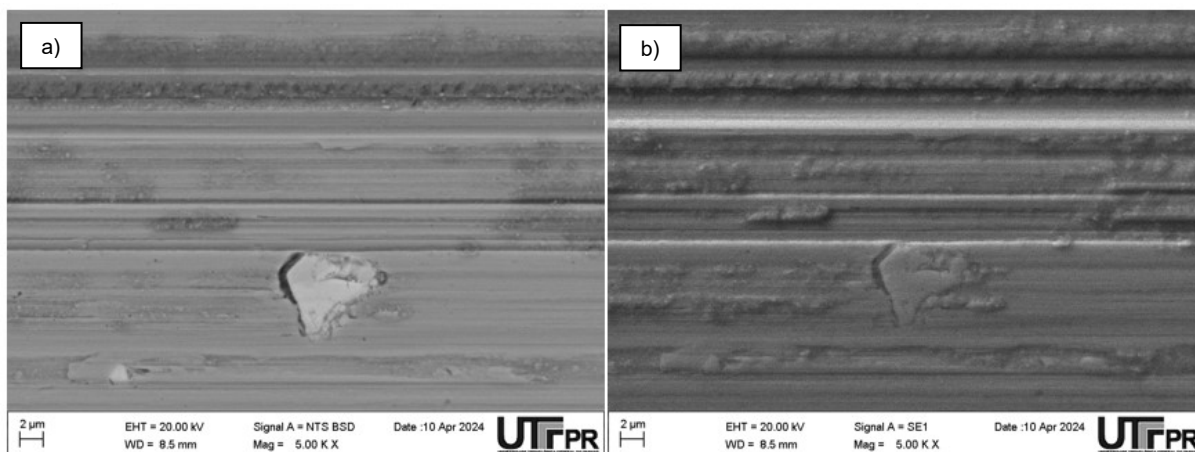
Fonte: Autoral (2024).

Figura 50 – Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas seguido de 620 °C por 8 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários



Fonte: Autoral (2024).

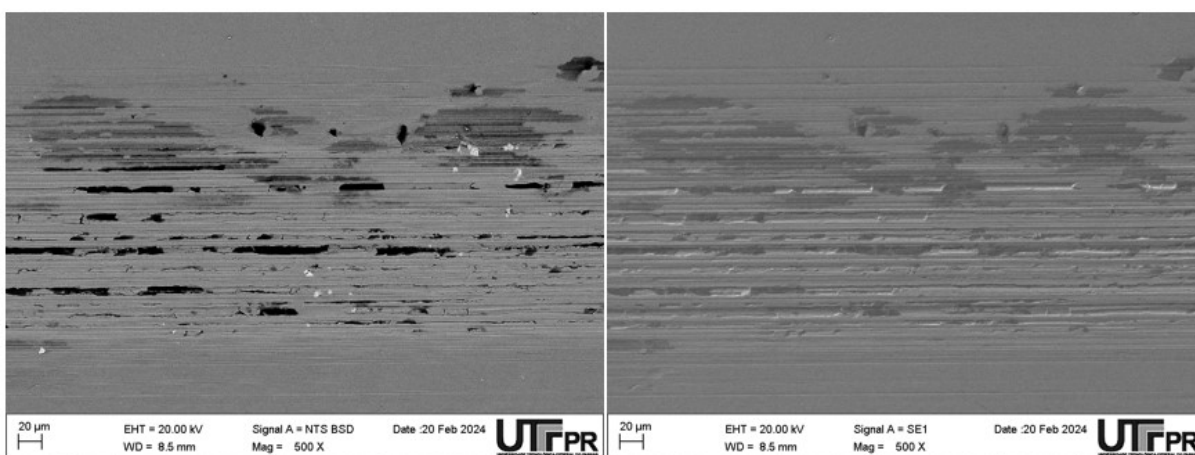
Figura 51 - Micrografias da pista de deslizamento sob polarização catódica de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas seguido de 620 °C por 8 horas, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários



Fonte: Autoral (2024).

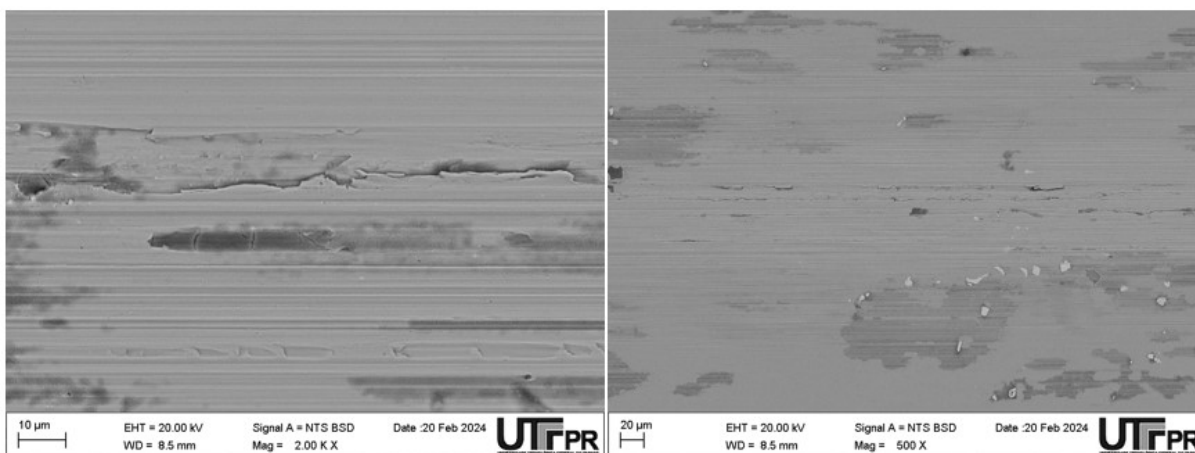
A.2. Ensaio de tribocorrosão (deslizamento em PCA)

Figura 52 – Micrografias da pista de deslizamento em potencial de circuito aberto de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h, sendo a) no modo elétrons retroespalhados e b) no modo elétrons secundários



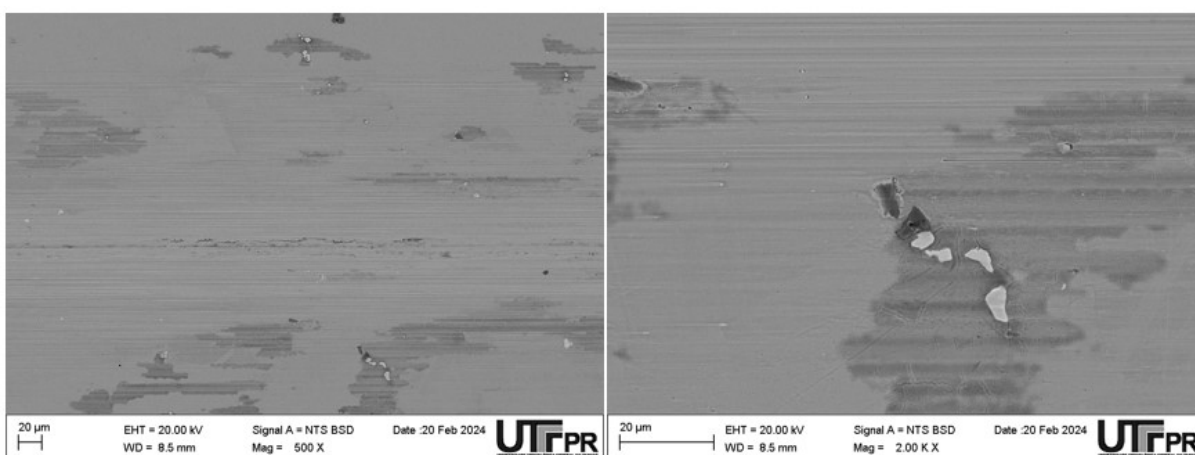
Fonte: Autoral (2024).

Figura 53 - Micrografias da pista de deslizamento em potencial de circuito aberto de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas no modo elétrons retroespalhados



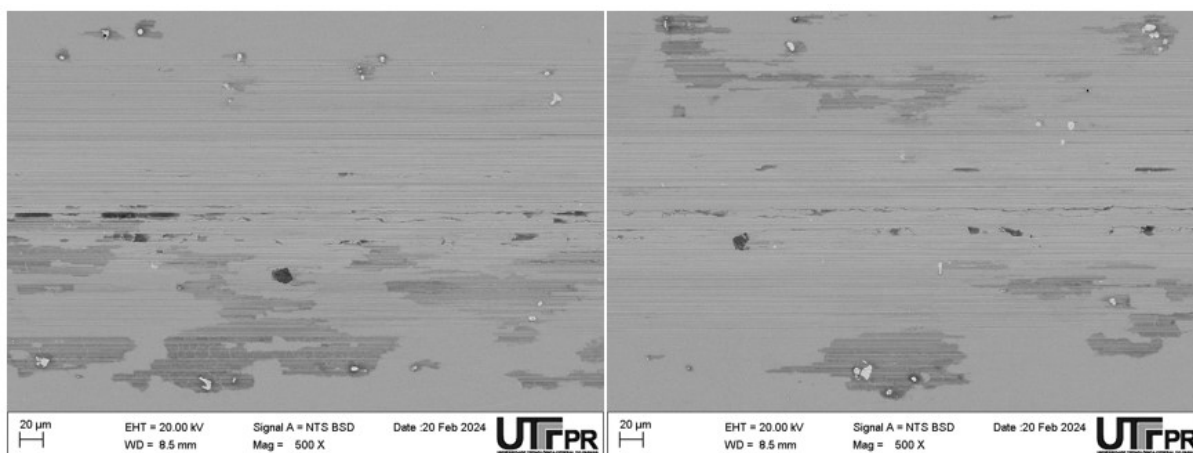
Fonte: Autoral (2024).

Figura 54 - Micrografias da pista de deslizamento em potencial de circuito aberto de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 48 horas no modo elétrons retroespalhados



Fonte: Autoral (2024).

Figura 55 - Micrografias da pista de deslizamento em potencial de circuito aberto de uma amostra de Inconel 718 solubilizada à 1040 °C/1 h e envelhecida à 720 °C por 8 horas seguido de 620 °C por 8 horas no modo elétrons retroespalhados



Fonte: Autoral (2024).