MINISTÉRIO DA DEFESA EXÉRCITO BRASILEIRO DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

KÉSIA SIMÕES RIBEIRO

ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA LIGA INCONEL 625, AÇO DUPLEX 2205 E AÇO 316L APLICADOS NA INDÚSTRIA DE ÓLEO E GÁS

RIO DE JANEIRO 2025

KÉSIA SIMÕES RIBEIRO

ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA LIGA INCONEL 625, AÇO DUPLEX 2205 E AÇO 316L APLICADOS NA INDÚSTRIA DE ÓLEO E GÁS

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador(es): Carlos Nelson Elias, D.C. Francielly Moura de Souza Soares, D.C.

> Rio de Janeiro 2025

©2025 INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmar ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

> Ribeiro, Késia Simões. ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA LIGA INCONEL 625, AÇO DUPLEX 2205 E AÇO 316L APLICADOS NA INDÚSTRIA DE ÓLEO E GÁS / Késia Simões Ribeiro. – Rio de Janeiro, 2025. 107 f.

Orientador(es): Carlos Nelson Elias e Francielly Moura de Souza Soares.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência e Engenharia de Materiais, 2025.

1. Corrosão; Íons cloreto; Meio ácido; Inconel 625; Aço inoxidável 316L; Aço inoxidável duplex 2205. i. Elias, Carlos Nelson (orient.) ii. Soares, Francielly Moura de Souza (orient.) iii. Título

KÉSIA SIMÕES RIBEIRO

ANÁLISE DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA LIGA INCONEL 625, AÇO DUPLEX 2205 E AÇO 316L APLICADOS NA INDÚSTRIA DE ÓLEO E GÁS

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência e Engenharia de Materiais. Orientador(es): Carlos Nelson Elias e Francielly Moura de Souza Soares.

Aprovada em 18 de Fevereiro de 2025, pela seguinte banca examinadora:

enfortins Prof. Carlos Nelson Elias - D.C. do IME - Presidente Diaz - D.C. da UFRJ Prof. Susa Prof. Gláucio Soures da Fonseca - D.C. da UFF Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.C. do IME m 5 sears Francielly Moura de Souza Soares - D.C. Seatrium

Rio de Janeiro 2025

Dedico este trabalho a Deus, que me sustentou e fortaleceu em todos os momentos, ao meu amado filho Benjamin e ao meu esposo Hercules, que foram minhas bases, meu alicerce e minha inspiração para chegar até aqui.

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus por ser minha fonte de inspiração, por direcionar meus passos com sabedoria, me capacitar com habilidades e conhecimento, e renovar minhas forças em cada desafio enfrentado ao longo desta jornada.

Aos meus pais (*in memorian*), Gilceia e Valter, pela dádiva da vida, pelo amor, pelo investimento em meu futuro e por serem parte essencial de quem sou.

Ao meu esposo, Hercules, por todo incentivo, pelo apoio incondicional e pela dedicação incansável. Por acreditar em mim, mesmo quando eu já duvidava, por carregar o peso das responsabilidades muitas vezes sozinho enquanto eu me dedicava aos estudos, e por seu amor e cuidado constantes, tanto comigo quanto, principalmente, com o nosso filho. Sua força e companheirismo foram fundamentais para que eu chegasse até aqui.

Ao meu amado filho, Benjamin, minha luz e inspiração, que me dá forças para lutar e superar cada desafio. Obrigada por, com sua pureza e alegria, tornar meus dias mais felizes e por me ensinar o verdadeiro e mais profundo amor incondicional. Você é o maior presente da minha vida.

Ao meu orientador, Carlos Nelson Elias, minha sincera gratidão por acreditar em mim, por todo o auxílio, dedicação e paciência ao longo desta jornada. Seus ensinamentos e orientação não apenas enriqueceram este trabalho, mas também serão valiosos em minha trajetória profissional e pessoal para toda a vida.

À minha querida amiga Francielly, minha gratidão por sua amizade, orientação e auxílio. Obrigada por acreditar em mim, por me incentivar a crescer como profissional e por abrir portas que foram essenciais nesta jornada. Sua generosidade e apoio fazem toda a diferença na minha vida.

Às minhas amigas Renata, Laura e Tamara, minha gratidão pela parceria e companheirismo ao longo desta jornada de estudos. Obrigada pelo incentivo constante e pelos momentos felizes que compartilhamos no IME, que tornaram essa etapa mais leve e especial.

À minha amiga Julianna, minha profunda gratidão por todo o incentivo, pela valiosa ajuda nas análises e pelo apoio constante ao longo desta jornada.

Aos meus amigos do laboratório Biomat do IME, minha sincera gratidão pelo incentivo, apoio e pela parceria ao longo desta jornada. Obrigada por compartilharem conhecimentos, experiências e momentos que enriqueceram não apenas este trabalho, mas também minha trajetória acadêmica e pessoal.

Aos professores do programa de pós-graduação em Ciência e Engenharia dos

Materiais do IME, minha sincera gratidão pelo apoio e pelo conhecimento compartilhado ao longo desta jornada. Suas orientações e ensinamentos foram importantes para o meu crescimento acadêmico.

À Capes e à FAPERJ, minha gratidão pelo auxílio financeiro, por meio da concessão de bolsa de estudos, que me possibilitou dedicar-me integralmente à pesquisa e ao desenvolvimento deste trabalho.

"Porque dEle e por Ele, e para Ele, são todas as coisas; glória, pois, a Ele eternamente. Amém." (Bíblia Sagrada, Romanos 11: 36)

RESUMO

As ligas Inconel 625, aço inoxidável 316L e aço duplex 2205 são amplamente utilizadas em tubulações na indústria de óleo e gás, devido as suas excelentes propriedades, como resistência mecânica e resistência à corrosão. A elevada resistência à corrosão dessas ligas está associada a capacidade de formar um filme de óxido passivo em sua superfície. No entanto, quando estes materiais são expostos a ambientes agressivos, que contém íons cloreto e variações de temperaturas e pH, como o meio marítimo, essas ligas podem ser susceptíveis à corrosão. O objetivo deste trabalho foi avaliar a suscetibilidade à corrosão da liga Inconel 625, aço inoxidável 316L e aço duplex 2205 em meio corrosivo contendo cloreto de sódio e ácido clorídrico. Para a caracterização foram utilizadas as técnicas de difração de Raios X, fluorescência de Raios X, microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), dureza por microindentação Vickers e molhabilidade. Para as análises eletroquímicas foram utilizadas medida de potencial de circuito aberto, polarização potenciodinâmica, cronoamperometria e amperometria de resistência zero que avaliaram o potencial e a corrente galvânica entre as ligas. Como eletrólito foram utilizadas soluções contendo NaCl a 3,5 % e HCl 1M. Antes e após as análises de polarização potenciodinâmica foram realizados ensaios de rugosidade, MEV e MO para observar o efeito do meio corrosivo nas ligas. Os resultados mostraram que, em meio contendo cloreto de sódio, a liga Inconel 625 e o aço duplex 2205 apresentaram maior resistência à corrosão em comparação ao aço inoxidável 316L. Em meio ácido, a liga Inconel 625 apresentou maior resistência à corrosão, enquanto que o aço 316L apresentou menor resistência à corrosão. Todas as ligas analisadas sofreram uma redução na resistência à corrosão quando expostas ao meio ácido. Não foi observada corrosão galvânica entre os pares na solução de NaCl a 3,5 %. Contudo, no meio contendo ácido clorídrico observou-se um comportamento galvânico entre os pares Inconel 625 - Aço 316L e Aço duplex 2205 - Aço 316L.

Palavras-chave: Corrosão; Íons cloreto; Meio ácido; Inconel 625; Aço inoxidável 316L; Aço inoxidável duplex 2205.

ABSTRACT

The Inconel 625 alloy, stainless steel 316L, and duplex stainless steel 2205 are widely used in pipelines in the oil and gas industry due to their excellent properties, such as mechanical strength and corrosion resistance. The high corrosion resistance of these alloys is associated with their ability to form a passive oxide film on the surface. However, when these materials are exposed to aggressive environments containing chloride ions and variations in temperature and pH, such as marine environments, they may become susceptible to corrosion. The objective of this study was to evaluate the corrosion susceptibility of Inconel 625, stainless steel 316L, and duplex stainless steel 2205 in a corrosive medium containing sodium chloride and hydrochloric acid. The characterization was carried out using X-ray diffraction, X-ray fluorescence, optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), Vickers microindentation hardness testing, and wettability analysis. For the electrochemical analyses, open circuit potential measurements, potentiodynamic polarization, chronoamperometry, and zero-resistance ammetry were used to evaluate the potential and galvanic current between the alloys. The electrolyte solutions consisted of 3.5 % NaCl and 1M HCl. Before and after the potentiodynamic polarization tests, roughness measurements, SEM, and optical microscopy analyses were performed to observe the effect of the corrosive medium on the alloys. The results showed that in the sodium chloride-containing medium, the Inconel 625 alloy and duplex stainless steel 2205 exhibited higher corrosion resistance compared to stainless steel 316L. In the acidic medium, Inconel 625 demonstrated the highest corrosion resistance, whereas stainless steel 316L had the lowest. All the alloys analyzed experienced a decrease in corrosion resistance when exposed to the acidic environment. No galvanic corrosion was observed between the pairs in the 3.5 % NaCl solution. However, in the medium containing hydrochloric acid, a galvanic interaction was observed between the Inconel 625 - stainless steel 316L and duplex stainless steel 2205 - stainless steel 316L pairs.

Keywords: Corrosion; Chloride ions; Acidic environment; Inconel 625; Stainless steel 316L; Duplex stainless steel 2205.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 –	Curvas TTT mostrando as transformações de fase na liga Inconel 625.	23
Figura 2 –	Microestrutura típica da liga Inconel 625	23
Figura 3 –	Microestrutura típica do aço duplex 2205	24
Figura 4 –	Microestrutura típica do aço inoxidável 316L	26
Figura 5 –	Representação dos principais tipos de corrosão.	27
Figura 6 –	Representação do mecanismo de corrosão localizada.	29
Figura 7 $-$	Curva típica de polarização potenciodinâmica de aço inoxidável em	
	solução contendo NaCl a 3,5%.	32
Figura 8 –	Modelo teórico curva polarização de metais passiváveis	34
Figura 9 $-$	Il ustração da camada de óxido passivante da liga Incone l 625 . \ldots . \ldots	35
Figura 10 –	Curvas de polarização do Inconel 625 em diferentes concentrações de	
	NaCl	36
Figura 11 –	Curvas de polarização potenciodinâmica em meio contendo HCl em	
	temperatura ambiente	37
Figura 12 –	Curvas de polarização potencio dinâmica das amostras de fase ferrita (α),	
	fase austenita (γ) e fase dupla (aço duplex 2205) em solução contendo	
	NaCl a 3,5 % em temperatura ambiente	38
Figura 13 –	Curvas de polarização das amostras de aço duplex 2205 tratadas termica-	
	mente em diferentes temperaturas de recozimento em solução contendo	
	NaCl a 3,5% em temperatura ambiente. \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots	39
Figura 14 –	Curvas de polarização potencio dinâmica cíclica de aços 316 L $({\rm a})$ forjados	
	e (b) fusão seletiva a las er em diferentes soluções contendo NaCl; (c) $$	
	forjados e (\mathbf{d}) fusão seletiva a las er em soluções contendo NaCl 1M com	
	diferentes valores de pH	40
Figura 15 –	Microestrutura da liga Inconel 625	48
Figura 16 –	Mapa de composição química por EDS da microestrutura da liga Inconel	
	625	49
Figura 17 –	Microestrutura da liga Inconel 625 indicando a fase Laves	50
Figura 18 –	Microestrutura do aço inoxidável 316L	50
Figura 19 –	Mapa de composição química por EDS da microestrutura do aço inoxi-	
	dável 316L	51
Figura 20 –	Microestrutura do aço duplex 2205	52
Figura 21 –	Mapa de composição química por EDS do aço duplex 2205	53
Figura 22 –	Difratogramas da liga Inconel 625, do aço inoxidável 316 L ${\rm e}$ do aço	
	duplex 2205	54

Figura 23 –	Perfis de ângulos de contato das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L.	58
Figura 24 –	Curvas de Potencial de Circuito Aberto (OCP) da liga Inconel 625, aco	
0	duplex 2205 e aco 316L em solução contendo NaCl a 3.5 %.	59
Figura 25 –	Curvas de Potencial de Circuito Aberto (OCP) da liga Inconel 625, aco	
0	duplex 2205 e aco 316L em solução contendo HCl 1M	60
Figura 26 –	Curva de polarização potenciodinâmica das ligas Inconel 625, aço duplex	
0	2205 e aço 316L em meio contendo NaCl a 3,5 %	62
Figura 27 –	Micrografias da liga Inconel 625 após os ensaios de polarização em	
-	solução contendo NaCl a 3,5 %.	63
Figura 28 –	Micrografias do aço duplex 2205 após os ensaios de polarização em	
	solução contendo NaCl a 3,5 %	65
Figura 29 –	Micrografias do aço 316L após os ensaios de polarização em solução	
	contendo NaCl a 3,5 %	66
Figura 30 –	Curva de polarização potenciodinâmica da liga Inconel 625, aço duplex	
	2205 e aço 316L em meio contendo HCl 1M	70
Figura 31 –	Micrografias da liga Inconel 625 após os ensaios de polarização potenci-	
	odinâmica em solução contendo HCl 1M	71
Figura 32 –	Micrografias do aço Duplex 2205 após ensaio de polarização potenciodi-	
	nâmica em solução contendo HCl 1M.	72
Figura 33 –	Micrografias do aço 316L após os ensaios de polarização potenciodinâ-	
	mica em solução contendo HCl 1 M	74
Figura 34 –	Perfis de Rugosidade das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316 L	
	polidas	77
Figura 35 –	Perfis de Rugosidade da liga Inconel 625 após os ensaios de polarização	
	em diferentes meios (NaCl a $3,5\%$ e HCl 1M)	78
Figura 36 –	Perfis de Rugosidade do aço duplex 2205 após os ensaios de polarização	
	em diferentes meios (NaCl a $3,5\%$ e HCl 1M)	79
Figura 37 –	Perfis de Rugosidade do aço 316L após os ensaios de polarização em	
	diferentes meios (NaCl a 3,5% e HCl 1M)	80
Figura 38 –	Cronoamperometria das superfícies analisadas em meio contendo NaCl	
	a $3,5\%$ no potencial fixo de $0,2$ V	81
Figura 39 –	Cronoamperometria das superfícies analisadas em meio contendo NaCl	
	a $3,5\%$ no potencial fixo de $1,0$ V	82
Figura 40 –	Cronoamperometria das superfícies analisadas em meio contendo HCl	
	1M no potencial fixo de $0,2$ V	83
Figura 41 –	Cronoamperometria das superfícies analisadas em meio contendo HCl	
	1M no potencial fixo de 1,0 V	84

Figura 42 $-$	Potencial galvânico entre as condições analisadas em meio contendo	
	NaCl a 3,5%	86
Figura 43 –	Corrente galvânica entre as condições analisadas em meio contendo	
	NaCl a 3,5%	87
Figura 44 –	Potencial galvânico entre as condições analisadas em meio contendo	
	HCl 1M	88
Figura 45 –	Corrente galvânica entre as condições analisadas em meio contendo HCl	
	1M	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 –	Composição química em massa da liga Inconel 625	22
Tabela 2 –	Composição química em massa do aço duplex 2205	24
Tabela 3 –	Composição química em massa do aço inoxidável 316L	26
Tabela 4 –	Composições químicas em massa das ligas Inconel 625, aço duplex 2205	
	e aço 316L	41
Tabela 5 –	Composição química (%) das ligas Inconel 625, aço 316 L e aço duplex	
	2205 por fluorescência de Raios X	46
Tabela 6 –	Valores médios de dureza por microindentação Vickers das ligas Inconel	
	625, aço duplex 2205 e aço 316L	55
Tabela 7 –	Valores médios do ângulo de contato e energia de superfície das ligas	
	Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L	57
Tabela 8 –	Valores de OCP para os tempos de Os e 3600 s em solução contendo	
	NaCl a 3,5 % e de HCl 1M. \dots	61
Tabela 9 –	Valores de corrente passiva (i_{pass}) , Potencial de passivação (E_{pass}) ,	
	Potencial de corrosão (E_{corr}) e corrente crítica (i_{crit}) para a liga Inconel	
	625, aço duplex 2205 e aço 316 L nas soluções contendo NaCl a 3,5 % e	
	HCl 1M	75
Tabela 10 –	Medidas de rugos idade das superfícies nas diferentes condições analisadas.	76
Tabela 11 –	Medidas de Potencial de Circuito Aberto das ligas Inconel 625, duplex	
	2205 e aço 316 L em soluções contendo NaCl a 3,5 % e HCl 1 M no	
	período de 24 horas	85
Tabela 12 –	Diferença de potencial (E_d) calculada pela Eq. 5.4 com base nos valores	
	de OCP das ligas em diferentes meios (NaCl a 3,5 $\%$ e HCl 1M). $~$	85
Tabela 13 –	Parâmetros galvânicos analisados: E_i (potencial inicial), E_f (potencial	
	final), I_i (corrente inicial) e I_f (corrente final) em diferentes meios (NaCl	
	a 3,5% e HCl 1M)	90

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- ASTM American Society for Testing and Materials
- IME Instituto Militar de Enegenharia
- SiC Carboneto de silício
- HCl Ácido clorídrico
- HNO_3 Ácido nítrico
- NaCl Cloreto de sódio
- H_2S Sulfeto de hidrogênio
- CO_2 Dióxido de carbono
- Cr_2O_3 Óxido de cromo
- NiO Óxido de níquel
- i_{crit} Corrente crítica
- i_{pass} Corrente de passivação
- i_{corr} Densidade de corrente de corrosão
- E_{corr} Potencial de corrosão
- E_{pass} Potencial de passivação
- E_b Potencial de quebra
- E_{Trans} Potencial de transpassivação
- CCC Cúbica de corpo centrado
- CFC Cúbica de Face Centrada
- DRX Difração de Raios X
- EDS Energia Dispersiva de Raios X
- MEV Microscopia eletrônica de Varredura
- MO Microscopia óptica
- OCP Open Circuit Potential (Potencial de Circuito Aberto)

- ZRA Zero Resistance Anmeter (Amperometria de Resistência Zero)
- PREN *Pitting Resistance Equivalent Number* (Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pites)
- Ra Rugosidade média
- Rp Altura máxima do pico
- Fe Ferro
- Cr Cromo
- Ni Níquel
- Mo Molibdênio
- Nb Nióbio
- Mn Manganês
- Ti Titânio
- Al Alumínio
- Si Silício
- P Fósforo
- C Carbono
- N Nitrogênio
- Cl^- Íons cloreto
- H^+ Íons hidrogênio

LISTA DE SÍMBOLOS

δ	Delta
0	201000

- mA Miliampére
- μA Microampére
- A Ampére
- V Volts

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
2 2.1 2.2	OBJETIVOS	21 21 21
3	REVISÃO DE LITERATURA	22
3.1	LIGAS APLICADAS EM DUTOS DE ÓLEO E GÁS	22
3.1.1	INCONEL 625	22
3.1.2	AÇO DUPLEX 2205	24
3.1.3	AÇO INOXIDÁVEL 316L	25
3.2	CORROSÃO	26
3.2.1	CORROSÃO LOCALIZADA EM MEIOS CONTENDO ÍONS CLORETO	29
3.2.2	EFEITO DO PH NA CORROSÃO	30
3.3	AVALIAÇÃO DE CORROSÃO POR MEIO DE TÉCNICAS DE POLARIZAÇÃO	31
3.4	CORROSÃO DE LIGAS UTILIZADAS NA INDÚSTRIA DE ÓLEO E GÁS .	34
3.4.1	CORROSÃO DA LIGA INCONEL	35
3.4.2	CORROSÃO DO AÇO DUPLEX 2205	37
	\sim	
3.4.3	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L	39
3.4.3 4	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS	39 41
3.4.3 4 4.1	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS	39 41 41
3.4.3 4 4.1 4.1.1	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	39 41 41 41
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PREPARAÇÃO DAS LIGAS	39 41 41 41 42
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PREPARAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) FRX	39 41 41 41 42 42
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PREPARAÇÃO DAS LIGAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)	39 41 41 42 42 42 42
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.2 4.2.3	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PREPARAÇÃO DAS LIGAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS PREPARAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) PREPARAÇÃO DAS LIGAS MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	 39 41 41 42 42 42 42 42 42 42
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.2 4.2.3 4.2.4	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) FERRITOSCOPIA	 39 41 41 41 42 42 42 42 42 42 42 42 42 43
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.3 4.2.3 4.2.4 4.2.5	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS PREPARAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) PREPARAÇÃO DAS LIGAS MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) PREPAREDURA (MEV) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) PREPARAÇÃO DE RAIOS X (DRX)	 39 41 41 41 42 42 42 42 43 43
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.3 4.2.3 4.2.4 4.2.5 4.2.6	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) FERRITOSCOPIA DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX) DUREZA POR MICROINDENTAÇÃO VICKERS	 39 41 41 42 42 42 42 43 43 43
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.2 4.2.3 4.2.4 4.2.5 4.2.6 4.2.7	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) FERRITOSCOPIA DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX) DUREZA POR MICROINDENTAÇÃO VICKERS	 39 41 41 42 42 42 42 43 43 43 43
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.3 4.2.4 4.2.5 4.2.6 4.2.7 4.2.8	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS . PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) FERRITOSCOPIA DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX) DUREZA POR MICROINDENTAÇÃO VICKERS MOLHABILIDADE RUGOSIDADE	 39 41 41 42 42 42 42 43 43 43 43
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.2 4.2.3 4.2.4 4.2.5 4.2.6 4.2.7 4.2.8 4.3	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) FERRITOSCOPIA DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX) DUREZA POR MICROINDENTAÇÃO VICKERS MOLHABILIDADE ANÁLISES ELETROQUÍMICAS	 39 41 41 42 42 42 42 43 43 43 43 44
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.3 4.2.3 4.2.4 4.2.5 4.2.6 4.2.7 4.2.8 4.3 4.3.1	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) FERRITOSCOPIA DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX) DUREZA POR MICROINDENTAÇÃO VICKERS MOLHABILIDADE RUGOSIDADE ANÁLISES ELETROQUÍMICAS POTENCIAL DE CIRCUITO ABERTO (OCP)	 39 41 41 42 42 42 42 43 43 43 43 43 44 44
3.4.3 4 4.1 4.1.1 4.2 4.2.1 4.2.2 4.2.3 4.2.4 4.2.5 4.2.6 4.2.7 4.2.8 4.3 4.3.1 4.3.2	CORROSAO DO AÇO INOXIDAVEL 316L MATERIAIS E MÉTODOS MATERIAIS PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X (FRX) MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) FERRITOSCOPIA DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX) DUREZA POR MICROINDENTAÇÃO VICKERS MOLHABILIDADE RUGOSIDADE ANÁLISES ELETROQUÍMICAS POTENCIAL DE CIRCUITO ABERTO (OCP) POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	 39 41 41 42 42 42 42 43 43 43 43 43 44 44

4.3.4	MEDIDAS GALVÂNICAS	45
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
5.1	FLUORESCÊNCIA DE RAIOS X	46
5.2	MICROESTRUTURA	47
5.2.1	INCONEL 625	47
5.2.2	AÇO INOXIDÁVEL 316L	50
5.2.3	AÇO DUPLEX 2205	51
5.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	53
5.4	DUREZA POR MICROINDENTAÇÃO VICKERS	55
5.5	MOLHABILIDADE	56
5.6	POTENCIAL DE CIRCUITO ABERTO (OCP)	58
5.7	POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	61
5.7.1	MEIO CONTENDO NACL A 3,5%	61
5.7.2	MEIO CONTENDO HCL 1M	69
5.8	RUGOSIDADE APÓS POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	75
5.9	CRONOAMPEROMETRIA	81
5.10	MEDIDAS GALVÂNICAS	84
6	CONCLUSÃO	91
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	93
	REFERÊNCIAS	94

1 INTRODUÇÃO

A liga Inconel 625, o aço duplex 2205 e o aço inoxidável 316L são amplamente utilizados na indústria petroquímica devido à combinação de boas propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão (1, 2, 3). Essa resistência está diretamente relacionada à composição química das ligas, especialmente à presença de cromo, que promove a formação de um filme de óxido passivo, conferindo proteção contra a corrosão. Além disso, elementos como níquel e molibdênio aumentam a estabilidade desse filme, aprimorando a durabilidade dos materiais (2, 4, 5).

Entretanto, essas ligas podem se tornar suscetíveis à corrosão em ambientes agressivos, como aqueles com alta concentração de íons cloreto, variações de pH e temperaturas elevadas (6, 7, 8). A corrosão, resultado da interação química ou eletroquímica dos materiais metálicos com o ambiente (9), é um dos principais desafios na indústria de petróleo e gás, especialmente em operações offshore, onde esses fatores aceleram a degradação dos componentes metálicos (10, 11). Isso compromete a integridade estrutural e gera altos custos com manutenção, substituição de equipamentos e interrupções operacionais. Estima-se que cerca de 3% da energia global (12) seja consumida na reposição de estruturas metálicas danificadas pela corrosão, evidenciando seu impacto econômico e operacional.

A escolha adequada dos materiais deve considerar não apenas suas propriedades mecânicas, mas também sua resistência à corrosão em condições severas. Além da corrosão localizada, como a por pites, a corrosão galvânica é um fator crítico, pois ocorre quando ligas metálicas com diferentes potenciais eletroquímicos entram em contato, intensificando a degradação dos materiais (13). Assim, compreender o comportamento das ligas diante da corrosão é fundamental para garantir a maior durabilidade dos materiais e minimizar o risco de falhas estruturais.

Diante desse cenário, a seleção de materiais adequados é importante para garantir a eficiência e a segurança das operações. Considerando a relevância industrial dessas ligas e os fatores que influenciam sua resistência à corrosão, esse trabalho visa contribuir com análises eletroquímicas comparativas entre as três ligas mais utilizadas na indústria de petróleo e gás na fabricação de *spools*, além de analisar o comportamento galvânico entre essas ligas.

No presente trabalho, as amostras de Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L foram submetidas aos ensaios de corrosão no estado como recebidas. A resistência à corrosão foi avaliada em eletrólitos contendo NaCl a 3,5% e HCl 1M. As principais técnicas utilizadas foram potencial de circuito aberto (OCP), polarização potenciodinâmica, cronoamperometria e amperometria de resistência zero (ZRA). Os ensaios de corrosão foram complementados com microscopia e análise de rugosidade para caracterização das superfícies.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é caracterizar e comparar a resistência à corrosão das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço inoxidável 316L utilizando meios corrosivos contendo NaCl a 3,5% e HCl 1M.

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- Caracterizar a composição química das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço inoxidável 316L;
- Analisar a microestrutura das amostras e seus constituintes metálicos;
- Avaliar e comparar a resistência à corrosão destas ligas através de ensaios eletroquímicos em soluções contendo íons cloreto (NaCl a 3,5 %) em temperatura ambiente;
- Avaliar e comparar a resistência à corrosão destas ligas em meio ácido (HCl 1M) por meio de ensaios eletroquímicos em meio ácido;
- Investigar a morfologia das amostras antes e após os ensaios de corrosão, correlacionando os resultados com os mecanismos de degradação observados;
- Determinar o potencial e a corrente galvânica das ligas quando conectadas, em meio contendo cloreto e em meio ácido.

3 REVISÃO DE LITERATURA

3.1 Ligas aplicadas em dutos de óleo e gás

Para a produção de dutos de óleo e gás são empregadas as ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e o aço inoxidável 316L.

3.1.1 Inconel 625

A superliga austenítica Inconel 625 à base de níquel-cromo, tem uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) (14). Desenvolvida na década de 1950, essa liga surgiu de pesquisas destinadas a resolver problemas de desgaste em linhas de vapor em instalações de geração de energia (15). Seu alto desempenho permite o uso em uma ampla faixa de temperaturas, abrangendo desde ambientes criogênicos (-150 °C) até temperaturas acima de 1000 °C (16, 17).

Mostra-se na Tabela 1 a composição química nominal da liga Inconel 625. A resistência mecânica dessa liga é associada à adição de elementos refratários, como nióbio e molibdênio, através do endurecimento por solução sólida (1). O níquel garante a ductilidade, tenacidade e alta estabilidade química. A liga Inconel 625 possui excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão (4). O teor de cromo proporciona excelente resistência à corrosão, especialmente em altas temperaturas, formando uma camada de óxido estável (Cr_2O_3) compacta. O molibdênio aumenta a resistência à corrosão por pites e frestas (4). A adição de nióbio à liga Inconel 625 contribui para aumentar a resistência à fluência. O alumínio e o titânio reforçam a estabilidade térmica (18).

Composição química (%)										
Ni	Cr	Fe	Mo	Nb (+Ta)	C	Mn	Si	Al	Ti	
58,00	20.0-23.0	5,00	8 0-10 0	3 15-4 15	0,10	0,50	0,50	0,40	0,40	
mín	20,0-20,0	máx	0,0-10,0	5,10-4,10	máx	máx	máx	máx	máx	

Tabela 1 – Composição química em massa da liga Inconel 625 (19).

Embora tenha sido inicialmente desenvolvida como uma liga endurecida por solução sólida, durante o processo de solidificação dessas ligas pode ocorrer segregações, levando ao surgimento de fases secundárias e precipitados que, geralmente, são indesejáveis (20, 21). No diagrama TTT (Transformação de Temperatura em Função do Tempo) da Inconel 625, apresentado na Figura 1, observa-se a possibilidade de precipitação de diversos carbonetos e fases secundárias, como MC, $M_{23}C_6$, M_6C , γ " e a fase Laves, em função da temperatura e do tempo de exposição durante o serviço (22).



Figura 1 – Curvas TTT mostrando as transformações de fase na liga Inconel 625. (Adaptado (22)).

A microestrutura típica da Inconel 625, apresentada na Figura 2, revela uma matriz austenítica (γ -CFC) com frações de carbonetos localizados nos contornos e no interior dos grãos (23, 24, 25).



Figura 2 – Microestrutura típica da liga Inconel 625 (23).

Devido às suas excelentes propriedades, como o seu alto limite de escoamento, baixa densidade, alta resistência à fluência e excelente resistência à corrosão em ambientes agressivos, a liga Inconel 625 tem sido amplamente empregada em aplicações nas indústrias aeroespacial, aeronáutica, marítima, petroquímica, química e nuclear, como componentes de núcleo de reator e tubos de trocadores de calor (1, 7).

3.1.2 Aço Duplex 2205

Diante da necessidade de desenvolver um aço inoxidável que combine as propriedades dos aços austeníticos e ferríticos, tais como alta resistência à corrosão, tenacidade e resistência mecânica, foram desenvolvidos os aços duplex. Essas ligas possuem proporções aproximadamente semelhantes de austenita e ferrita, obtidas através de um equilíbrio entre os principais elementos que promovem a formação de cada fase. A fase austenítica é estabilizada por níquel (Ni) e nitrogênio (N), enquanto a fase ferrítica por cromo (Cr) e molibdênio (Mo) (26, 27).

A ferrita confere resistência mecânica. A austenita é responsável pela tenacidade e resistência à corrosão por pites (28). Na Figura 3 mostra-se a microestrutura típica do aço duplex, em que ilhas de austenita (γ) se distribuem em uma matriz de ferrita (α).



Figura 3 – Microestrutura típica do aço duplex 2205 (27).

Mostra-se na Tabela 2 a composição química nominal do aço duplex 2205. Entre os elementos do aço duplex, o cromo é responsável pela formação do filme de óxido passivo, conferindo resistência à corrosão. O níquel e o nitrogênio, além de estabilizadores da fase austenítica, aumentam a dureza e a resistência à corrosão. Quando há formação de nitretos, a resistência à corrosão diminui. O molibdênio estabiliza a fase ferrítica e aumenta resistência à corrosão por pite (5).

Tabela 2 – Composição química em massa do aço duplex 2205 (29).

Composição química (%)												
С	C Mn P S Si Ni Cr Mo N											
0,03	0,03 2,00 0,03 0,02 1,00 4,50-6,50 21,00-23,00 2,50-3,50 0,08-0,20											

Devido ao baixo teor de carbono, os aços inoxidáveis duplex apresentam menor suscetibilidade à sensitização em temperatura ambiente, ou seja, à precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão. Isso confere ao aço duplex uma elevada resistência à corrosão intergranular em determinados ambientes (30).

O aço duplex 2205 pode apresentar, além das fases primárias de austenita e ferrita, algumas fases secundárias indesejáveis quando exposto a certas condições de temperatura. Em temperaturas entre 600 °C a 1000 °C, pode ocorrer a precipitação das fases sigma (σ), chi (χ), nitretos de cromo e carbonetos de cromo, especialmente nos contornos de grão da ferrita. Essas fases intermetálicas são ricas em cromo e molibdênio, e sua formação compromete a tenacidade e a resistência à corrosão do material (31, 32).

Os aços duplex, devido às suas excelentes propriedades, como alta resistência mecânica, boa ductilidade, elevada tenacidade, ótima soldabilidade e resistência à corrosão, são amplamente utilizados em diversos setores industriais. No setor "offshore," eles são aplicados em tubos de circuitos hidráulicos e evaporadores de água. Além disso, são ideais para tanques destinados ao transporte marítimo de produtos químicos corrosivos, e na indústria de papel e celulose, onde são empregados em equipamentos como evaporadores (6).

3.1.3 Aço inoxidável 316L

Os aços inoxidáveis austeníticos, em especial o 316L, são amplamente utilizados nas indústrias petroquímicas devido à sua disponibilidade, boa resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas (33, 34). Esses materiais são não ferromagnéticos e apresentam uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), conferindo-lhes alta ductilidade e tenacidade (35, 36).

O aço inoxidável 316L contém menor teor de carbono em relação ao aço 316. Esse aço foi desenvolvido para minimizar a ocorrência de sensitização, que consiste na formação de precipitados de carboneto de cromo nos contornos de grãos, o que compromete a resistência à corrosão intergranular (2, 37). O aço 316L quando exposto a temperaturas acima de 500°C, pode formar segundas fases e precipitados. Os principais incluem os carbonetos de cromo ($Cr_{23}C_6$) e as fases sigma (σ) e chi (χ). Essas fases são geralmente indesejáveis, pois prejudicam a resistência à corrosão, tornando-o mais suscetível a danos em ambientes corrosivos (38, 39).

A microestrutura típica do 316L (Figura 4) é composta por grãos equiaxiais de austenita, e pode conter uma pequena quantidade de ferrita delta, que é evidenciada como uma fase escura alongada (40).

A composição química do aço inoxidável 316L (Tabela 3) inclui cromo, níquel e molibdênio como seus principais elementos de liga. O cromo é o responsável pela formação de uma camada passiva de óxido (Cr_2O_3) na superfície, que confere a resistência à corrosão. A adição de molibdênio aumenta resistência à corrosão, especialmente em relação



Figura 4 – Microestrutura típica do aço inoxidável 316L (40).

à corrosão por pites, frequente em ambientes contendo cloretos (2). O níquel estabiliza a fase austenítica, e melhora a resistência à corrosão e a estabilidade do filme passivo (3, 41).

Tabela 3 – Composição química em massa do aço inoxidável 316L (42).

Composição química (%)											
С	C Mn P S Si Cr Ni Mo										
0,03	2,00	0,045	0,03	1,00	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00-3,00				

Além de suas excelentes propriedades anticorrosivas, o aço 316L também apresenta biocompatibilidade, portanto, pode ser utilizado em materiais biomédicos (2). As diversas aplicações do aço 316L envolvem a sua utilização em produtos químicos, em ambientes salinos como em ambientes marítimo, indústrias petroquímicas (petróleo e gás), indústrias aeroespaciais e nucleares (2, 37, 43, 44).

3.2 Corrosão

A corrosão é definida (Gentil, 2011) como a deterioração de um material, geralmente metálico, provocada pela ação eletroquímica ou química do meio, podendo estar ou não associada a esforços mecânicos, ou seja, a deterioração dos materiais devido à influência do ambiente (9). A corrosão é um processo indesejado, em que ocorre a degradação e perda de propriedades dos componentes metálicos, sendo uma das principais causas de falhas dos materiais (45, 46, 47).

O principal mecanismo de degradação dos metais é a corrosão eletroquímica. Em virtude disso, para controlar, avaliar e investigar a corrosão, técnicas eletroquímicas são utilizadas. Um exemplo disso é a determinação da suscetibilidade de um material à corrosão por pite, que pode ser feita através da análise do potencial de pite por meio de

curvas de polarização potenciodinâmica anódica. Essas técnicas oferecem informações para compreender e reduzir os impactos da corrosão em materiais metálicos (48).

A corrosão eletroquímica ocorre quando uma reação está ligada à passagem de corrente elétrica por uma distância maior que a distância entre os átomos, ou seja, uma distância finita. Essa corrente elétrica envolve o movimento de partículas carregadas, como íons e/ou elétrons. Basicamente, na maioria das reações que acontecem na presença de uma superfície metálica, essa corrente elétrica passa através do metal, tornando a reação eletroquímica por sua própria natureza. Em outras palavras, é um processo em que a corrosão ocorre devido à transferência de elétrons através do metal, resultando na degradação do material (48).

Os metais e suas ligas são suscetíveis a diversos tipos de corrosão, incluindo a corrosão por pites, frestas, galvânica, entre outras. Na Figura 5 são ilustradas as principais formas de corrosão.



Figura 5 – Representação dos principais tipos de corrosão. (Adaptado (49)).

Durante o processo de corrosão, os metais sofrem oxidação, resultando na formação de íons metálicos dos elementos de liga em um estado de valência superior, conforme a equação:

$$M - > M^{+n} + ne^{-} \tag{3.1}$$

Os metais, devido às suas diferentes valências, passam por diversos estágios de oxidação durante os processos de corrosão. Durante a dissolução do material, que é a reação anódica, elétrons são liberados. Esses elétrons são consumidos no processo catódico, que pode envolver a liberação de hidrogênio ou a redução de oxigênio. Quanto mais rápida for a dissolução do metal, maior será a corrente gerada. As reações catódicas relacionadas à redução do oxigênio e à liberação de hidrogênio ocorrem tanto em meio ácido quanto em meio básico, em que as reações estão apresentadas abaixo (9, 48):

• Meio básico ou neutro

Aerado

$$O_2 + 2H_2O + 4e^- \to 4OH^- \tag{3.2}$$

Não aerado

$$2H_2O + 2e^- \rightarrow 2OH^- + H_2 \tag{3.3}$$

• Meio ácido

Não aerado

$$2H^+ + 2e^- \to H_2 \tag{3.4}$$

Aerado

$$O_2 + 4H^+ + 4e^- \to 2H_2O$$
 (3.5)

Economicamente, a corrosão metálica gera grandes perdas econômicas e impacto financeiro à escala internacional. As suas consequências financeiras envolvem perdas devido a custos diretos e indiretos. Na indústria petroquímica, os metais são frequentemente expostos a condições adversas que favorecem processos de degradação de equipamentos e componentes metálicos (45, 50, 47). A corrosão e suas medidas de prevenção geram custos bilionários anuais para a indústria submarina. Portanto, a escolha adequada de materiais é essencial para assegurar a operação segura e duradoura de componentes como tubulações, acessórios e válvulas, especialmente em ambientes offshore (10, 51).

Com o avanço da industrialização e a crescente demanda por energia, a exploração e produção de petróleo e gás têm se expandindo rapidamente para áreas marítimas e regiões de águas profundas. O petróleo bruto e o gás extraídos desses poços offshore contêm cloretos, sulfetos de hidrogênio e dióxido de carbono, criando um ambiente altamente corrosivo (10). Um dos maiores desafios na indústria do petróleo é a seleção de materiais que resistam a condições severas de temperatura e altas concentrações de substâncias agressivas, como CO_2 , H_2S e cloretos (6). A presença de íons cloretos compromete a resistência do metal devido à quebra local do filme passivo, resultando em corrosão localizada do metal (50, 52).

3.2.1 Corrosão localizada em meios contendo íons cloreto

A corrosão por pite é o principal tipo de corrosão observado em ligas passivas expostas a ambientes agressivos contendo íons de cloreto. Esse tipo de corrosão é uma das formas mais perigosas, pois sua identificação nem sempre pode ser realizada por inspeção visual devido às suas pequenas dimensões (53). A corrosão por pites pode causar perfurações prematuras em metais, causando danos significativos que podem comprometer a integridade estrutural do material sem sinais visíveis na superfície. Além disso, esses pites podem atuar como pontos preferenciais para o surgimento de trincas, ou seja, pontos de concentração de tensão, comprometendo a integridade estrutural do material (54).

Caracterizada por um ataque corrosivo extremamente localizado, a corrosão por pites começa com a quebra do filme passivo em regiões de heterogeneidades, como defeitos, inclusões, discordâncias, contornos de grãos ou interfaces. Após essa quebra, uma célula eletroquímica se forma, com a região anódica compreendendo a área do metal ativo sem o filme protetor, e a região catódica sendo a área onde a camada passiva ainda está intacta (36, 55).

No caso da corrosão por pites, após a quebra local do filme passivo, o pite se expande devido à dissolução anódica do metal, levando à formação de uma área ácida na região do pite. A reação de dissolução do metal $(M \to M^{n+} + ne^-)$ é equilibrada pela reação catódica $(2H_2O + 4e^- \to 4OH^-)$ na superfície onde o filme permanece intacto. Isso causa uma acumulação excessiva de íons metálicos (M^{n+}) no interior do pite, para compensar a presença dos cátions metálicos, ânions cloreto (Cl^-) migram para o interior do pite para formar complexos $(M^{n+}Cl^-)$, mantendo assim, a neutralidade. Esse cloreto metálico é então hidrolisado pela água, gerando hidróxido e ácido clorídrico $(M^{n+}Cl^- + H_2O \to M^{n+}OH^- + HCl)$. Assim, o pH desta região é reduzido, fazendo da corrosão por pite um processo autocatalítico, promovendo a propagação contínua do pite (56, 57). O esquema do mecanismo de corrosão por pites é apresentado na Figura 6 (58).



Figura 6 – Representação do mecanismo de corrosão localizada (Adaptado (58)).

De modo geral, o mecanismo de corrosão por pites em metais imersos em soluções

contendo íons cloreto envolve algumas etapas, como a quebra do filme passivo, a formação de pite metaestável e o crescimento de pite estável (36, 59, 60, 61, 62). O estágio inicial da formação do pite é a quebra local do filme passivo na presença de ânions agressivos do ambiente. A taxa de corrosão é aumentada pelo fato de que um ambiente ainda mais agressivo é produzido pela própria reação de corrosão. No entanto, nas fases iniciais da propagação dos pites, quando ainda são muito pequenos, elas podem ser repassivadas de forma espontânea. Esta fase é comumente referida como crescimento de pite metaestável (61, 62). Contudo, quando os aços são expostos a condições com alta concentração de íons cloreto, a corrosão aumenta significativamente. A presença de um ambiente ácido leva à degradação da camada de óxido e à formação de pites significativos (62).

Além da corrosão por pites, a corrosão por frestas é outra forma de corrosão localizada que ocorre dentro ou ao redor de uma fresta no material, como em sobreposições, juntas, vedantes ou depósitos. Esse tipo de corrosão acontece porque uma parte da superfície metálica está em um ambiente ocluso, enquanto o restante do material fica exposto a um grande volume de eletrólito. Essa configuração leva à formação de uma célula de corrosão, na qual a área externa, bem aerada, atua como cátodo, enquanto a região dentro da fresta, com menor aeração, torna-se anódica. Esse fenômeno é conhecido como aeração diferencial. A diminuição do pH dentro da fresta e o aumento da concentração de íons haletos, como os cloretos, itensifica a taxa de corrosão nessas áreas. (63).

3.2.2 Efeito do pH na corrosão

A corrosão é um problema relevante na indústria de óleo e gás, especialmente em ambientes com fluidos agressivos, como soluções ácidas. A acidificação de poços, utilizada para aumentar a produtividade dos reservatórios, expõe ligas metálicas a condições altamente corrosivas. O ácido clorídrico (HCl), amplamente empregado nesses processos, é eficaz na dissolução de depósitos minerais, mas também aumenta o risco de corrosão nos materiais usados em operações de perfuração e produção (64, 65).

O pH do meio influencia nas propriedades e na composição do filme de óxido formado nos aços. O pH afeta diretamente a estabilidade, a espessura e a composição química desse filme, influenciando sua capacidade de proteger o material contra a corrosão. Em ambientes ácidos, o filme de óxido se torna menos estável e mais suscetível à dissolução. Nesses casos, os íons H^+ , em alta concentração, interagem com a superfície do metal, comprometendo a integridade e a estabilidade da camada protetora (66).

O cromo, elemento fundamental para a formação de um filme protetor de Cr_2O_3 , é afetado em meios de pH baixo. Os íons H^+ atacam essa camada, promovendo sua dissolução parcial ou total, e o cromo acaba reagindo com esses íons para formar compostos solúveis, como cromatos (CrO_4^{2-}) e dicromatos $(Cr_2O_7^{2-})$ ou hidróxidos $(Cr(OH)^{2+})$. Esse processo reduz a quantidade de cromo disponível para regenerar ou manter o filme de óxido, reduzindo a proteção do material (66, 67). A alta concentração de íons H^+ nesses ambientes também favorece a quebra do filme passivo, acelerando a dissolução do óxido de cromo e expondo a superfície do metal, o que aumenta a taxa de corrosão e dificulta a manutenção da passividade do aço inoxidável (66).

Em ambientes ácidos, a alta concentração de íons H^+ intensifica a atividade eletroquímica na superfície do aço. Os íons H^+ favorecem reações catódicas, aumentando a demanda por elétrons e, consequentemente, acelerando a oxidação do metal. Esse desequilíbrio desestabiliza o filme de óxido e facilita a dissolução do material, resultando em uma maior densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) . A dificuldade de regenerar o filme de óxido em condições ácidas eleva a taxa de corrosão, comprometendo a integridade do aço (68).

O pH também influencia na composição e na capacidade de repassivação do filme. Em meios alcalinos, a camada passiva é predominantemente composta por óxidos de cromo e hidróxidos, formando uma barreira eficaz contra agentes corrosivos, como íons cloreto. Em ambientes ácidos, no entanto, o filme se torna mais fino e poroso, facilitando a penetração de íons agressivos e a formação de pites. A capacidade de repassivação do filme é mais eficiente em pH neutro ou alcalino, desde que haja cromo suficiente para regenerar a camada. Já em pH ácido, a repassivação é limitada, uma vez que a taxa de dissolução do filme é maior que a taxa de formação, levando a falhas na proteção e maior susceptibilidade à corrosão localizada e intergranular (66).

Portanto, ambientes ácidos apresentam taxas de corrosão mais elevadas devido à alta concentração de íons H^+ , que aceleram a dissolução do metal e dificultam a manutenção da camada passiva, comprometendo a integridade do material exposto.

3.3 Avaliação de corrosão por meio de técnicas de polarização

O início dos processos de corrosão está ligado a fenômenos eletroquímicos, e a utilização de ensaios eletroquímicos, como o estudo das curvas de polarização, é uma excelente maneira de comparar resultados e desempenhos entre diferentes amostras, especialmente no estudo de aços inoxidáveis. Na polarização, o eletrodo de trabalho é o metal, e o meio onde ocorre a interação é a solução, atuando como eletrólito (69). O método para os ensaios de polarização potenciodinâmica segue as recomendações da norma ASTM G5, visando garantir a reprodutibilidade dos resultados em outros estudos ou laboratórios.

Quando o metal entra em contato com a solução, é iniciado o processo de corrosão, causando uma alteração termodinâmica equilibrada pela troca de cargas, resultando em um sistema eletroquímico. A aplicação de um potencial na interface metal/solução, e sua relação com a corrente gerada, resulta na curva de polarização (48, 70).

Nos ensaios de polarização potenciodinâmica são obtidos gráficos com o potencial (E) variando ao longo da ordenada e a corrente resultante (i) ao longo da abscissa. Esses dados são plotados em relação ao potencial de corrosão (E_{corr}) . A variação do potencial no sentido catódico e anódico em relação ao E_{corr} permite obter a curva de polarização potenciodinâmica (70).

A partir das curvas de polarização potenciodinâmica é possível obter o potencial de corrosão (E_{corr}) , densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) , potencial de corrosão (E_{pit}) ou potencial de quebra (E_b) e densidade de corrente passiva (i_{pass}) , em que caracteriza a região passiva, conforme é mostrado na Figura 7, que é uma curva de polarização típica de um aço inoxidável em solução contendo NaCl a 3,5%. O potencial de corrosão (E_{corr}) é aquele em que a variação da corrente se aproxima de zero, representando o ponto de equilíbrio no processo. Os potenciais obtidos por polarização acima do E_{corr} correspondem aos potenciais durante a varredura anódica, enquanto aqueles abaixo do E_{corr} correspondem à varredura catódica (70, 71).



Figura 7 – Curva típica de polarização potenciodinâmica de aço inoxidável em solução contendo NaCl a 3,5%. (Adaptado (71)).

O potencial de corrosão (E_{corr}) determina a quantidade de energia necessária para a reação de corrosão. Portanto, quanto mais positivo o E_{corr} de um determinado material, mais lento deve ser o processo de corrosão, pois requer mais energia para ocorrer a dissolução, ou seja, quanto mais positivo, maior a resistência à corrosão do material. Em potenciais inferiores a E_{corr} , na região catódica, a curva de polarização representa geralmente a reação de evolução do hidrogênio (72).

O potencial de corrosão (E_{corr}) e a densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) são usados como indicadores para avaliar a resistência geral à corrosão de ligas numa determinada solução. Um elevado E_{corr} associado a uma menor i_{corr} representa uma liga com boa resistência à corrosão (73).

Na Figura 7, a região passiva da curva de polarização é típica de metais que apresentam características de passivação, como os aços inoxidáveis, o titânio (Ti), o níquel (Ni) e o alumínio (Al) e suas ligas. A passivação ocorre quando há uma redução na densidade de corrente gerada pelo material em análise. Esse fenômeno ocorre pela formação de um filme de óxido passivo na superfície, um produto da corrosão, que promove a passivação do material. Esse filme geralmente atua como uma barreira entre o metal e o meio, resultando em uma considerável redução na taxa de corrosão. Nessas condições, a curva de polarização é deslocada de um estado ativo para um estado passivo, de modo que, mesmo com potenciais mais elevados, a densidade de corrente permanece constante ou sofre apenas pequenas variações, até que seja atingido um limite conhecido como potencial de transpassivação (E_{Trans}) (70).

A Figura 8 ilustra um modelo teórico de uma curva de polarização típica de metais ou ligas que exibem o fenômeno de passivação em um meio específico. A região 1-2 representa a região ativa, caracterizada pela dissolução do metal, onde a densidade de corrente de dissolução do metal aumenta exponencialmente com o potencial. A região 2-3 caracteriza a transição da região ativa para passiva, onde, a partir de um valor de potencial característico para cada sistema metal/meio, conhecido como potencial crítico de passivação (E_{crit}) , a formação da camada passiva diminui a taxa de corrosão do metal. Antes do início da passivação, a máxima corrente obtida nesse potencial é chamada de densidade de corrente crítica (i_{crit}) , representada pelo ponto 2 (74). Do ponto 3 em diante, inicia-se a região passiva, na qual a densidade de corrente se mantem constante, marcando o estabelecimento da passividade, representada pela região 3-4. Essa redução na densidade de corrente é denominada densidade de corrente de passivação (i_{pass}) (74). A partir do ponto 4, a curva pode apresentar alterações caracterizadas por um aumento da densidade de corrente conforme o aumento do potencial, este ponto é chamado de potencial de quebra (E_b) (48, 74). Esse comportamento pode ser atribuído a diversos fenômenos, incluindo a dissolução generalizada da camada passiva ou transpassivação. Nesse contexto, a razão para o aumento da densidade de corrente com o aumento do potencial está na oxidação dos compostos que compõem a camada passiva, tornando-os solúveis e resultando em corrosão generalizada da liga. Nesse contexto, o potencial Eb é chamado de potencial de transpassivação (E_{trans}) . Além disso, esse comportamento pode também está associado à ruptura localizada da camada passiva, resultando em corrosão localizada, por pite ou por frestas. O potencial de quebra (E_b) é chamado de potencial de pite (E_{pit}) . A confirmação desse tipo de corrosão pode ser realizada por inspeção visual ou por meio de microscópio, em que é identificado pontos de corrosão na liga, assim como a alteração da coloração do eletrólito utilizado no ensaio (74).



Figura 8 – Modelo teórico curva polarização de metais passiváveis. (Adaptado (74)).

Outro fenômeno que pode ocorrer durante a corrosão é a reação de decomposição da água, também conhecido como reação de evolução de oxigênio. Essa reação pode acontecer antes ou depois do potencial de pite ou de transpassivação, dependendo da composição da camada passiva e do pH do eletrólito. Geralmente, o filme de óxido possui baixa resistividade elétrica, o que significa que, ao atingir o potencial de equilíbrio do oxigênio, a água é oxidada, resultando na formação de gás oxigênio, conforme expresso pela seguinte reação (74):

$$2H_2O \to 4e^- + 4H^+ + O_2$$
 (3.6)

Neste fenômeno, o metal permanece em estado passivo e age como um ânodo inerte. Nessa situação, a curva de polarização terá a forma semelhante a mostrada na Figura 8, mas o aumento da densidade de corrente se deve à decomposição da água, representada pelo potencial de equilíbrio (E_{O_2/H_2O}) . A reação de decomposição da água pode ou não estar relacionada aos fenômenos de transpassivação ou quebra localizada da camada de óxido passiva (74).

3.4 Corrosão de ligas utilizadas na indústria de óleo e gás

A resistência à corrosão das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço inoxidável 316L está diretamente associada à formação espontânea de um filme de óxido passivo em suas superfícies, resultante da reação dos elementos de liga com o ambiente. A eficácia desse filme protetor em prevenir a corrosão depende da composição das ligas e das condições ambientais a que estão expostas. (4, 75).

A corrosão é um dos principais desafios enfrentados pelas ligas metálicas expostas a ambientes agressivos, especialmente em condições contendo íons cloreto, como em ambientes marinhos e industriais, como foi abordado em seções anteriores nesse trabalho. Diversos estudos investigaram os mecanismos de corrosão das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço inoxidável 316L. Nestes trabalhos foram analisadas as variáveis como concentração de cloretos, temperatura, variações de pH e presença ou não de fases intermetálicas, que afetam diretamente a estabilidade do filme de óxido e a resistência à corrosão.

3.4.1 Corrosão da liga Inconel

A liga Inconel 625 é amplamente utilizada em ambientes agressivos por sua excelente resistência à corrosão e alta resistência mecânica. Estudos indicam que o filme de óxido formado nessa liga tem uma estrutura de dupla camada, com óxidos e hidróxidos de níquel $(NiO/Ni(OH)_2)$ na camada externa e óxidos de cromo (Cr_2O_3) na camada interna, conforme ilustrado na Figura 9. O oxigênio presente no ambiente reage inicialmente com o níquel, formando NiO, que por ser poroso, permite a difusão contínua do oxigênio para camadas internas de óxido. Com um teor de cromo superior a 22 %, forma-se uma camada interna de Cr_2O_3 , que é densa e contínua, proporcionando proteção contra a corrosão (76, 77).



Figura 9 – Ilustração da camada de óxido passivante da liga Inconel 625 (Adaptado (78) - Autorização: 5939571080732).

Apesar da elevada resistência à corrosão da liga Inconel 625, sua exposição a ambientes agressivos pode levar ao comprometimento do filme passivo, resultando na ocorrência de corrosão localizada. Wang *et al.* (76) investigaram o efeito do cloreto de sódio na corrosão da liga em alta temperatura (300±2°C) e pressão. As análises de polarização potenciodinâmica revelaram que, na ausência de NaCl, a densidade de corrente anódica apresenta baixa variação, indicando a formação de um filme de óxido estável. No entanto, à medida que a concentração de NaCl aumenta, foi observado um aumento significativo na densidade de corrente anódica, sugerindo que o filme passivo se tornou menos protetor, levando à dissolução da liga. A adição de NaCl, portanto, compromete a resistência à corrosão do Inconel 625, conforme mostrado nas curvas de polarização (Figura 10).

Estudos mostram que a exposição do Inconel 625 a altas temperaturas pode resultar na precipitação de fases intermetálicas e carbonetos. A presença dessas fases e carbonetos


Figura 10 – Curvas de polarização do Inconel 625 em diferentes concentrações de NaCl a $300\pm2^{\circ}$ C e 16 \pm 1 MPa, com taxa de varredura de 0,166 mV/s (Adaptado de (76) - Autorização: 5939570628389).

podem reduzir a resistência à corrosão dessa liga em ambientes agressivos (1, 4, 79). Xu *et al.* (80) identificaram precipitados ricos em nióbio e molibdênio nas regiões dos contornos de grãos em juntas soldadas de aço X65 revestido com Inconel 625. Esses precipitados tornaram o material mais suscetível à corrosão intergranular. Os autores notaram que essa corrosão foi mais pronunciada nos contornos de grãos, nas áreas onde houve empobrecimento de cromo (Cr).

Mishra *et al.* (81) avaliaram a influência dos elementos de liga no comportamento à corrosão de ligas comerciais à base de níquel em meio contendo ácido clorídrico. As análises de polarização potenciodinâmica (Figura 11) revelaram uma relação entre o teor de cromo (Cr) das ligas e a densidade de corrente de passivação. Ligas de níquel com maior teor de Cr resultaram em menores densidades de corrente de passivação (i_{pass}). Além disso, foi observado que ligas com maior teor de molibdênio apresentaram menor densidade de corrente de corrosão. Esse comportamento foi atribuído à formação de um filme passivo protetor, que melhora a resistência à corrosão nessas condições. Os autores concluíram que ligas com alto teor de molibdênio são mais indicadas para aplicação em meio contendo ácido clorídrico.



Figura 11 – Curvas de polarização potenciodinâmica em meio contendo HCl em temperatura ambiente (81).

3.4.2 Corrosão do aço duplex 2205

De acordo com Luo *et al.* (68), a camada de óxido formada na superfície do aço duplex 2205 é composta predominantemente por óxidos de cromo (Cr_2O_3) e espécies de ferro $(Fe_2O_3 \in FeO)$. Essa camada de óxido apresenta uma estrutura bicamada, onde a camada interna é rica em cromo e a externa é formada principalmente por óxidos de ferro (68, 82).

O filme de óxido passivo do aço duplex é fortemente influenciado pelos elementos de liga. No aço duplex 2205 é formado um filme passivo heterogêneo devido às diferentes composições químicas das duas fases constituintes. Os elementos Cr e Mo são mais enriquecidos na ferrita, enquanto Ni e N são mais concentrados na austenita. O comportamento passivo de cada fase do aço duplex é importante, pois a fase mais vulnerável tende a ser mais suscetível à corrosão, exercendo um efeito predominante no comportamento geral da corrosão (27).

Além disso, destaca-se a influência da interação entre as duas fases do aço duplex no comportamento da passivação, uma vez que o aço duplex apresenta maior resistência à corrosão em comparação aos aços inoxidáveis convencionais. O comportamento passivo do aço duplex 2205 em ambientes contendo cloretos também foi amplamente estudado. Cheng *et al.* (27) demonstraram que a interação entre as fases ferrítica (α) e austenítica (γ) no aço duplex 2205 resultou em um filme de óxido passivo mais estável em comparação com as fases individuais. O aço duplex desse estudo possui proporções balanceadas de fase ferrita e austenita e foi comparado com amostras monofásicas de fase ferrítica e outra de fase austenítica. A menor densidade de corrente de corrosão observada no aço bifásico, como mostrado na curva de polarização (Figura 12), foi atribuída ao efeito galvânico entre



as fases $\alpha \in \gamma$, que melhorou a resistência à corrosão localizada.

Figura 12 – Curvas de polarização potenciodinâmica das amostras ferrítica (α), austenítica (γ) e fase dupla (aço duplex 2205) em solução contendo NaCl a 3,5 % em temperatura ambiente (Adaptado de (27) - Autorização: 5939571423081).

Contudo, Bautista *et al.* (83) analisaram o comportamento de corrosão seletiva das fases em diferentes aços duplex em meio contendo ácido clorídrico. Nos ensaios de polarização potenciodinâmica e potenciostática, os autores identificaram que, em potenciais mais baixos, ocorre a dissolução preferencial da fase ferrítica, enquanto a austenita apresenta corrosão preferencial em potenciais mais elevados. Esses resultados indicam que a ferrita é mais suscetível à corrosão em ambientes ácidos, especialmente em condições de potencial eletroquímico reduzido.

Gholami *et al.* (84) investigaram o comportamento à corrosão de ligas de aço duplex submetidas a tratamentos térmicos em diferentes temperaturas (1050 °C, 1150 °C e 1250 °C) em solução de NaCl a 3,5 %. Os autores observaram que a fração volumétrica de ferrita aumentou com o incremento da temperatura de recozimento, passando de 42% para 52% e 69% nas amostras recozidas a 1050 °C, 1150 °C e 1250 °C, respectivamente. Além disso, verificou-se um aumento na quantidade de precipitados ricos em cromo, sendo a maior concentração observada nas amostras tratadas a 1250 °C. As análises de polarização potenciodinâmica (Figura 13) indicaram que, à medida que a quantidade de fase ferrita e de precipitados aumentaram, houve um incremento na densidade de corrente de passivação e na densidade de corrente de corrosão, acompanhado por uma redução da região passiva e do potencial de pite. Esses resultados mostram como o aumento da fração de ferrita e dos precipitados pode comprometer a resistência à corrosão das ligas de aço duplex

De acordo com Oñate *et al.* (85) as características microestruturais do aço duplex têm um papel importante na nucleação de pites. As fases e precipitados indesejados atuam como heterogeneidades locais, aumentando a tendência à formação de pites. A



Figura 13 – Curvas de polarização das amostras de aço duplex 2205 tratadas termicamente em diferentes temperaturas de recozimento em solução contendo NaCl a 3,5% em temperatura ambiente (Adaptado de (84) - Autorização: 5939570050611).

precipitação de fases deletérias podem ser formadas na faixa de temperatura de 600 a 1000 °C (86, 87) quando essas ligas são submetidas ao processo de trabalho a quente, soldagem, tratamentos térmicos ou até mesmo em operação do equipamento. A presença dessas fases pode comprometer as propriedades de resistência à corrosão do aço, uma vez que precipitados ricos em cromo formam regiões adjacentes empobrecidas desse elemento (5).

3.4.3 Corrosão do aço inoxidável 316L

Segundo Wang *et al.* (88), o filme de óxido que se forma na superfície do aço inoxidável 316L é composto por duas camadas finas. A camada interna é enriquecida com cromo (Cr), composta por óxido e/ou hidróxido de cromo $(Cr_2O_3, Cr(OH)_3)$, garantindo a estabilidade e resistência do filme passivo, enquanto a camada externa é composta predominantemente por óxidos e hidróxidos de ferro (*FeO*, *Fe*₂*O*) (89, 90). A resistência à corrosão do aço 316L depende principalmente da camada interna de óxido rica em cromo, que atua como uma barreira eficaz contra o ataque de íons agressivos presentes no ambiente.

Apesar da resistência do aço inoxidável 316L em ambientes corrosivos, seu desempenho pode ser comprometido em condições específicas. Duan *et al.* (91) avaliaram a resistência à corrosão do aço 316L forjado e fabricado por fusão seletiva a laser em diferentes concentrações de NaCl e mostraram que, à medida que a concentração de íons cloretos aumenta, há uma diminuição na proteção do filme de óxido, resultando em maior corrosão do material. Além disso, a redução do pH aumentou a suscetibilidade do aço 316L à corrosão, conforme evidenciado pelas curvas de polarização (Figura 14). O aumento da concentração de íons cloreto e a redução do pH do meio resultaram em aumento da densidade de corrente de corrosão e diminuição da região passiva das curvas.



Figura 14 – Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica de aços 316L (a) forjados e (b) fusão seletiva a laser em diferentes soluções contendo NaCl; (c) forjados e (d) fusão seletiva a laser em soluções contendo NaCl 1M com diferentes valores de pH (Adaptado de (91) - Autorização: 5939580391343).

Zatkalíková *et al.* (35) observaram que, apesar do baixo teor de carbono no aço 316L, ele ainda pode sofrer sensibilização em altas temperaturas, levando à precipitação de carbonetos nos contornos de grãos. A presença desses precipitados reduz o teor de cromo nas regiões adjacentes, formando áreas vulneráveis à corrosão por pite. Uma vez que a corrosão por pite se inicia nos contornos de grãos sensitizados, ela pode se propagar para outras regiões no material, podendo aumentar de tamanho e profundidade, ocorrendo corrosão intergranular. A corrosão nos contornos de grãos do material compromete a integridade e a resistência do aço inoxidável, podendo resultar em falha prematura, principalmente em meios em que a corrosão por pites é comum, como em soluções com alto teor de íons cloreto (35).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Neste estudo foram analisadas três ligas empregadas em sistemas de tubulações nas indústrias de óleo e gás: Inconel 625 (ASTM B444 GR.1 - UNS N06625), aço duplex 2205 (ASTM A790 - UNS S31803) e aço inoxidável 316L (ASTM A312). Para fins de padronização, ao longo do trabalho essas ligas serão referenciadas como: Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L.

As composições químicas em massa das ligas estão apresentadas na Tabela 4.

Tabela 4 – Composições químicas em massa da liga Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L (19, 29, 42).

Composição química (% em massa)											
Ligas	Fe	Ni	Cr	Mo	С	Mn	Si	Nb	Al	Ti	Ν
Inconel	5.0	58,0	20,0-	8,0-	0,10	0.50	0.5	3,15-	0.4	0.4	
625	5,0	mín	23,0	10,0	máx	0,50	0,5	$4,\!15$	0,4	0,4	-
Aço duplex 2205	bal.	4,5- 6,5	21,00- 23,00	2,50- 3,50	0,03 máx	2,00	1,0	-	-	-	0,08- 0,20
Aço 316L	bal.	10,0- 11,0	16,00- 18,00	2,00- 3,00	0,03 máx	2,00	1,0	_	-	-	_

4.1.1 Preparação das amostras

Todas as amostras foram preparadas seguindo métodos metalográficos convencionais (ASTM E3-11(2017)) (92). As amostras foram cortadas e embutidas em resina acrílica. Após a cura da resina, as amostras foram lixadas com lixas de carbeto de silício (SiC) em diferentes granulometrias: 80, 220, 400, 500, 800, 1200 e 2000 Mesh. Em seguida, foram submetidas a um processo de polimento utilizando pasta de diamante.

Para revelar a microestrutura, foi realizado um ataque eletrolítico utilizando uma solução de ácido nítrico (HNO_3) em proporção de 1:1 com água destilada, sob as seguintes condições: potencial aplicao de 2 V, no tempo de 7 segundos para o aço inoxidável 316L, e de 10 segundos para a liga Inconel 625 e o aço duplex 2205.

Para as análises de microscopia eletrônica de varredura, dureza por microindentação e microscopia óptica, as amostras foram submetidas ao mesmo processo de preparação e ataque eletrolítico. Para as análises eletroquímicas, as amostras foram cortadas e conectadas eletricamente por meio de fio de cobre, embutidas em resina crílica e lixadas até granulometria 2000 *Mesh* antes de cada ensaio. O lixamento das amostras seguiu essa sequência antes de cada ensaio eletroquímico.

4.2 Caracterização das ligas

A caracterização das amostras foram por fluorescência de Raios X, microscopia óptica, microestrutura eletrônica de varredura, difração de Raios X, dureza por microindentação Vickers, molhabilidade e rugosidade.

4.2.1 Fluorescência de Raios X (FRX)

A caracterização da composição química da liga Inconel 625, do aço inoxidável 316L e do aço duplex 2205 foi analisada por Fluorescência de Raios X, em um equipamento WDXRF da marca Marvel PANalytical, modelo Axios mAX sequencial, com 3,0 KW de potência, tubo com filamento alvo de Ródio (Rh), dois detectores (Fluxo e Cintilador). O equipamento foi utilizado no laboratório do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF).

Os resultados encontrados foram obtidos utilizando o software SuperQ Omnion, em que a curva de calibração utiliza padrões fabricados pelo fornecedor do equipamento.

4.2.2 Microscopia óptica (MO)

As morfologias das amostras foram observadas no microscópio óptico OLYM-PUS (modelo BX53M) nas amostras no estado como recebidas lixadas após o ensaio de polarização potenciodinâmica com o intuito de identificar e comparar a corrosão nas condições estudadas. Além disso, após a preparação metalográfica e o ataque eletrolítico, as microestruturas das amostras foram observadas nesta análise.

4.2.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Após o ataque eletrolítico das amostras, a microestrutura foi observada em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Field Emission Gun FEI QUANTA FEG 250®, utilizando elétrons secundários para observação da topografia. Essa análise foi realizada também após os ensaios eletroquímicos com o objetivo de identificar e comparar a corrosão sob as condições estudadas.

Além disso, foi realizado o mapeamento elementar por Energia Dispersiva de Raios X (EDS), uma técnica que permite visualizar a distribuição espacial dos elementos na amostra, facilitando a identificação de concentrações de certos elementos em regiões específicas ou sua distribuição uniforme.

4.2.4 Ferritoscopia

A análise de ferritoscopia foi realizada para verificar a presença de ferrita delta residual no aço 316L e para quantificar a fase ferrítica presente no aço duplex 2205. O equipamento utilizado foi o Ferritoscópio Helmut Fischer GmbH.

4.2.5 Difração de Raios X (DRX)

A identificação das fases foi realizada por difração de Raios X. Os corpos de prova receberam a mesma preparação metalográfica das analises de MO e MEV. O equipamento utilizado foi um difratômetro X'PERT PRO MRD da empresa PANalytical, disponível no laboratório de DRX do IME. O qual utiliza um ânodo de Co (cobalto) e é equipado com um detector linear PIXcel com 255 canais. Os parâmetros de operação foram definidos para potência e corrente de 40 mA e 40 kV, respectivamente. Sendo realizada a varredura entre 45° e 125°, na configuração 2θ acoplada, com tempo por passo de 200 s e tamanho do passo de 0,03°.

4.2.6 Dureza por microindentação Vickers

O ensaio de dureza Vickers por microindentação foi realizado para determinar o grau de dureza das amostras, utilizando um microdurômetro Shimadzu da série HMV-G, com suporte do software AVPAK, seguindo as diretrizes da norma ASTM E384-22. Aplicou-se uma carga de 0,980 N por 15 segundos em cada teste. Antes dos ensaios, as amostras foram submetidas a um processo de lixamento e polimento, conforme descrito na seção 4.1.1.

4.2.7 Molhabilidade

A energia superficial foi avaliada por meio do ensaio de molhabilidade, que quantificou o ângulo de contato de uma gota de solução com a superfície das amostras. Para isso, utilizou-se água destilada como eletrólito, e em cada amostra lixadas foram realizadas dez medições.

O equipamento utilizado foi o goniômetro FTA 100 (First Ten Angstroms, Portsmouth, VG, EUA) disponível no laboratório de Biomateriais no Instituto Militar de Engenharia (IME).

4.2.8 Rugosidade

A análise da rugosidade da superfície das amostras foram realizadas com o perfilômetro 3D New View 7100 Profi- lometer (Zygo Co, Middlefield, CT, USA). As análises foram realizadas com o intuito de mensurar a rugosidade superficial das amostras, antes e após os ensaios de polarização potenciodinâmica.

4.3 Análises eletroquímicas

Os ensaios eletroquímicos foram realizados para avaliar e comparar a resistência à corrosão da liga Inconel 625, do aço duplex 2205 e do aço inoxidável 316L. Os ensaios eletroquímicos realizados foram a medida de potencial de circuito aberto (OCP), polarização potenciodinâmica e potenciostática (cronoamperometria) e medidas galvânicas.

As medidas eletroquímicas foram realizadas utilizando potenciostato/ galvanostato Autolab PGSTAT 204N. A célula eletroquímica utilizada foi a convencional contendo três eletrodos: calomelano (referência), platina (contra eletrodo) e o eletrodo de trabalho foram as ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L. Para assegurar a reprodutibilidade, cada teste foi repetido, no mínimo, três vezes.

Como eletrólito foram utilizadas as soluções contendo NaCl a 3,5% (27) e HCl 1M (93, 94). A solução contendo NaCl a 3,5 % foi preparada pesando 17,5 g de pó de cloreto de sódio PA em balança analítica de precisão, avolumando no balão volumétrico de 500 ml com água destilada. A solução contendo HCl 1M foi preparada medindo 41,5 ml (P.M. 36,46 %) numa proveta e avolumando no balão volumétrico de 500 ml com água destilada.

4.3.1 Potencial de Circuito Aberto (OCP)

A medida de potencial de circuito aberto indica o potencial de equilíbrio entre a solução e a amostra. Neste trabalho, o OCP foi monitorado durante 3600 segundos.

4.3.2 Polarização Potenciodinâmica

A polarização potenciodinâmica é uma das principais técnicas eletroquímicas utilizada para analisar a resistência à corrosão. No presente trabalho, as curvas foram obtidas após a estabilização do potencial de circuito aberto (OCP) durante 3600 s. Em seguida, foi realizada uma varredura, utilizando um intervalo de varredura de -0,4 V a 1,2 V. A taxa de varredura foi de 0,001 V/s.

4.3.3 Cronoamperometria

Após a obtenção das curvas de polarização potenciodinâmica, os ensaios de cronoamperometria, também conhecidos como testes de polarização potenciostática, foram realizados a 0,2 V e 1,0 V por 3600 segundos. Os potenciais foram selecionados com base nas curvas de polarização potenciodinâmica.

4.3.4 Medidas galvânicas

Com base na norma ASTM G71-81(2024), a medição da corrente galvânica foi conduzida utilizando o material considerado o cátodo como contra-eletrodo e o ânodo como eletrodo de trabalho. O potencial de circuito aberto, após um tempo de estabilização de 24 horas, serviu como referência para identificar o ânodo e o cátodo nos ensaios de corrente e potencial galvânico em diferentes meios eletrolíticos. A determinação dos eletrodos foi baseada no valor do potencial de circuito aberto de cada material no eletrólito específico. A corrente galvânica foi monitorada ao longo de 6 horas (21600 segundos), e todas as análises foram realizadas, no mínimo, em duplicata.

Em meio contendo cloreto de sódio, o aço inoxidável 316L e a liga Inconel 625 foram utilizados como eletrodos de trabalho (ânodos), enquanto o aço duplex 2205 foi empregado como contra-eletrodo (cátodo), nos pares galvânicos Duplex 2205 - Aço 316L e Duplex 2205 - Inconel 625. Em meio contendo HCl, o aço 316L, no par galvânico com o aço duplex 2205, foi conectado ao polo do catodo. E a liga Inconel 625 foi conectada como anodo, no par galvânico com o aço duplex 2205. Em ambos os meios, o par galvânico Inconel 625 - Aço 316L, a liga utilizada como ânodo foi o aço 316L.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Fluorescência de Raios X

A Tabela 5 apresenta as composições químicas das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço inoxidável 316L, quantificada por fluorescência de Raios X. Esses dados são essenciais para compreender o comportamento dessas ligas em ambientes corrosivos, visto que a composição química influencia diretamente na formação e estabilidade do filme de óxido, bem como a resistência à corrosão localizada. As composições das ligas analisadas está de acordo com as especificações normativas apresentadas na Tabela 4. É importante ressaltar que os teores de carbono (C) e nitrogênio (N) não foram detectados devido à limitação técnica do equipamento utilizado. A técnica de fluorescência de Raios X não é sensível a elementos de baixo número atômico. Como resultado, a influência do nitrogênio na resistência à corrosão das ligas precisa ser considerada com base nos valores especificados nas normas.

Tabela 5 – Composição química (%) das ligas Inconel 625, aço 316L e aço duplex 2205 por fluorescência de Raios X.

Ligas	Fe	Cr	Ni	Mo	Nb	Mn	Ti	Al	Si
Inconel 625	4,802	20,312	61,558	8,604	3,242	0,130	0,148	0,401	0,803
Aço 316L	68,155	16,749	10,152	2,493	-	0,863	-	-	1,588
Duplex 2205	67,355	22,402	5,279	3,564	-	0,634	-	-	0,707

Com base nas composições químicas das ligas, é possível calcular o PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*), um índice empírico utilizado para estimar a resistência à corrosão localizada, especialmente a corrosão por pites em aços inoxidáveis (68). O cálculo do PREN considera a contribuição de elementos de liga como cromo (Cr), molibdênio (Mo) e nitrogênio (N), fundamentais para a formação e a estabilidade do filme de óxido passivo, que atua como uma barreira protetora contra agentes corrosivos (95). O PREN é calculado a partir da seguinte fórmula:

$$PREN = \%Cr + 3,3X\%Mo + 16X\%N$$
(5.1)

Substituindo os valores da tabela para o aço 316L e considerando o teor de nitrogênio igual a zero (N=0, não detectado pelo FRX), temos:

$$PREN_{316L} = 16,749 + (3.3X2,493) + (16X0) = 24,9759$$
(5.2)

Substituindo os valores da tabela para o aço duplex 2205 e considerando o teor de nitrogênio igual a 0,20% (valor nominal conforme especificado na norma, devido à limitação do FRX), temos:

$$PREN_{Duplex} = 22,402 + (3,3X3,564) + (16X0,20) = 37,3632$$
(5.3)

Os cálculos do PREN indicam que o aço duplex 2205 (PREN = 37,36) apresenta uma maior resistência à corrosão por pites em relação ao aço inoxidável 316L (PREN = 24,98). Isso pode ser atribuído aos teores mais elevados de cromo (Cr) e molibdênio (Mo), elementos conhecidos por sua capacidade de aumentar a estabilidade do filme de óxido passivo. O cromo contribui diretamente para a formação da camada de óxido protetora, enquanto o molibdênio melhora a resistência à nucleação e propagação de pites (89, 96).

O PREN não é tradicionalmente calculado para a liga Inconel 625, pois este índice foi desenvolvido para avaliar a resistência à corrosão por pites em aços inoxidáveis. No entanto, a presença de altos teores de cromo (20,31 %) e molibdênio (8,60 %) sugere que essa liga possui elevada resistência à corrosão em ambientes agressivos, especialmente em meios contendo íons cloreto.

Embora o número PREN seja uma ferramenta empírica útil na seleção de ligas com base em sua resistência à corrosão localizada, esse índice possui limitações. A previsão da resistência à corrosão de um material não deve ser baseada exclusivamente no valor do PREN, mas deve considerar outros fatores, como o ambiente de aplicação, microestrutura da liga, composição química, características específicas do filmede óxido entre outros parâmetros (97).

5.2 Microestrutura

A microestrutura influencia na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas das ligas metálicas (98).

5.2.1 Inconel 625

Nas Figuras 15a e 15b são apresentadas as micrografias óptica (MO) e eletrônica (MEV) da microestrutura da liga Inconel 625. As micrografias revelam uma microestrutura predominantemente de grãos equiaxiais. A Inconel apresenta uma matriz austenítica com estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada), caracterizada por uma composição predominantemente à base de níquel, na qual os elementos de liga estão em solução sólida. Durante o resfriamento, ocorrem precipitações de fases ricas em Mo, Ti e Nb nas regiões interdendríticas.



(a) MO.(b) MEV (2000x).Figura 15 – Microestrutura da liga Inconel 625.

Na análise da composição química, por mapeamento e com uso do EDS, observou-se um enriquecimento da matriz em molibdênio (Mo), titânio (Ti) e nióbio (Nb) em algumas regiões. O maior percentual localizado destes elementos de liga sugere a presença de precipitados heterogêneos (Figura 16). Foi constatado que os precipitados apresentam composição química com variação dos percentuais de liga do centro para a periferia. Para alguns precipitados, observou-se maior percentual de Ti no núcleo com crescimento do percentual de nióbio em direção à periferia. Este tipo de partícula pode ser denominada como carboneto (MC) ou nitreto (MN), onde M é o maior percentual de determinado tipo de elemento de liga, que no presente caso M é o Ti ou Nb. O elemento químico nitrogênio apresenta um comportamento semelhante ao do titânio, concentrando-se também na região central do precipitado. Esses resultados sugerem que os precipitados consistem em um núcleo de nitreto de titânio (TiN) ou de uma combinação de Ti e Nb (TiNb)N, envolto por uma camada de carboneto de Nb e Ti (NbTi)C ou dos carbonitretos (TiNb)CN e (NbTi)CN. Esse resultado é consistente com as observações de outros autores (24, 99), que relataram a presença de precipitados complexos na liga Inconel 625, com morfologia e composição química semelhantes. Além disso, nas regiões onde foram identificados precipitados e na região adjacente, foi observado um empobrecimento de cromo (Cr) e níquel (Ni), indicando uma redução desses elementos nessas áreas. Análises adicionais de EDS nas áreas interdendríticas confirmaram a depleção desses elementos nessas regiões.

Uma segunda morfologia de precipitados observada na liga Inconel 625 consiste em estruturas alongadas na forma de bastonetes e em formato irregular. Na Figura 17 são apresentados alguns desses precipitados localizados na região interdendrítica da matriz austenítica. A análise química por EDS dessas partículas revelou altos teores de nióbio (Nb), silício (Si) e molibdênio (Mo), e menor teor de titânio (Ti), compatíveis com o que foi reportado para a fase Laves por Silva (99). Considerando que a liga contém 3,24% de Nb, a elevada concentração desse elemento nos precipitados sugere um enriquecimento



Figura 16 – Mapa de composição química por EDS da microestrutura da liga Inconel 625.

desse elemento nessas regiões. Estudos anteriores (23, 25, 99) indicam que, durante a solidificação da liga Inconel 625, o silício tende a se segregar na fase Laves. Assim, o teor de silício combinado ao alto conteúdo de Nb reforça a hipótese de presença da fase Laves, consistente com resultados relatados na literatura.

Na liga Inconel 625, a formação de precipitados e de outras fases ocorre em função do limite de solubilidade dos elementos de liga, especialmente o nióbio (Nb) e o molibdênio (Mo), na matriz de níquel (Ni). Esses precipitados tendem a se formar inicialmente nos contornos de grão, onde a energia livre é mais elevada, e, em seguida, se dispersam pela matriz (99). Embora esses precipitados contribuam para aumentar a resistência mecânica e a dureza da liga, a precipitação de carbonetos e fase Laves pode aumentar a suscetibilidade à corrosão intergranular, principalmente em ambientes contendo íons cloreto. A literatura aponta que a corrosão intergranular na Inconel 625 pode estar relacionado à formação de precipitados ricos em Nb e Mo, levando à depleção de cromo nas regiões adjacentes aos precipitados (100, 101).



Figura 17 – Microestrutura da liga Inconel 625 indicando a fase Laves.

5.2.2 Aço inoxidável 316L

A análise microestrutural do aço inoxidável 316L, por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) (Figura 18), revela uma estrutura típica de grãos de austenita equiaxiais, característicos deste tipo de aço. Os grãos austeníticos são bem definidos, com contornos de grãos nítidos. O aço 316L possui uma estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada), caracterizada por uma matriz predominantemente composta de ferro, enriquecida com elementos de liga como cromo, níquel e molibdênio (91).

Na análise por MEV, não foi identificada a presença de ferrita delta residual. Para confirmar esse resultado, foi realizada uma análise adicional por ferritoscopia, a fim de verificar a possível existência dessa fase. Os resultados da ferritoscopia corroboraram a ausência de ferrita delta na amostra.



Figura 18 – Microestrutura do aço inoxidável 316L.

O mapeamento da composição química por espectroscopia de energia dispersiva (EDS), ilustrado na Figura 19, revela uma distribuição homogênea dos elementos de liga

principais do aço, incluindo cromo (Cr), níquel (Ni), molibdênio (Mo), manganês (Mn), carbono (C), fósforo (P) e silício (Si). Além disso, a análise por MEV e MO, juntamente com o mapeamento de composição química por EDS, não indicaram a presença de fases deletérias, como a fase sigma, nem de outros tipos de precipitados granulares e aciculares. Essa microestrutura está conforme o que é reportado na literatura (102, 103).



Figura 19 – Mapa de composição química por EDS da microestrutura do aço inoxidável 316L.

5.2.3 Aço duplex 2205

As micrografias por MEV e MO do aço duplex 2205, apresentadas na Figura 20, mostram a microestrutura bifásica típica desse material, composta por uma matriz de ferrita e ilhas de austenita com orientação preferencial, originadas do processo de conformação mecânica usado na fabricação dos tubos. As interfaces entre as fases estão bem definidas. Outro aspecto relevante observado nas micrografias é a ausência de evidências de fases secundárias, como compostos intermetálicos e precipitados nas interfaces ferrita/austenita e nos contornos de grãos da ferrita. Essas características são típicas de materiais especificados pelas normas técnicas, os quais passaram por tratamentos térmicos adequados de solubilização e posterior resfriamento em água (104).

Uma análise adicional por ferritoscopia foi realizada com o objetivo de quantificar a fração de fase ferrítica presente no aço duplex. Os resultados indicaram uma proporção média de 57,9% de fase ferrita na microestrutura, enquanto a fase austenítica representa os 42,1% restantes. Os resultados observados são consistentes com a literatura (86, 105, 104, 106). Estudos recentes, como os de Song *et al.* (2020), reforçam que a microestrutura bifásica, com ausência de fases intermetálicas, é essencial para a alta resistência à corrosão do aço duplex, especialmente em ambientes agressivos (107).



(a) MO.

(b) MEV (2000x).

Figura 20 – Microestrutura do aço duplex 2205.

O mapeamento por EDS do aço duplex 2205, apresentado na Figura 21, permite uma análise detalhada da distribuição dos principais elementos de liga na microestrutura. Observa-se que o cromo (Cr) e o molibdênio (Mo) estão mais concentrados na fase ferrítica, pois esses elementos atuam como estabilizadores dessa fase. O níquel (Ni), que é o elemento que estabiliza a fase austenítica, está mais concentrado nessa fase, conforme o esperado (108, 109). Elementos como manganês (Mn), carbono (C), nitrogênio (N), ferro (Fe) e silício (Si) apresentam uma distribuição uniforme na microestrutura do aço duplex 2205. Além disso, destaca-se a ausência de fases deletérias, como a fase sigma, que poderiam comprometer a resistência à corrosão do material (56, 110).



Figura 21 – Mapa de composição química por EDS do aço duplex 2205

5.3 Difração de Raios X

A difração de Raios X foi utilizada para avaliar as fases cristalinas identificadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura, além de investigar a possível presença de fases não detectadas por essas técnicas. Todos os picos obtidos foram identificados e indexados conforme os padrões de difração estabelecidos. Na Figura 22 são apresentados os difratogramas obtidos para liga Inconel 625, aço 316L e aço duplex 2205.

Os padrões de difração para a liga Inconel 625 (difratograma azul) apresentaram picos de intensidade nos planos cristalográficos (111), (020), (022) e (311), localizados aproximadamente em 51 °, 59 °, 89 ° e 112 °, respectivamente. Esses picos estão associados à fase austenítica. A análise indica que esta liga apresenta uma microestrutura austenítica, caracterizada por uma matriz de níquel com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Estes resultados corroboram com as análises no MEV.

Embora as análises de MEV e EDS tenham identificado a presença de carbonetos de Nb e Ti, além da fase Laves, os picos correspondentes a essas fases não foram detectados na análise de DRX. A ausência desses picos pode ser explicada pelo baixa fração volumétrica dos precipitados, tornando seu sinal difratado pouco significativo, tamanhos reduzidos e dispersão dos precipitados, dificultando sua detecção por DRX, ou devido à sobreposição dos picos difratados. Segundo autores como Zhang *et al.* (2021), precipitados com tamanhos muito pequenos ou distribuições dispersas frequentemente não geram sinais detectáveis



Figura 22 – Difratogramas da liga Inconel 625, do aço inoxidável 316L e do aço duplex 2205.

por DRX, sendo necessárias técnicas complementares, como microscopia de transmissão (TEM), para sua identificação (111). A técnica de DRX é sensível apenas a fases que ocorrem em concentrações significativas, e pequenas quantidades de precipitados podem não gerar picos detectáveis (112).

Os padrões de difração da amostra de aço inoxidável 316L (difratograma vermelho) revelaram quatro picos de intensidade associados aos planos cristalográficos (111), (020), (022) e (311), observados aproximadamente a 51 °, 59 °, 89 ° e 112 °, respectivamente. Esses picos são característicos da fase austenítica, que constitui a matriz do aço inoxidável 316L. Além desses picos principais, foi observado um pico adicional, de menor intensidade, em 52,5°, que poderia ser atribuído à presença residual da fase ferrítica- δ , possivelmente originado do plano (011) dessa fase na microestrutura da amostra. No entanto, nenhum outro pico característico da ferrita- δ foi identificado no padrão de difração. Além disso, nas análises de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Energia Dispersiva de Raios X (EDS) e ferritoscopia não identificaram a presença de ferrita- δ residual, corroborando a predominância da fase austenítica.

Observa-se que os padrões de difração para o aço duplex 2205 (difratograma verde) apresentam picos de difração referente às fases austenítica e ferrítica. Os picos nos ângulos de 51 °, 59 °, 89 ° e 112 °, correspondentes aos planos cristalográficos (111), (020), (022) e (311), respectivamente, estão associados à fase de austenita, caracterizada por uma

estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Os picos observados nos ângulos de $52,5^{\circ}, 77,1^{\circ} e 99^{\circ}$, são referentes aos planos (011), (002) e (112) e atribuídos à fase ferrítica com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Esses resultados indicam que o aço duplex 2205 possui uma estrutura bifásica, composta pelas fases austenita e ferrita. Além disso, não foram observados picos correspondentes a fases deletérias associadas ao aço duplex. Estes resultados ratificam as características microestruturais encontradas nas análises por microscopia ótica e eletrônica de varredura, confirmando a presença das fases austenita e ferrita e ferrita e a ausência de fases indesejáveis na microestrutura.

Portanto, os difratogramas obtidos confirmaram as fases previamente identificadas por microscopia, com destaque para a predominância da fase austenítica na liga Inconel 625 e no aço inoxidável 316L, enquanto o aço duplex 2205 apresentou a microestrutura bifásica, composta por austenita e ferrita. Tais resultados corroboram a literatura (100, 101, 61, 113, 56, 104, 110).

5.4 Dureza por microindentação Vickers

Os resultados dos ensaios de dureza por microindentação Vickers das ligas estudadas são apresentados na Tabela 6. Considerando-se as metodologias das medidas de dureza, pode-se afirmar que a liga Inconel 625 e o aço duplex 2205 apresentaram microdurezas semelhantes e maiores que a do aço inoxidável 316L. Essa diferença nos valores de dureza está relacionada às distintas composições químicas e microestruturas presentes nessas ligas (114). Resultados semelhantes foram relatados na literatura para o aço duplex 2205 (110).

Tabela 6 – Valores médios de dureza por microindentação Vickers das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L.

Ligas	Inconel 625	Aço Duplex 2205	Aço 316L
HV	294,20	298,00	206,00
Desvio Padrão	5,12	3,00	$3,\!95$

A elevada dureza da liga Inconel 625 é resultado combinado do endurecimento por solução sólida e da precipitação de fases. O endurecimento por solução sólida ocorre quando elementos como molibdênio (Mo) e nióbio (Nb), atuando como átomos de soluto, se integram à matriz de níquel, formando uma solução sólida substitucional. Nesse processo, átomos de soluto substituem átomos de solvente na estrutura cristalina da liga, distorcendo a rede cristalina e dificultando o movimento das discordâncias, o que aumenta a dureza da liga (23, 115). Além disso, a presença de precipitados de Nb e Ti contribui para o aumento da dureza, pois esses precipitados atuam como barreiras físicas ao movimento das discordâncias no material, elevando ainda mais a resistência mecânica da liga. Estudos realizados por Kan *et al.* (2018) mostram que metais reforçados com precipitados de NbC ou (Nb, Ti)C apresentaram valores de dureza consideravelmente maiores em comparação com ligas que não possuem esses precipitados (116). No presente trabalho, foram observados precipitados (Nb,Ti)CN e (TiNb)CN, os quais contribuíram para o aumento da dureza.

O aço duplex 2205 é uma liga caracterizada pela presença equilibrada de duas fases: ferrita e austenita, geralmente em proporções semelhantes. A fase ferrítica contribui para o aumento da resistência mecânica e da dureza da liga, quando comparada a aços predominantemente austeníticos, como o aço inoxidável 316L. A fase austenítica contribui com a ductilidade e resistência à corrosão. Essa diferença pode ser explicada pela estrutura cristalina distinta das fases: enquanto a ferrita apresenta uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), a austenita possui uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). A ferrita tem dureza mais elevada devido à sua estrutura CCC, que possui menor densidade atômica de planos de escorregamento e requer maior tensão de cisalhamento crítica para movimentar as discordâncias (110). Além disso, a interação entre as fases ferrítica e austenítica cria barreiras para o movimento das discordâncias, resultando em maior resistência à deformação plástica e, consequentemente, maior dureza (117).

O aumento da dureza do aço duplex 2205 também está relacionado ao teor de nitrogênio presente nesse aço. Esse elemento contribui para o endurecimento por solução sólida intersticial. Ao ocupar os espaços intersticiais da rede cristalina, o nitrogênio dificulta o movimento das discordâncias, um dos principais mecanismos de deformação plástica, aumentando a dureza e a resistência mecânica da liga (118, 119). Esse resultado está em conformidade com a literatura, que associa a presença desse elemento químico às melhorias significativas nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão (104).

A dureza do aço inoxidável 316L é relativamente menor em comparação com as ligas Inconel 625 e o aço duplex 2205 devido às diferenças em sua composição e microestrutura. O aço 316L possui uma estrutura cristalina austenítica cúbica de face centrada (CFC), que apresenta planos de deslizamento com maior densidade atômica. Essa característica facilita o movimento de discordâncias, favorecendo a deformação plástica e reduzindo a dureza da liga (120). Em contraste, o aço duplex 2205, com sua microestrutura bifásica (ferrita e austenita), e a Inconel 625, que apresenta endurecimento por solução sólida e precipitação de fases ricas em molibdênio e nióbio, possuem elementos que atuam como barreiras ao movimento de discordâncias. Essas barreiras aumentam a dureza e a resistência mecânica, restringindo a deformação plástica.

5.5 Molhabilidade

A molhabilidade é uma propriedade importante para entender a interação entre o material e o meio corrosivo, pois influencia diretamente a área de contato entre o eletrólito e a superfície metálica, impactando a taxa de corrosão (121).

Na superfície dos materiais metálicos, existem ligações livres insaturadas devido à

energia livre da superfície, cuja magnitude determina a natureza e a capacidade de reagir com a água. Essa energia pode ser quantificada por meio de ensaios de molhabilidade, nos quais se mede o ângulo de contato entre o líquido e a superfície. Quando o ângulo de contato é superior a 90°, a superfície é considerada hidrofóbica; quando é inferior, é considerada hidrofílica (122, 123).

A análise de molhabilidade das superfícies foi empregada para determinar a energia de superfície e o ângulo de contato das amostras analisadas. Os valores dos ângulos de contato e da energia superficial para as diferentes amostras estão apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 – Valores médios do ângulo de contato e energia de superfície das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L.

Ligas	Inconel 625	Aço 316L	Aço Duplex 2205
Ângulo de Contato (°)	49,69	23,73	$51,\!47$
Energia de superfície (mN/m)	47,12	66,49	45,29

Observa-se que a condição que apresentou o menor ângulo de contato e, consequentemente, a maior energia de superfície foi o aço inoxidável 316L. No entanto, tanto a liga Inconel 625 quanto o aço duplex 2205 não apresentaram diferenças substanciais, registrando um ângulo de contato maior e uma menor energia de superfície em comparação com o aço 316L. Essa diferença pode estar associada ao óxido formado na superfície. A estabilidade do óxido formado pode variar, influenciando diretamente na energia de superfície observada.

Os perfis dos ângulos de contato encontrados estão ilustrados na Figura 23. Destacase que o menor ângulo é observado no aço inoxidável 316L, enquanto a liga Inconel 625 e o aço duplex 2205 não apresentaram diferenças significativas, o que está em concordância com os valores indicados na Tabela 7.

Na reação eletroquímica entre a solução e o metal, a solução atua como eletrólito. A corrente de corrosão é influenciada pela molhabilidade, área de contato entre o eletrodo e o eletrólito, microestrutura e composição química da liga, agressividade do meio, energia de superfície, entre outros parâmetros. A molhabilidade varia com a rugosidade e com a energia da superfície. Em superfícies hidrofílicas, um menor ângulo de contato e maior energia superficial possui a tendência de aumentar o contato do eletrólito sobre o material. Esse aumento no contato intensifica as reações eletroquímicas e, consequentemente, a corrosão. Isso ocorre porque o maior contato entre o eletrólito e a superfície metálica favorece o transporte de íons, essencial para os processos corrosivos (124).

A energia livre da superfície também está associada à estabilidade química da camada de óxido passivo formada sobre o material. Superfícies com alta energia de superfície tendem a ser mais reativas, o que pode aumentar a taxa de corrosão. Materiais



(c) Aço inoxidável 316L

Figura 23 – Perfis de ângulos de contato das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L.

com energias superficiais mais altas são mais facilmente molhados e corroídos, pois a instabilidade química da superfície atrai o oxigênio. Por outro lado, materiais com baixa energia de superfície formam óxidos mais estáveis, reduzindo a reatividade e a corrosão. (124).

Portanto, ao observar os valores de energia de superfície e de ângulo de contato das ligas estudadas, observa-se que a amostra de aço inoxidável 316L apresentou maior energia de superfície e menor ângulo contato, sugerindo que este aço tende a ser mais susceptível à corrosão.

5.6 Potencial de Circuito Aberto (OCP)

Para conduzir os ensaios eletroquímicos iniciais, foi medida a evolução do potencial de circuito aberto durante 3600 segundos. Considerando a aplicação das ligas em ambientes de exploração de petróleo, os testes foram realizados em meios corrosivos contendo NaCl a 3,5 % e HCl 1M, com o objetivo de avaliar o comportamento dessas ligas sob condições de corrosão às quais são expostas.

Quando uma liga é imersa em um eletrólito, surge um potencial na interface entre

o condutor metálico e o condutor iônico, caracterizada por uma distribuição desigual de cargas. Essa diferença de potencial entre a superfície do metal e o eletrólito é chamada de potencial de eletrodo, e quando referenciada a um eletrodo padrão, é conhecida como potencial de circuito aberto (125). O OCP representa, portanto, o potencial de equilíbrio do material quando imerso no eletrólito.

As curvas de OCP da liga Inconel 625, do aço duplex 2205 e do aço inoxidável 316L em uma solução contendo 3,5% de NaCl são apresentadas na Figura 24. Nota-se que os potenciais se estabilizam ao longo do tempo, com um aumento inicial dos valores de OCP para níveis mais positivos, indicando o crescimento da camada de óxido passiva na superfície devido à presença de oxigênio no eletrólito. Esse deslocamento para valores mais positivos sugere um comportamento mais nobre das ligas, associado à inibição das reações anódicas pela formação de um filme de óxido protetor (126, 127).

O potencial de circuito aberto para o aço duplex 2205 é de aproximadamente -0,173 V, enquanto para o aço inoxidável 316L e a liga Inconel 625 são semelhantes e aproximadamente de -0,197 V. Esses resultados indicam que, no meio de cloreto analisado, os valores de OCP das ligas apresentaram pouca variação. Assim, essa análise isolada não permite uma conclusão sobre qual liga possui melhor comportamento frente à corrosão, destacando a necessidade de complementar os dados com outras técnicas.



Figura 24 – Curvas de Potencial de Circuito Aberto (OCP) da liga Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L em solução contendo NaCl a 3,5 %.

O ambiente de extração de petróleo envolve o contato constante de tubulações

e equipamentos com fluidos agressivos que podem conter ácidos. Além disso, durante a produção de petróleo, são frequentemente utilizados processos de acidificação de poços para aumentar a produtividade. Nesse processo, soluções ácidas, como HCl, são injetadas no poço para dissolver depósitos minerais e melhorar a permeabilidade da rocha (64, 65). Diante deste cenário, foi realizada uma investigação para avaliar a influência desses fatores na resistência à corrosão das ligas estudadas.

Na Figura 25 são apresentadas as curvas do potencial de circuito aberto das ligas estudadas expostas ao eletrólito contendo 1 M de HCl. Observa-se que o meio ácido provocou o deslocamento do valor do OCP para valores mais negativos para o aço duplex 2205 e o aço 316L, aproximadamente em torno de -0,350 V e -0,330 V, respectivamente. Enquanto que a liga Inconel 625 teve uma evolução dos valores de OCP para valores mais nobres, em torno de -0,117 V.



Figura 25 – Curvas de Potencial de Circuito Aberto (OCP) da liga Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L em solução contendo HCl 1M.

A estabilização do OCP em uma faixa de potencial mais baixa é atribuída às reações de dissolução ativa na superfície do metal. A redução nos valores de OCP indica maior reatividade química da liga, resultando em um aumento na intensidade da corrosão. Em solução ácida, a reação eletroquímica predominante é controlada pela redução catódica de hidrogênio, o que intensifica a corrosão do material (128).

Na tabela 8 tem-se os valores de OCP iniciais (E_i) e finais (E_f) para as soluções contendo NaCl a 3,5 % e de HCl 1M.

Condições	NaCl a	n 3,5 %	1 M HCl		
Ligas	E_i (V)	E_f (V)	E_i (V)	E_f (V)	
Inconel 625	-0,2955	-0,1969	-0,2014	-0,1169	
Aço 316L	-0,1895	-0,1969	-0,3656	-0,3301	
Aço Duplex 2205	-0,1974	-0,1725	-0,3192	-0,3498	

Tabela 8 – Valores de OCP para os tempos de Os e 3600
s em solução contendo NaCl a 3,5 % e de HCl 1M.

A medida do potencial de circuito aberto fornece informações importantes sobre a reatividade química dos metais em diferentes soluções, mas, isoladamente, apenas indica uma predisposição à dissolução do material. Para compreender melhor o comportamento do filme de óxido na superfície, são necessárias análises complementares, como polarização potenciodinâmica e cronoamperometria (128).

5.7 Polarização potenciodinâmica

A polarização potenciodinâmica é a principal técnica eletroquímica para avaliar a resistência à corrosão de materiais metálicos. Nessa análise, potenciais são aplicados a uma velocidade de varredura fixa, e a corrente gerada pelo material no meio de imersão é registrada. A curva de polarização apresenta dois domínios: o catódico, em que a corrente é determinada pela redução da água e dissolução do oxigênio, e o anódico, onde ocorre a oxidação do material metálico (128). No presente trabalho, os meios utilizados nessa técnica foram NaCl a 3,5 % e HCl 1M.

5.7.1 Meio contendo NaCl a 3,5%

Na Figura 26 são apresentadas as curvas de polarização potenciodinâmica das amostras estudadas no meio contendo cloreto de sódio. Observa-se que todas as amostras analisadas exibem um comportamento passivo típico de ligas que contêm cromo em sua composição, o que possibilita a passivação espontânea devido à formação da camada de óxido na superfície das amostras.

A curva de polarização potenciodinâmica da liga Inconel 625 (curva azul - Figura 26) exibe um padrão característico de passivação, destacando-se quatro domínios distintos. Abaixo do potencial de corrosão, encontra-se o domínio catódico, onde a corrente é determinada principalmente pela redução da água. A transição da corrente catódica para anódica ocorre entre os potenciais de - 400 mV e 100 mV, caracterizando o segundo domínio. Uma região passiva é observada entre aproximadamente 100 mV e 590 mV, com uma densidade de corrente constante, diferenciando-se significativamente do comportamento do aço 316L. A partir do potencial de aproximadamente 600 mV, ocorre um aumento na



Figura 26 – Curva de polarização potenciodinâmica das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L em meio contendo NaCl a 3,5 %.

densidade de corrente, fenômeno frequentemente atribuído na literatura à evolução de oxigênio (74, 129).

Observa-se na curva de polarização potenciodinâmica, que a liga Inconel 625 apresentou menor corrente de passivação (i_{pass}) e menor densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) quando comparada as demais ligas. Esses resultados indicam que a liga Inconel apresenta elevada resistência à corrosão em meio de cloreto de sódio (24).

Observa-se também, na curva de polarização em meio contendo cloreto de sódio, em potenciais mais altos (acima de 690 mV) houve um aumento da corrente de corrosão. Isso sugere que o seu filme passivo não é mais estável em potenciais mais ativos, enquanto exibe o menor valor de potencial de quebra (E_b) em comparação com o aço duplex 2205. Após os ensaios de polarização potenciodinâmica, nas micrografias por MEV (Figuras 27a e 27b) e MO (Figura 27c) não foi observada a corrosão por pites na liga Inconel 625. No entanto, foi identificado um início de ataque corrosivo nos contornos de grãos. Isso pode estar relacionado à presença de precipitados e fases na microestrutura da liga Inconel, associados à aplicação de potenciais mais elevados.

A análise microestrutural (Figura 15) revelou que a liga Inconel 625 contém diversas fases e precipitados ricos em Nb, Ti e Mo nas regiões interdendríticas. A formação desses precipitados geram áreas adjacentes aos contornos de grãos com empobrecimento de Cr. O cromo é um elemento essencial que melhora a capacidade de passivação do filme de óxido em ligas resistentes à corrosão. Dessa forma, a depleção de Cr nas regiões onde os precipitados se formam compromete a capacidade de formação e manutenção do filme de óxido nessas áreas, aumentando a suscetibilidade à corrosão intergranular (10, 80, 130). Esse mecanismo é semelhante à sensitização observada em aços inoxidáveis.

As heterogeneidades químicas nos contornos de grãos, nos precipitados, fases secundárias e na matriz metálica favorecem a formação de acoplamentos galvânicos, resultando em maior proporção de regiões catódicas em relação às anódicas. Isso pode levar à corrosão preferencial dos contornos de grãos (10, 80, 130). Lourenço *et al.* (2021) observaram que os precipitados apresentam potenciais positivos, indicando nobreza catódica em relação à matriz e com maior possibilidade da corrosão em torno do precipitado. Essa diferença de potenciais contribuem para a corrosão intergranular na liga (24).









(c) MO (50x).

Figura 27 – Micrografias da liga Inconel 625 após os ensaios de polarização em solução contendo NaCl a 3,5 %.

Após os ensaios de polarização potenciodinâmica em meio contendo cloreto de

sódio, também notou-se uma mudança de coloração na camada de óxido da liga Inconel 625, visível na micrografia por MO (Figura 27c) e por inspeção visual. Essa alteração de coloração pode ser atribuída à formação de óxido de molibdênio. O óxido de molibdênio (MoO_3) (131), especialmente em camadas mais espessas, pode resultar em uma coloração distinta, uma vez que a interferência da luz refletida na camada de óxido gera diferentes cores. Esse fenômeno é relatado na literatura para a liga Inconel 625, onde a presença de óxido de molibdênio na camada superficial está associada a essa mudança de cor (74, 132).

Ao analisar a curva de polarização potenciodinâmica do aço duplex 2205 (curva verde - Figura 26), observa-se regiões distintas que caracterizam uma variação do comportamento à corrosão durante o ensaio. Inicialmente, a região catódica da curva reside abaixo do potencial de corrosão (E_{corr}), com uma diminuição na densidade de corrente de corrosão à medida que o potencial aumenta. Com o aumento do potencial, ocorre uma mudança no sentido da corrente, marcando o início da região anódica da curva. Observa-se que no intervalo entre - 100 mV a 960 mV, os valores de densidade de corrente são mínimos e possuem pouca variação com o aumento do potencial, caracterizando a região passiva na curva. A maior região passiva indica a formação de um filme passivo estável (30, 133). A partir do potencial de aproximadamente 960 mV, pode-se observar um aumento da densidade de corrente de corrosão.

Após os ensaios de polarização potenciodinâmica, não foram observados a presença de corrosão pites por inspeção visual e nem nas micrografias (Figura 28) por MO (Figura 28c) e MEV (Figuras 28a e 28b) no aço duplex 2205. Isso sugere que o aumento da densidade de corrente deve ter sido causado pela evolução de oxigênio, e não pela formação de pites. Esses resultados indicam boa estabilidade da camada de óxido dessa liga em meio de cloreto de sódio. A evolução de oxigênio é um fenômeno típico em aços inoxidáveis duplex em meios contendo cloreto. Trabalhos disponíveis na literatura citam que o oxigênio pode começar a se desprender em potenciais em aproximadamente 1000 mV em solução de 0,6 M NaCl (3,5 %), sendo este fenômeno responsável pelo aumento de corrente observada (134, 135, 136).

Apesar desses resultados apresentados, como a ampla região passiva do aço duplex, ao analisar a curva de polarização potenciodinâmica no meio contendo cloreto de sódio (Figura 26), a liga de aço duplex 2205 apresentou uma maior corrente de passivação $(i_{pass} = 2, 69 \mu A/cm^2)$ e maior densidade de corrente de corrosão (icorr) em comparação com a liga Inconel 625 $(i_{pass} = 1, 10 \mu A/cm^2)$.

Na Figura 26, o aço 316L (curva vermelha) apresentou maior densidade de corrente de corrosão em comparação com as demais ligas analisadas. Há uma correlação direta entre a densidade de corrente e a taxa de corrosão, com uma densidade de corrente maior resulta em uma taxa de corrosão maior (62). Além disso, o aço 316L exibe uma região passiva mais estreita e menos estável, compreendida entre - 125 mV e 200 mV, em relação às demais ligas.



(c) MO (500x).

Figura 28 – Micrografias da liga duplex 2205 após os ensaios de polarização em solução contendo NaCl a 3,5 %.

Após essa faixa, ocorre aumento abrupto na densidade de corrente de corrosão, indicando a ocorrência de corrosão por pites em torno de um potencial de aproximadamente 200 mV, conhecido como potencial de pite (E_{pit}) .

As irregularidades na morfologia após os ensaios de corrosão observadas nas micrografias de MEV e MO mostrando a superfície da amostra corroída (Figura 29), confirmam a ocorrência de corrosão localizada por pite no aço 316L. A presença de íons cloreto estimulou a formação de pites, resultando em um aumento na densidade de corrente de corrosão e na redução da proteção do filme de óxido.

Nos aços inoxidáveis austeníticos, como o 316L, os íons cloreto favorecem ataques localizados, como corrosão por pites ou frestas, devido à ruptura do filme de óxido de cromo em heterogeneidades locais ou sítios eletroquimicamente ativos. Durante a exposição ao eletrólito, os íons cloreto migram em direção à interface metal/filme de óxido. Quando atingem uma concentração crítica, desencadeiam um potencial de pite (E_{pit}) que desestabiliza a camada de óxido protetora, promovendo a formação de regiões localizadas



(c) MO (100x).

Figura 29 – Micrografias do aço 316 L
 após os ensaios de polarização em solução contendo NaCl
a3,5~%.

propensas à corrosão (137, 138).

No meio contendo NaCl a 3,5 % (Figura 26), o aço inoxidável 316L apresentou menor resistência à corrosão em comparação ao aço duplex 2205 e à liga Inconel 625. Esse comportamento foi evidenciado pela menor extensão da região passiva e pela maior densidade de corrente de corrosão, associadas à presença de pontos de corrosão por pites observados após os ensaios. Esses resultados reforçam a influência dos íons cloreto na redução da estabilidade do filme passivo em ligas metálicas expostas a ambientes agressivos.

Sabe-se que o filme de óxido formado na superfície do aço duplex 2205 e aço 316L consiste principalmente de óxidos de cromo (139), e na liga Inconel 625, de óxidos de cromo e de níquel (76, 77). Na literatura é amplamente reconhecido que ligas com teores mais elevados de cromo exibem uma maior resistência à corrosão (140, 141). A presença de cromo promove a formação de uma camada de óxido densa e estável, conferindo uma maior proteção contra a corrosão em uma variedade de ambientes, inclusive aqueles com altos níveis de íons cloreto. Essa diferença é evidente nos resultados dos ensaios eletroquímicos.

A liga Inconel 625 e o aço duplex 2205, com teores de cromo de aproximadamente 20,3 % e 22,4 %, respectivamente, apresentaram resistência à corrosão superior a do aço inoxidável 316L, que possui menor teor de cromo (16,7 %). Durante os ensaios, o aço 316L apresentou corrosão por pites, enquanto a liga Inconel 625 e o aço duplex 2205, que possuem teores mais elevados de cromo, mantiveram sua estabilidade, ressaltando a importância desse elemento na proteção contra a corrosão.

O nitrogênio presente no aço duplex 2205 também contribui para a estabilidade da camada de óxido em ambientes agressivos (142, 143), melhora a passivação, estalibiza a fase austenítica e enriquece a interface óxido/metal. Esse enriquecimento cria uma camada protetora adicional, eficaz contra a corrosão localizada (corrosão por pite). O nitrogênio também favorece a formação de íons NH_4^+ (íons amônia) na interface do filme de óxido. Esses íons ajudam a neutralizar os íons hidrogênio (H^+) presentes na interface, o que eleva o pH local. Esse aumento de pH inibe a oxidação e promove a repassivação da superfície, conferindo boa resistência à corrosão ao aço duplex.

O PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) é um indicador da resistência à corrosão por pite em aços inoxidáveis, calculado com base nas porcentagens de Cr, Mo e N. Esse valor foi calculado na seção 5.1. Para o aço duplex 2205, o PREN é de 37,36, enquanto para o aço inoxidável 316L é de 24,98. O maior valor do PREN do duplex 2205 indica uma maior resistência à corrosão em ambientes agressivos, especialmente em meios com altas concentrações de cloretos. O maior teor de cromo e nitrogênio no aço duplex 2205 contribui para a formação de uma camada de óxido mais estável e protetora, o que o torna menos suscetível à corrosão por pite em comparação ao aço 316L.

A liga Inconel 625 é formada por uma matriz de níquel. O elemento níquel tem uma contribuição importante para resistência à corrosão dessa liga. O níquel contribui para a formação de óxidos passivos, como NiO, que coexistem com óxidos de cromo (Cr_2O_3) na superfície. Esses óxidos estabelecem ligações Ni - O estáveis, reduzindo a energia livre de dissolução do filme passivo e aumentando sua estabilidade química. O níquel compete com os íons cloreto (Cl^-) por sítios de ligação na superfície, formando ligações mais estáveis com oxigênio e impedindo a formação de compostos solúveis. Assim, o filme passivo torna-se mais denso, compacto e estável, criando uma barreira eficaz contra espécies agressivas e aumentando a resistência à corrosão (144, 145, 146, 147, 148).

Outro elemento presente em maior teor na liga Inconel 625 é o molibdênio (Mo), com uma concentração de aproximadamente 8,6 %. Esse elemento é conhecido por aumentar a resistência à corrosão por pite em ligas de ferro e níquel, embora seus mecanismos não sejam totalmente compreendidos. O Mo contribui para a manutenção do filme de óxido de cromo (10, 149). Estudos sugerem que o Mo se posiciona em defeitos estruturais do filme de óxido (vacâncias e discordâncias), que são pontos preferenciais para o início da corrosão (131, 93, 150). Nesses locais, os átomos de Mo formam fortes ligações, aumentando a estabilidade química do filme de óxido e dificultando a dissolução do metal (151). Durante a passivação, o Mo migra preferencialmente para a interface óxido-eletrólito. Quanto maior o teor de Mo na liga, maior será sua concentração na interface, resultando em melhor cobertura dos sítios ativos, filme passivo mais estável e menor dissolução anódica do metal. Esse comportamento se reflete diretamente nas baixas densidades de corrente passiva observadas. Adicionalmente, um importante mecanismo de proteção está relacionado ao efeito inibidor do Mo em aços inoxidáveis (152, 153, 150) e ligas de Ni (10, 154), que ocorre principalmente através da formação de íons molibdato (MoO_4^{2-}) na interface óxido/eletrólito. Quando adsorvidos na superfície da camada de óxido, estes íons atuam como barreira física contra o ataque eletroquímico e, devido à sua carga negativa, estabelecem um campo de repulsão eletrostática que dificulta a incorporação de ânions agressivos, como o Cl^- , nas regiões externas do filme de óxido. Além disso, o Mo presente na liga contribui para a rápida repassivação após a quebra do filme de óxido (147). Esses mecanismos contribuem para a elevada resistência à corrosão da liga Inconel 625.

A liga Inconel 625, com alto teor de cromo (20,3%) e molibdênio (8,6%), não apresentou sinais de corrosão por pites; contudo, após os ensaios de polarização potenciodinâmica, foi observado o início de corrosão nos contornos de grãos. Esse ataque intergranular pode ser atribuído à presença de precipitados e fases Laves na microestrutura da liga (Figura 15) associados à aplicação de pontenciais elevados, conforme relatado anteriormente. Apesar do início de corrosão intergranular apresentado nos resultados das micrografias, na curva de polarização potenciodinâmica em meio de cloreto de sódio (Figura 26), a liga Inconel 625 apresentou menor corrente de passivação (i_{pass}) e menor densidade de corrente de corrosão que as demais ligas analisadas, apresentando uma boa estabilidade do filme de óxido passivo.

O aço duplex 2205 apresentou boa estabilidade do filme de óxido na curva de polarização potenciodinâmica (Figura 26) no meio contendo cloreto, esse resultado pode ser atribuído a ausência de fases deletérias na microestrutura (Figura 20 e20b), além do elevado teor de cromo em sua composição química. A literatura relata que o aço duplex 2205, quando apresenta equilíbrio entre as fases ferrita e austenita, e ausência de fases deletérias, demonstra boa resistência à corrosão em meio de cloreto de sódio (56, 110). No entanto, é importante ressaltar que a aplicação do aço duplex requer cuidado. Fatores microestruturais, como a presença de fases deletérias ou desequilíbrios na proporção de ferrita e austenita, podem criar heterogeneidades que aumentam a susceptibilidade à corrosão (85). Além disso, em temperaturas acima de aproximadamente 600°C, há um risco de precipitação de fases intermetálicas, como a fase sigma (σ), essa fase é rica em cromo e molibdênio (86, 87). A presença dessa fase pode reduzir a concentração local desses elementos na matriz, comprometendo a estabilidade do filme passivo de óxido de cromo e, consequentemente, aumentando a susceptibilidade à corrosão (5).

Portanto, ao observar os resultados da curva de polarização potenciodinâmica em meio contendo cloreto de sódio a 3,5% (Figura 26), o aço 316L apresentou menor resistência à corrosão entre as ligas analisadas. A liga Inconel 625 e aço duplex 2205 apresentaram maior resistência à corrosão em relação ao aço 316L.

5.7.2 Meio contendo HCI 1M

Devido ao ambiente em que essas ligas são expostas na indústria de óleo e gás, foram realizados ensaios de polarização potenciodinâmica em meio contendo HCl 1M. Os resultados obtidos estão apresentados na Figura 30.

Em meio ácido, na região catódica da curva (região abaixo do E_{corr}), a corrente é controlada pelo processo de redução de íons H^+ para H_2 (evolução de hidrogênio) (66, 155). Observa-se que, para as ligas de aço duplex 2205 e aço 316L, há um aumento na densidade de corrente, enquanto, para todas as ligas, ocorre uma redução no potencial de corrosão (E_{corr}) em comparação com as mesmas ligas expostas à solução contendo NaCl a 3,5 %. Em todas as condições analisadas, observa-se a presença de corrente crítica, indicando uma superfície ativa nesse meio (66). Esse comportamento contrasta com a passivação espontânea das ligas observada no meio contendo NaCl a 3,5 % (Figura 26), onde o filme passivo é mais estável. As ligas Inconel 625 e duplex 2205 demonstraram regiões passivas bem definidas, evidenciando uma maior estabilidade de seus filmes de óxido protetores em meio ácido.

Na Figura 30, observa-se que a liga Inconel 625 apresentou comportamento distintos nas regiões ativa, passiva e transpassiva. Em comparação com o aço duplex 2205 e o aço inoxidável 316L, a liga Inconel 625 exibiu densidade de corrente de corrosão e densidade de corrente passiva (i_{pass}) significativamente menores. Além disso, a curva de polarização da liga Inconel 625 apresentou uma região passiva mais ampla em relação à do aço inoxidável 316L. Esses resultados indicam a maior estabilidade do filme de óxido passivo em meio contendo ácido clorídrico para a liga Inconel 625.

E amplamente conhecido que a taxa de corrosão é diretamente proporcional à densidade de corrente de corrosão, de forma que uma densidade de corrente de corrosão mais baixa está associada a uma menor taxa de corrosão (94). Essa diferença na taxa de dissolução pode ser atribuída ao efeito combinado do teor de cromo (Cr) e molibdênio (Mo) na composição da liga. Estudos anteriores mostram que ligas com maior teor de Cr apresentam menores densidades de corrente passiva, refletindo uma melhor resistência à corrosão (67, 97, 156). Além disso, Cwalina *et al.* (157) citam que a presença de molibdênio favorece a formação de uma película de óxido de cromo enriquecida com Mo, o que melhora a passividade e reduz ainda mais a densidade de corrente passiva. Uma menor densidade de corrente passiva está diretamente relacionada à presença de um filme de óxido passivo mais protetor, pois apresenta uma menor taxa de dissolução em comparação com filmes



Figura 30 – Curva de polarização potenciodinâmica da liga Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L em meio contendo HCl 1M.

que exibem densidades de corrente passiva mais altas.

As micrografias da liga Inconel 625, obtidas após o ensaio de polarização potenciodinâmica em meio ácido, são apresentadas na Figura 31. Observa-se a camada de óxido da liga com indícios de corrosão intergranular e alterações na coloração em algumas regiões da superfície. Apesar dos sinais de corrosão intergranular evidenciados nas micrografias, os resultados da curva de polarização potenciodinâmica em meio ácido (Figura 30) indicam que a liga Inconel 625 formou um filme de óxido mais estável em comparação com as outras ligas analisadas, sugerindo uma maior resistência à corrosão nesse meio.

Na micrografia da Figura 31b, observa-se uma camada de óxido com aparência craquelada, característica atribuída, segundo a literatura (149), à formação de flocos de hidróxido de cromo, que se depositam na superfície do material durante o processo de oxidação. Na micrografia da Figura 31c, é possível observar uma mudança na coloração da camada de óxido, que pode ser atribuída à formação de óxidos de molibdênio na superfície da liga. Esse óxido, predominantemente composto por MoO_3 , é responsável pela alteração da cor observada (74, 131). Não foi observada a presença de corrosão por pites na liga Inconel 625 após o ensaio de polarização potenciodinâmica em meio ácido.

A curva de polarização potenciodinâmica do aço duplex 2205 (curva verde - Figura



(c) MO (50x).

Figura 31 – Micrografias da liga Inconel 625 após os ensaios de polarização potenciodinâmica em solução contendo HCl 1M.

30) apresentou menor densidade de corrente passiva (i_{pass}) e menor densidade de corrente de corrosão em relação ao aço 316L. Observa-se também, que a curva do aço duplex apresentou uma ampla região passiva, contudo, apresentou densidade de corrente de corrosão e densidade de corrente passiva (i_{pass}) maiores em comparação com a liga Inconel 625. Além disso, observam-se dois picos de corrente crítica na curva do aço duplex, localizados aproximadamente em potenciais de - 269 mV e -69 mV. De acordo com a literatura, esses picos estão relacionados à dissolução seletiva das fases ferrita e austenita, respectivamente (27, 158, 159). Após os ensaios de polarização potenciodinâmica em meio ácido, as micrografias (Figura 32) revelaram corrosão preferencial da fase ferrita (α) , destacando a microestrutura típica da liga, composta por fases de ferrita (α) e austenita (γ) .

A corrosão preferencial da fase ferrita no aço duplex 2205, quando exposta a solução contendo HCl 1M, ocorre devido a diferenças eletroquímicas, químicas e microestruturais entre as fases ferrita e austenita (83). Eletroquimicamente, a diferença de potencial


(c) MO (200x).

Figura 32 – Micrografias do aço Duplex 2205 após ensaio de polarização potenciodinâmica em solução contendo HCl 1M.

entre as fases ferrita e austenita resulta em um acoplamento galvânico, no qual a fase ferrita atua como ânodo em meio ácido, tornando-se a região preferencialmente corroída (160, 161, 158). Quimicamente, a ferrita é enriquecida em cromo (Cr) e molibdênio (Mo), elementos importantes para a formação do filme passivo, mas possui menor concentração de níquel (Ni) e nitrogênio (N), que são elementos importantes que tornam o filme de óxido mais estável. Em contraste, a austenita possui maior teor de níquel e nitrogênio em solução sólida. Em geral, o cromo é o principal elemento químico que forma o filme de óxido passivo. Contudo, o aço duplex exposto em solução contendo HCl 1M está em estado ativo, ou seja, não ocorre formação de um filme de óxido passivo protetor estável. O potencial de corrosão do cromo no estado ativo é inferior ao do níquel, o que indica que o cromo não é o principal responsável pela diferença de comportamento corrosivo entre as duas fases. Já o níquel contribui não apenas no controle do equilíbrio de fases, mas também no aumento da resistência à corrosão em ambientes ácidos (160). Além disso, a maior quantidade da fase ferrita em relação à austenita no aço duplex 2205 em meio contendo HCl intensifica a corrosão preferencial da ferrita. O aumento da área anódica no acoplamento galvânico, acelera a dissolução da ferrita em relação à austenita, que atua como cátodo. Essa combinação de fatores explica a maior suscetibilidade da ferrita à corrosão preferencial em relação à austenita, resultando em corrosão seletiva na fase ferrítica.

A condição que apresentou menor resistência à corrosão no meio ácido foi aço inoxidável 316L, conforme evidenciado pelo comportamento da curva vermelha na Figura 30. Essa curva apresentou maior densidade de corrente de corrosão e região passiva significativamente reduzida em comparação com as demais ligas analisadas. Observa-se que, em potenciais mais elevados, a curva de polarização apresentou um comportamento característico de corrosão generalizada, associado à formação de produtos de corrosão na superfície do material. Na Figura 33, as micrografias do aço 316L após o ensaio de polarização potenciodinâmica em meio ácido revelam uma intensificação da corrosão por pite, com maior quantidade de pites e maior profundidade, refletindo a agressividade do meio ácido. A menor resistência do aço 316L nesse meio está diretamente associada às suas características previamente discutidas, incluindo a formação de um filme de óxido menos estável devido ao menor teor de cromo em relação às demais ligas.

As curvas de polarização em meio ácido evidenciaram uma diminuição da resistência à corrosão das ligas analisadas em comparação ao comportamento observado em meio contendo NaCl (Figura 26), em que foi observado um aumento na densidade de corrente de corrosão e uma redução do potencial de corrosão (E_{corr}). As micrografias mostraram a ocorrência de corrosão intergranular na liga Inconel 625, corrosão preferencial na fase ferrita do aço duplex 2205 e uma corrosão por pites mais intensificada no aço 316L. Esses resultados confirmam a maior agressividade do meio ácido em relação ao meio contendo cloreto.

Os processos de corrosão das ligas analisadas em soluções contendo íons cloreto são influenciados pelo pH do meio. Em soluções de pH elevado (alcalino), ocorre a formação de um filme passivo mais estável, denso e protetivo na superfície, conforme descrito por Luo et al. (68, 152). Contudo, em soluções de pH mais baixo (ácido), o filme formado na superfície do material tende a ser menos estável, mais fino e poroso, aumentando a suscetibilidade à corrosão (66, 96, 162).

A corrosão por pites se intensifica na presença de HCl devido ao pH ácido e à alta concentração de íons cloreto, que tornam o ambiente altamente agressivo. Em meio ácido, a elevada concentração de íons hidrogênio (H^+) acelera a reação catódica, exigindo maior fornecimento de elétrons e, consequentemente, aumentando as reações de oxidação. O aumento na taxa de reação catódica perturba o equilíbrio eletroquímico do sistema, resultando em uma maior taxa de dissolução da liga. Paralelamente, os íons cloreto atacam diretamente as regiões vulneráveis do filme passivo, comprometendo sua instabilidade. O



(c) MO (50x).

Figura 33 – Micrografias do aço 316L após os ensaios de polarização potenciodinâmica em solução contendo HCl 1M.

filme passivo, composto por óxidos metálicos, como Cr_2O_3 , é diretamente atacado pelos íons H^+ em meio ácido. Esse ataque dissolve a camada protetora, reduzindo sua espessura e densidade, além de comprometer sua estabilidade química, tornando-a menos eficaz na proteção da superfície metálica. O aumento da corrosão com a redução do pH é uma tendência amplamente documentada na literatura (66, 91, 137, 163, 164).

Além disso, em ambientes neutros ou alcalinos, caso o filme passivo seja danificado, ele tende a se regenerar rapidamente devido à disponibilidade de íons de cromo para formar novamente o óxido de cromo (Cr_2O_3) . Entretanto, em pH ácido, a alta concentração de íons H^+ e a contínua dissolução do filme passivo impedem que o cromo regenere a camada protetora. A repassivação torna-se limitada, deixando a superfície metálica exposta ao meio agressivo, o que contribui para o aumento da taxa de corrosão (68, 165, 166). Luo *et al.* (68) afirmam que a presença de íons cloreto e um pH menor dificultam o processo de repassivação do filme de óxido.

As ligas analisadas no presente trabalho, ao serem expostas a um eletrólito contendo

HCl 1M apresentaram diferentes graus de resistência à corrosão: a liga Inconel 625 apresentou a maior resistência, seguido do aço duplex 2205, e o aço 316L apresentou a menor resistência à corrosão.

Na Tabela 9 são apresentados os valores de corrente de passivação (i_{pass}) , potencial de passivação (E_{pass}) , potencial de corrosão (E_{corr}) e corrente crítica (i_{crit}) obtidas nas curvas de polarização potenciodinâmica (Figuras 26 e 30) das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L, nos meios contendo NaCl a 3,5 % e HCl 1M.

de corrosão (E_{corr}) e corrente crítica (i_{crit}) para a liga Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L nas soluções contendo NaCl a 3,5 % e HCl 1M. Meios Ligas $\frac{i_{pass}}{(\mu A/cm^2)} E_{pass}(mV) E_{corr}(mV) \frac{i_{crit}}{(\mu A/cm^2)}$

Tabela 9 – Valores de corrente passiva (i_{pass}) , Potencial de passivação (E_{pass}) , Potencial

Meios	Ligas	$i_{pass} \ (\mu A/cm^2)$	$E_{pass}(mV)$	$E_{corr}(mV)$	i_{crit} $(\mu A/cm^2)$
NaCl a 3,5%	Inconel 625	1,1	-53,3	-230,9	-
	Duplex 2205	2,69	-46,1	-225,0	-
	Aço 316L	3,6	-37,7	-241,4	-
HCl 1M	Inconel 625	2,88	-92,5	-324,3	1,96
	Duplex 2205	99,45	-237,4	-364,8	227,56
	Aço 316L	974,99	-202,8	-326,9	1.159,84

5.8 Rugosidade após Polarização Potenciodinâmica

O efeito do eletrólito na rugosidade da liga metálica está diretamente relacionado à intensidade da corrosão provocada pelo meio (80). Em ambientes agressivos, como soluções contendo íons cloreto ou pH baixo, a corrosão pode alterar a superfície do metal, aumentando sua rugosidade devido à dissolução do material e à formação de pites. Para avaliar o efeito da corrosão, foram medidos os valores médios de rugosidade das amostras antes e após as análises de polarização potenciodinâmica nos meios contendo NaCl a 3,5% e HCl 1M.

A Tabela 10 apresenta diferentes parâmetros de rugosidade, incluindo Ra, Rq e Pv. O parâmetro Ra, que representa a rugosidade média, é calculado a partir da média aritmética das alturas dos picos e vales em relação à superfície. O parâmetro Rq representa rugosidade quadrática média, é um parâmetro de rugosidade que representa a raiz do valor médio quadrático dos desvios da superfície em relação à linha média. O parâmetro Pv (pico-vale) corresponde à distância entre os pontos mais altos (picos) e os mais baixos (vales) da superfície (128).

A análise das medidas de rugosidade antes e após os ensaios de polarização potenciodinâmica nos meios de NaCl a 3,5 % e HCl 1M evidencia a influência do meio corrosivo nas ligas Inconel 625, duplex 2205 e aço 316L. Inicialmente, as três ligas apresentavam superfícies polidas com valores de Ra e Rq muito baixos (Tabela 10), indicando um acabamento homogêneo e uniforme. Entretanto, após a exposição ao meio salino (NaCl a 3,5 %), as ligas Inconel 625 e duplex 2205 mantiveram baixas rugosidades, evidenciando uma boa resistência à corrosão. No entanto, o aço 316L apresentou um aumento significativo da rugosidade, especialmente no parâmetro Rq, passando de 0,004 μ m para 0,162 μ m, sugerindo a formação de corrosão localizada por pites.

A corrosão foi intensificada no meio contendo HCl 1M, onde a rugosidade do aço 316L aumentou de forma significativa, resultando em Ra de 0,119 μ m e Rq de 0,299 μ m, além de um elevado Pv (9,84 μ m), indicando uma superfície significativamente corroída. O duplex 2205 e Inconel 625 também apresentaram aumento da rugosidade, mas em menor escala, evidenciando uma estabilidade do filme de óxido no meio ácido em comparação ao aço 316L.

Condições	Ligas	Ra (μ m)	$\mathbf{Rq} \ (\mu \mathbf{m})$	$Pv (\mu m)$
Polidas	Inconel 625	$0,004 \pm 0,000$	$0,006 \pm 0,002$	$0,14 \pm 0,08$
	Duplex 2205	$0,003 \pm 0,000$	$0,005 \pm 0,001$	$0,09 \pm 0,01$
	Aço 316L	$0,003 \pm 0,000$	$0,004 \pm 0,001$	$0,07 \pm 0,02$
NaCl 3,5%	Inconel 625	$0,042 \pm 0,005$	$0,054 \pm 0,007$	$0,57 \pm 0,11$
	Duplex 2205	$0,001 \pm 0,000$	$0,002 \pm 0,000$	$0,04 \pm 0,02$
	Aço 316L	$0,068 \pm 0,006$	$0,162 \pm 0,021$	$5,76 \pm 2,48$
HCl 1M	Inconel 625	$0,039 \pm 0,007$	$0,054 \pm 0,009$	$0,96 \pm 0,29$
	Duplex 2205	$0,033 \pm 0,012$	$0,042 \pm 0,012$	$0,34 \pm 0,08$
	Aço 316L	$0,119 \pm 0,033$	$0,299 \pm 0,044$	$9,84 \pm 1,84$

Tabela 10 – Medidas de rugosidade das superfícies nas diferentes condições analisadas.

As amostras foram lixadas e polidas com pastas de diamante antes do ensaio de polarização potenciodinâmica, garantindo que a medida da rugosidade refletisse os efeitos do processo de corrosão, sem interferências de marcas deixadas pelo processo de lixamento. Observa-se que as imagens da liga Inconel 625 (Figura 34a), aço duplex 2205 (Figura 34b) e aço 316L (Figura 34c) confirmam a uniformidade superficial, evidenciando um padrão homogêneo de preparação. Esse procedimento foi essencial para assegurar que as diferenças na rugosidade observadas após os ensaios fossem resultado direto da degradação provocada pelo meio corrosivo.

Na Figura 35a, observa-se a superfície da liga Inconel 625 após o ensaio de polarização em meio contendo cloreto de sódio. Nota-se um aumento na rugosidade, acompanhado por sinais de leve corrosão nos contornos de grãos. Esses sinais foram identificados ao comparar as imagens obtidas pelo microscópio do equipamento Zygo. Os resultados indicam início de ataque intergranular, sugerindo que o meio contendo cloreto promoveu a degradação preferencial ao longo dos contornos de grãos. Além disso, conforme evidenciado na Figura 35b, o ensaio de polarização potenciodinâmica em meio ácido intensificou

(c) Aço 316L.

Figura 34 – Perfis de Rugosidade das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L polidas.

o ataque, resultando em uma corrosão mais pronunciada nos contornos de grãos, indicando a maior agressividade do meio ácido. Esses resultados estão em concordância com o que foi observado nas micrografias (Figuras 27 e 31) após os ensaios de polarização potenciodinâmica.

Na Figura 36a, é apresentada a superfície do aço duplex 2205 após os ensaios de polarização em meio contendo cloreto de sódio. Observa-se que a exposição do aço duplex resultou em uma leve redução na rugosidade, indicando que o filme de óxido da liga permaneceu estável nesse meio. Contudo, ao ser exposta ao meio ácido, conforme mostrado na Figura 36b, houve um aumento na rugosidade da superfície. Além disso, observa-se que as regiões de vales correspondem à fase ferrita que foi corroída de preferencialmente, enquanto as regiões de picos evidenciam as ilhas de austenita. Esses resultados confirmam a ocorrência de corrosão seletiva na fase ferrita e estão alinhados com os resultados observados nas micrografias por MEV (Figura 32b) obtidas após os ensaios de polarização em meio ácido.

Ha *et al.* (167) observaram que a corrosão seletiva da ferrita em aços duplex 2205 está diretamente associada à diferença de potencial eletroquímico entre as fases ferrítica e austenítica. Por ser menos nobre, a ferrita atua como ânodo em sistemas galvânicos, favorecendo sua dissolução preferencial quando as duas fases estão expostas a meios corrosivos, como soluções ácidas e/ou contendo íons cloreto.

Na Figura 37a, observa-se um aumento significativo na rugosidade da superfície do aço 316L após o ensaio de polarização em meio contendo cloreto de sódio. Nota-se a formação de corrosão por pite na superfície da liga, evidenciada por regiões localizadas de

(b) HCl.

Figura 35 – Perfis de Rugosidade da liga Inconel 625 após os ensaios de polarização em diferentes meios (NaCl a 3,5% e HCl 1M).

(b) HCl.

Figura 36 – Perfis de Rugosidade do aço duplex 2205 após os ensaios de polarização em diferentes meios (NaCl a 3,5% e HCl 1M).

ataque corrosivo na superfície da liga. A corrosão por pite ocorre devido à ação agressiva dos íons cloreto, que rompem o filme de óxido de cromo na superfície do aço, promovendo uma dissolução localizada (91). Na Figura 37b, observa-se a superfície do aço 316L após o ensaio de polarização em meio ácido, apresentando corrosão por pite intensificada. A presença de picos e vales mais acentuados evidencia a progressão do ataque corrosivo, enquanto a região central do pite não foi detectada pela análise devido à sua elevada profundidade, indicando a agressividade do ataque localizado em meio ácido. Esses resultados estão em concordância com as análises realizadas por MEV após os ensaios de polarização potenciodinâmica (Figuras 29 e 33), que também evidenciaram a formação de pites e a intensificação do ataque corrosivo na superfície do aço 316L em meio ácido.

(b) HCl.

Figura 37 – Perfis de Rugosidade do aço 316L após os ensaios de polarização em diferentes meios (NaCl a 3,5% e HCl 1M).

5.9 Cronoamperometria

As medidas de cronoamperometria foram realizadas em dois potenciais fixos diferentes, 0,2 V e 1,0 V. O objetivo foi avaliar a resistência à corrosão dos filmes de óxidos formados nas superfícies das ligas Inconel 625, aço 316L e aço duplex 2205, em meios contendo NaCl a 3,5% e HCl 1M. Os potenciais foram selecionados com base na curva de polarização potenciodinâmica, correspondendo a um potencial na região ativa e outro na região passiva. O ensaio foi conduzido por 3600 segundos, registrando a variação da corrente em função do tempo.

Nas Figuras 38 e 39 são apresentados os resultados de cronoamperometria para a solução contendo NaCl a 3,5 %. Na Figura 38, observa-se que, no potencial de 0,2 V, a liga Inconel 625 e aço duplex 2205 apresentam uma redução na densidade de corrente durante o estágio inicial de polarização, atribuída à rápida formação e crescimento do filme passivo (66). Contudo, observa-se um aumento na densidade de corrente para o aço 316L. No potencial de 0,2 V, durante a polarização potenciodinâmica (Figura 26) do aço 316L, ocorreu a ruptura do filme passivo, resultando em um aumento significativo na densidade de corrente, como pode ser observado na ampliação da Figura 38. Esse resultado sugere a ocorrência de corrosão localizada por pites no aço 316L.

Figura 38 – Cronoamperometria das superfícies analisadas em meio contendo NaCl a 3,5% no potencial fixo de 0,2 V.

Na Figura 39, observa-se que, no potencial de 1,0 V, a corrente da liga Inconel 625 diminuiu constantemente até 3600 segundos. Apesar da corrente gerada, a densidade de

corrente ainda permanece baixa. Isso é devido à alta resistência à corrosão dessa liga. O aço duplex 2205 apresenta uma queda inicial na corrente, seguida de estabilização em valores próximos de zero. O aço 316L exibe uma densidade de corrente significativamente elevada. Esses resultados estão em concordância com as observações das medidas de polarização potenciodinâmica. O aço 316L apresentou menor resistência à corrosão, apresentando corrosão por pites. Isso mostra que o filme de óxido do aço 316L tende a ser instável, e assim, o processo de dissolução é mais acentuado.

Figura 39 – Cronoamperometria das superfícies analisadas em meio contendo NaCl a 3,5% no potencial fixo de 1,0 V.

Nas Figuras 40 e 41, são apresentadas as medidas de cronoamperometria realizadas em meio contendo HCl 1M. Os valores de corrente observados foram significativamente maiores do que os registrados na solução contendo NaCl a 3,5% para o aço 316L. Na Figura 40, no potencial de 0,2 V, para a liga Inconel 625 e o aço duplex 2205, nota-se que não há uma diferença significativa nos valores de corrente gerada entre as condições analisadas. Contudo, para o aço 316L, ocorre um aumento significativo na densidade de corrente em comparação com o meio de cloreto de sódio (Figura 38). Nesse potencial de 0,2 V, na polarização potenciodinâmica (Figura 30), o aço 316L apresentou uma dissolução ativa, e assim, um aumento da densidade de corrente como também pode ser observado na Figura 40.

Figura 40 – Cronoamperometria das superfícies analisadas em meio contendo HCl 1M no potencial fixo de 0,2 V.

Na Figura 41, no potencial de 1,0 V, observa-se um aumento na densidade de corrente para as ligas Inconel 625 e aço duplex 2205. Esse aumento da corrente é devido a acidificação do meio. Contudo, não foi observado para essas ligas flutuações de correntes sugerindo que não houve formação de corrosão por pites (67). Para o aço 316L, houve um aumento significativo na densidade de corrente. O aumento da corrente anódica ao longo do tempo sugere que, nessa condição, o filme de óxido do aço 316L não apresenta estabilidade. A elevada corrente observada indica uma corrosão generalizada no aço 316L. Esse aumento da densidade de corrente é devido à agressividade do meio, em que há presença de íons cloreto e redução de pH. Esses resultados corroboram com os resultados apresentados no ensaio de polarização potenciodinâmica em meio ácido (Figura 30).

Fredriksson *et al.* (168) realizaram uma análise de polarização potenciostática em solução contendo HCl, utilizando diferentes potenciais (0,2 V, 0,6 V e 0,75 V). Os autores observaram que o meio ácido, combinado com a presença de íons cloreto, resultou em um aumento na densidade de corrente gerada para o aço 316L. Enquanto que a densidade de corrente do aço duplex 2205 se manteve estável. Sabe-se que altas densidades de corrente estão frequentemente associadas ao crescimento de pites de corrosão (168). Esses resultados sugerem que a resistência à corrosão por pites do aço 316L foi significativamente inferior à das ligas Inconel 625 e duplex 2205, em concordância com os dados obtidos nas curvas de polarização.

Figura 41 – Cronoamperometria das superfícies analisadas em meio contendo HCl 1M no potencial fixo de 0,2 V.

5.10 Medidas Galvânicas

As medidas galvânicas foram realizadas com o objetivo de determinar se as ligas avaliadas, quando conectadas entre si, têm a possibilidade de gerar uma corrente galvânica. A utilização conjunta das ligas Inconel 625, aço duplex 2205 e aço 316L, seja por soldagem ou por rebites, pode gerar corrosão galvânica devido às diferenças nos potenciais eletroquímicos dessas ligas, especialmente em ambientes corrosivos, onde o material menos nobre pode sofrer dissolução preferencial.

Inicialmente, foram realizadas medidas do potencial de circuito aberto ao longo de 24 horas para determinar o potencial de equilíbrio de cada liga nos eletrólitos contendo NaCl a 3,5 % e HCl 1M. A Tabela 11 apresenta os resultados dessas medidas. Essa análise foi conduzida com o objetivo de identificar qual das ligas avaliadas atuaria como ânodo e qual desempenharia o papel de cátodo em um sistema galvânico. No entanto, como as ligas em meio de cloreto de sódio apresentaram valores bem próximos, a escolha do anodo e catodo no par galvânico foi realizada de forma aleatória. Observa-se que a liga Inconel 625 apresentou potenciais mais nobres em ambas soluções. Contudo, o aço 316L apresentou um valor de potencial mais negativo na solução contendo HCl 1M, sugerindo seu uso como anodo. Isso indica que é uma liga mais reativa no meio ácido, ou seja, que essa liga tende a ter um processo de corrosão mais acentuada.

Em meio contendo cloreto de sódio, os pares galvânicos avaliados incluíram o aço

Tabela 11 – Medidas de Potencial de Circuito Aberto das ligas Inconel 625, duplex 2205 e aço 316L em soluções contendo NaCl a 3,5 % e HCl 1M no período de 24 horas.

E (V)	NaCl 3,5%	1 M HCl	
Inconel 625	$0,0147 { m V}$	0,0066 V	
Duplex 2205	-0,0019 V	-0,2472 V	
Aço 316L	-0,0019 V	-0,3251 V	

316L atuando como ânodo nos sistemas Inconel 625 - Aço 316L e Duplex 2205 - Aço 316L. Em meio ácido, os pares galvânicos foram Duplex 2205 - Aço 316L, em que o aço duplex foi conectado ao polo do anodo, e o par Inconel 625-Aço 316L, em que o aço 316L foi ligado ao polo do anodo. Em ambos os meios, o par galvânico Duplex 2205 - Inconel 625, o aço duplex 2205 foi conectado ao polo do catodo.

Para uma avaliação inicial das possíveis interações galvânicas entre as ligas, foi empregada a equação 5.4, de acordo com Gentil (9). Essa equação permite calcular a diferença de potenciais entre as ligas quando imersas em um mesmo eletrólito.

$$Ed = E_{Catodo}^{pHx} - E_{Anodo}^{pHx} \tag{5.4}$$

A Tabela 12 apresenta os valores de (E_d) calculados para as ligas nos diferentes eletrólitos. Observa-se que a diferença de potencial aumenta à medida que o pH do meio diminui. Esse resultado é relevante, pois sugere uma maior probabilidade de ocorrência de corrosão galvânica entre as ligas. No eletrólito contendo NaCl a 3,5 %, a diferença de potencial foi muito baixa, indicando uma interação galvânica limitada. No entanto, na solução contendo HCl 1M, a diferença de potencial foi significativamente maior, indicando que a corrente galvânica gerada pode ser maior.

Tabela 12 – Diferença de potencial (E_d) calculada pela Eq. 5.4 com base nos valores de OCP das ligas em diferentes meios (NaCl a 3,5 % e 1M HCl).

Danag maluâniaag	Ed	Ed	
Pares gaivanicos	NaCl 3,5%	HCl 1M	
Inconel 625 - Aço 316L	0,0166 V	0,3311 V	
Duplex 2205 - Aço 316L	0 V	$0,0779 { m V}$	
Duplex 2205 - Inconel 625	0,0356 V	0,2538 V	

O potencial galvânico apresentado na Figura 42 corresponde ao potencial misto gerado pelo contato do par imerso na solução contendo de NaCl a 3,5 %. Para o par galvânico formado entre Inconel 625 e aço 316L, observa-se que o potencial evolui ao longo do tempo para valores mais positivos. Essa evolução é atribuída à formação do filme de óxido passivo na superfície do material, que atua como uma barreira, reduzindo as reações eletroquímicas entre os materiais. Para as demais condições analisadas, o potencial

apresenta uma leve redução, mas não há diferenças significativas nos valores finais dos potenciais registrados.

Figura 42 – Potencial galvânico entre as condições analisadas em meio contendo NaCl a $_{3,5}\%.$

A Figura 43 apresenta o gráfico de corrente galvânica obtido na solução contendo NaCl a 3,5%. O gráfico exibe os valores de corrente dos pares ao longo de 21600 segundos (6 h). Inicialmente, observa-se que a corrente gerada pelos pares foi negativa, indicando que o aço 316L e a liga Inconel 625, no par galvânico com o aço duplex 2205, atuaram como cátodos, apesar de terem sido previamente designados como ânodos. Na condição Inconel 625 - Aço 316L, a corrente nos tempos iniciais foi mais elevada em comparação às demais condições, evidenciando uma maior diferença de potencial eletroquímico nesse par nos primeiros minutos. Contudo, os valores de corrente medidos foram muito baixos e, após um período de tempo, estabilizaram-se próximos de zero. Essa estabilização é atribuída ao crescimento de filmes passivos nas superfícies das ligas, que reduzem as reações eletroquímicas. Portanto, como o ensaio ZRA funciona como um indicador do processo de acoplamento de duas ligas, a intensidade do acoplamento das duas ligas dura alguns minutos e diminui à medida que os filmes passivos crescem (169). Esse comportamento sugere que o uso combinado desses materiais nesse eletrólito não gera uma corrente galvânica significativa, indicando compatibilidade eletroquímica entre as ligas nesse meio.

De acordo com Kwok *et al.* (13), a taxa de corrosão galvânica em um par galvânico é influenciada pela diferença dos potenciais eletroquímicos, que atua como a força motriz do processo, e pelas características de polarização, que representam a resistência ao

Figura 43 – Corrente galvânica entre as condições analisadas em meio contendo NaCl a $_{3,5}\%.$

fluxo de corrente galvânica. Esses fatores, por sua vez, estão diretamente relacionados às composições químicas e pela microestrutura dos materiais que compõem o par galvânico, assim como o meio em que esses materiais são expostos. No presente estudo, observou-se que as diferenças de potenciais entre as ligas no meio contendo NaCl a 3,5 % foram pequenas, o que limita a força motriz para a ocorrência de corrosão galvânica.

Na Figura 44 são apresentadas as curvas de potenciais dos pares galvânicos imersos em uma solução contendo HCl 1M. Observa-se que o potencial do par Duplex 2205-Inconel 625 evoluiu para valores mais nobres, indicando maior estabilidade dessas ligas nesse meio. Esse comportamento sugere que a corrente galvânica gerada tende a ser menor. Por outro lado, para as demais condições, os potenciais mostraram uma redução em comparação aos valores registrados na solução contendo NaCl a 3,5%. Esse resultado indica que nessas condições, o valor da corrente gerada tende a ser maior, o que sugere uma maior reatividade das ligas em meio ácido. Potenciais mais baixos estão associados a uma menor resistência à corrosão.

A Figura 45 são apresentadas os resultados de corrente galvânica obtida para os pares na solução contendo HCl 1M. Os valores de corrente registrados foram significativamente maiores em comparação à solução contendo cloreto para os pares galvânicos Inconel 625-Aço 316L e Duplex 2205-Aço 316L. Isso evidencia que o meio ácido intensificou o processo de corrosão, aumentando o fluxo de corrente gerado.

Figura 44 – Potencial galvânico entre as condições analisadas em meio contendo HCl 1M.

Para o par Inconel 625-Aço 316L, a corrente galvânica gerada foi positiva, o que indica que o aço 316L atuou como ânodo no sistema galvânico, sofrendo dissolução preferencial. Esse comportamento ocorre porque o potencial eletroquímico do aço 316L é menos nobre em relação ao Inconel 625 na solução contendo HCl. A diferença de potenciais entre as ligas gera uma força motriz para o fluxo de corrente galvânica, direcionando o processo de oxidação para o aço 316L, que passa a liberar íons metálicos no meio. A natureza agressiva do ácido clorídrico, como a alta concentração de íons H^+ e cloreto, contribui ainda mais para a dissolução preferencial do aço 316L.

No par galvânico Duplex 2205 - Aço 316L, foi observada uma corrente negativa, indicando que o aço 316L atuou como ânodo, ao contrário do que havia sido previamente designado. Esse resultado pode estar associado à instabilidade da camada passiva do aço 316L no meio ácido, tornando-o mais suscetível à corrosão.

De acordo com a norma ASTM G71-81 (2024) (170), quando a corrente galvânica medida for negativa, isso significa que o material inicialmente designado como ânodo está, na prática, atuando como cátodo, enquanto o outro componente do par está sendo corroído (atuando como ânodo).

No par galvânico Duplex 2205-Inconel 625, a corrente inicial gerada foi negativa (região ampliada da Figura 45), indicando que o duplex atuou como ânodo, em conformidade com o valor de OCP, que demonstra a maior nobreza do Inconel 625 em meio ácido. Contudo, os valores de corrente registrados foram baixos e, com o passar do tempo, estabilizaram-se

Figura 45 – Corrente galvânica entre as condições analisadas em meio contendo HCl 1M.

próximos de zero. Essa estabilização é atribuída à formação e crescimento de filmes de óxido passivos nas superfícies das ligas, os quais limitam as reações eletroquímicas entre as ligas.

A Tabela 13 são apresentados os valores do E_i (potencial inicial), E_f (potencial final), I_i (corrente inicial) e I_f (corrente final). As medidas galvânicas apresentaram variação significativa para a solução contendo HCl 1M. Os resultados encontrados indicam que, à medida que o pH do meio diminui, ocorre um aumento na corrente galvânica gerada. Isso demonstra que o pH do meio exerce uma influência tanto na resistência à corrosão do material quanto na intensidade da corrente galvânica.

Os resultados indicaram que houve uma corrente galvânica significativa nos pares Inconel 625-Aço 316L e Duplex 2205-Aço 316L em meio ácido, demonstrando que o acoplamento galvânico entre essas ligas pode acelerar a corrosão do material menos nobre. Essa aceleração ocorre devido às diferenças nos potenciais eletroquímicos, que promovem uma maior dissolução do ânodo no sistema galvânico. Para mitigar esse problema, seria ideal a aplicação de revestimentos protetores nas superfícies expostas, para minimizar o impacto do acoplamento galvânico em ambientes corrosivos. Tabela 13 – Parâmetros galvânicos analisados: E_i (potencial inicial), E_f (potencial final), I_i (corrente inicial) e I_f (corrente final) em diferentes meios (NaCl a 3,5% e HCl 1M).

Meios	Pares galvânicos	E_i (V)	E_f (V)	$I_i(\mu A/cm^2)$	$I_f(\mu A/cm^2)$
NaCl 3,5 %	Duplex - Inconel	- 0,0839	- 0,1112	- 0,1861	0,0105
	Inconel - Aço 316L	- 0,1840	- 0,1248	- 0,3397	- 0,0101
	Duplex - Aço 316L	- 0,2129	- 0,2313	- 0,2349	- 0,0161
HCl 1M	Duplex - Inconel	- 0,1057	- 0,0389	0,1123	-0,0281
	Inconel - Aço 316L	- 0,3504	- 0,3102	39,809	44,694
	Duplex - Aço 316L	- 0,3808	- 0,3359	- 23,947	- 15,649

6 CONCLUSÃO

Com base nas análises realizadas neste estudo, pode-se concluir que:

a) As análises de MEV e DRX mostraram que a liga Inconel 625 e o aço inoxidável 316L apresentam uma matriz predominantemente austenítica. O aço duplex 2205 é caracterizado por uma microestrutura bifásica, composta por uma matriz de ferrita com ilhas de austenita.

b) Os resultados de microdureza Vickers indicaram que as ligas Inconel 625 e o aço duplex 2205 possuem durezas semelhantes, ambas superiores à do aço inoxidável 316L.

c) Os resultados de molhabilidade mostraram que o aço 316L apresentou menor ângulo de contato e maior energia de superfície, indicando maior reatividade química desse aço em relação ao aço duplex 2205 e Inconel 625. Portanto, o aço 316L tende a ser mais susceptível à corrosão.

d) Nas análises de corrosão (OCP, polarização potenciodinâmica e cronoamperometria), a liga Inconel 625 e o aço duplex 2205 mostraram maior resistência à corrosão em NaCl, enquanto o aço 316L foi o mais suscetível, apresentando corrosão por pites. As duas primeiras ligas exibiram uma região passiva mais ampla, menor densidade de corrente de corrosão e menor corrente passiva. Essa maior resistência se deve ao maior teor de cromo no Inconel 625 e no duplex 2205 em relação ao 316L, além do alto teor de molibdênio na liga Inconel, que estabiliza o filme de óxido protetor.

e) No meio contendo HCl, a liga Inconel 625 apresentou a maior resistência à corrosão, enquanto o aço 316L foi o mais suscetível, com corrosão por pites intensificada. A liga Inconel 625 exibiu uma região passiva mais ampla, menor densidade de corrente de corrosão e menor corrente passiva. O aço duplex 2205 sofreu corrosão seletiva na fase ferrítica. O ácido clorídrico acelerou a corrosão em todas as ligas, destacando a influência do pH na estabilidade dos filmes de óxido e na redução da resistência à corrosão.

f) Os resultados de rugosidade indicaram que, em meio cloreto, o filme de óxido da liga Inconel 625 e do aço duplex 2205 manteve boa estabilidade, enquanto o aço 316L sofreu corrosão localizada por pites. No meio ácido, observou-se corrosão seletiva da fase ferrítica no aço duplex 2205 e intensificação da corrosão por pites no aço 316L, corroborando os resultados dos ensaios eletroquímicos.

g) Na técnica de ZRA, utilizada para avaliar a corrente e o potencial galvânico em soluções contendo NaCl a 3,5 % e HCl 1M, os resultados obtidos mostraram diferenças importantes entre os eletrólitos. No meio contendo NaCl a 3,5 %, os potenciais dos pares galvânicos foram muito próximos de zero, e os valores de corrente medidos foram extre-

mamente baixos, indicando elevada resistência à corrosão das ligas. Esse comportamento sugere a formação e manutenção de um filme de óxido passivo, que protege as superfícies metálicas. Dessa forma, observa-se uma boa compatibilidade eletroquímica entre as ligas nesse ambiente.

No meio contendo HCl 1M, o par galvânico Duplex 2205 - Inconel 625 apresentou potenciais próximos de zero e correntes reduzidas, indicando maior estabilidade do filme de óxido dessas ligas. No entanto, nas demais condições (Duplex - Aço 316L e Inconel 625 - Aço 316L) em HCl 1M, observaram-se potenciais mais negativos e correntes significativamente maiores, evidenciando corrosão galvânica, com o aço 316L atuando como ânodo e sendo corroído preferencialmente. Assim, a redução do pH influencia tanto a resistência à corrosão das ligas quanto a intensidade da corrente galvânica.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros, propõe-se:

- Realizar análise por XPS para identificar e caracterizar as espécies de óxidos formadas na superfície das ligas em diferentes condições.
- Realizar os ensaios de polarização potenciodinâmica em meio não aerado para investigar a possível ocorrência da reação de evolução de oxigênio na liga Inconel 625 e no aço duplex 2205.
- Repetir o ensaio de ZRA dos pares galvânicos das ligas, considerando a inversão de polaridade observada nos pares com corrente galvânica negativa, a fim de validar os resultados e compreender melhor o comportamento eletroquímico das ligas.
- Analisar a morfologia das ligas após os ensaios de ZRA por meio de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Essa caracterização permitirá avaliar o processo corrosivo das ligas, identificando possíveis mecanismos de degradação, como a formação de pites.
- Realizar o ensaio de cronoamperometria no aço duplex 2205, aplicando potenciais em que ocorre a dissolução seletiva de cada fase, permitindo a avaliação individual do comportamento eletroquímico das fases ferrítica e austenítica.
- Realizar tratamento térmico no aço duplex 2205 para promover a formação de fases e precipitados, seguido de uma análise comparativa com a liga Inconel 625 por meio de ensaios eletroquímicos. Essa abordagem permitirá avaliar o impacto das alterações microestruturais na resistência à corrosão do aço duplex 2205, especialmente em ambientes agressivos. A comparação com a liga Inconel 625 contribuirá para um melhor entendimento do comportamento dessas ligas frente à corrosão.

REFERÊNCIAS

1 ZHANG, W.; XU, Y.; SHI, Y.; SU, G.; GU, Y.; VOLODYMYR, K. Intergranular corrosion characteristics of high-efficiency wire laser additive manufactured inconel 625 alloys. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 205, p. 110422, 2022.

2 ROTTY, C.; DOCHE, M.-L.; MANDROYAN, A.; HIHN, J.-Y.; MONTAVON, G.; MOUTARLIER, V. Comparison of electropolishing behaviours of tsc, alm and cast 316l stainless steel in h3po4/h2so4. *Surfaces and Interfaces*, Elsevier, v. 6, p. 170–176, 2017.

3 LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, Elsevier, v. 65, n. 4-6, p. 39–104, 2009.

4 ZHANG, Y.; ZHANG, X.; CHEN, S.; LIU, J.; LI, T.; WANG, L.; WU, K. Corrosion behavior and passive film properties of nickel-based alloy in phosphoric acid. *Corrosion Communications*, Elsevier, v. 9, p. 77–88, 2023.

5 SAMPAIO, M. T. de; FURTADO, A. B.; IGNÁCIO, M. D.; TAVARES, S. S.; PARDAL, J. M.; PIMENTA, A. R.; VELASCO, J. A.; PONZIO, E. A. Electrochemical characterization of sigma phase in superduplex stainless steels: Lsv-koh as a promising methodology over dl-epr. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 26, p. 8149–8164, 2023.

6 PINHEIRO, F. W.; SOUZA, L. M. de; PEREIRA, E. C.; MONTEIRO, S. N.; AZE-VEDO, A. R. Effect of solubilization heat treatment on microstructure and corrosion resistance of joints welded with the autogenous tig process duplex stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 26, p. 1527–1536, 2023.

7 JEYAPRAKASH, N.; YANG, C.-H.; KARUPPASAMY, S. S.; DHINESHKUMAR, S. Evaluation of microstructure, nanoindentation and corrosion behavior of laser cladded stellite-6 alloy on inconel-625 substrate. *Materials Today Communications*, Elsevier, v. 31, p. 103370, 2022.

8 EZUBER, H. M. Influence of temperature on the pitting corrosion behavior of aisi 316l in chloride–co2 (sat.) solutions. *Materials & Design*, Elsevier, v. 59, p. 339–343, 2014.

9 GENTIL, V. Corrosão. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011. Acesso em: 21 ago 2013.

10 ALVARAES, C. P.; JORGE, J. C.; SOUZA, L. F. de; ARAUJO, L. S.; MENDES, M. C.; FARNEZE, H. N. Microstructure and corrosion properties of single layer inconel 625 weld cladding obtained by the electroslag welding process. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 9, n. 6, p. 16146–16158, 2020.

11 SILVA, R. G. N.; PEREIRA, A. d. S. P.; SOUSA, J. M. S. de; PEREIRA, M. et al. Tribological comparison of inconel 625 coatings deposited via laser metal deposition and tungsten inert gas welding process. *Journal of Laser Applications*, AIP Publishing, v. 32, n. 2, 2020.

12 HOLMBERG, K.; ERDEMIR, A. Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions. *Friction*, Springer, v. 5, p. 263–284, 2017.

13 KWOK, C.; FONG, S.; CHENG, F.; MAN, H. C. Pitting and galvanic corrosion behavior of laser-welded stainless steels. *Journal of materials processing technology*, Elsevier, v. 176, n. 1-3, p. 168–178, 2006.

14 THEJASREE, P.; MANIKANDAN, N.; BINOJ, J.; VARAPRASAD, K.; PALANI-SAMY, D.; RAJU, R. Numerical simulation and experimental investigation on laser beam welding of inconel 625. *Materials today: proceedings*, Elsevier, v. 39, p. 268–273, 2021.

15 LI, Y.; ZHU, S.; XIAN, J.; LI, X.; ZHAO, Y.; WANG, S. Electrochemical behavior of 2205 duplex stainless steel in simulated solution containing high concentration cl- and saturated co2 at different temperatures. *Scientific Reports*, Nature Publishing Group UK London, v. 12, n. 1, p. 11822, 2022.

16 DÖKME, F. Inconel 625 and Aisi 316 l materials combined by crochet welding method Examination of mechanical properties and corrosion behavior. Dissertação (Mestrado) — Tarsus, 2018.

17 DINDA, G. P.; DASGUPTA, A. K.; MAZUMDER, J. Laser aided direct metal deposition of inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 509, n. 1-2, p. 98–104, 2009.

18 MADALENA, F. C. A. Estudo comparativo de revestimentos metálicos com as ligas aisi 904l e inconel 625 obtidos pelo processo de soldagem eletroescória. *Rio de Janeiro:* CEFET/RJ, 2013.

19 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM B444*: Standard specification for nickel-chromium-molybdenum-columbium alloys (uns n06625 and uns n06852) and nickel-chromium-molybdenum-silicon alloy (uns n06219) pipe and tube. United States, 2023. 5 p.

20 BAN, S.-d.; SHIN, Y.-T.; LEE, S. R.; LEE, H.-w. Corrosion resistance of inconel 625 overlay welded inside pipes as a function of heat treatment temperature. *International Journal of Electrochemical Science*, Elsevier, v. 11, n. 9, p. 7764–7774, 2016.

21 SUKUMARAN, A.; GUPTA, R.; KUMAR, V. A. Effect of heat treatment parameters on the microstructure and properties of inconel-625 superalloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 26, p. 3048–3057, 2017.

22 SHOEMAKER, L. E. Alloys 625 and 725: trends in properties and applications. *Superalloys*, The Minerals, Metals & Materials Society Warrendale, PA, v. 718, n. 625, p. 409–418, 2005.

23 LI, H.; LIU, S.; SUN, F.; YU, L.; WANG, J.; WANG, Z.; HAN, K.; LEI, Y. Preliminary investigation on underwater wet welding of inconel 625 alloy: microstructure, mechanical properties and corrosion resistance. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 20, p. 2394–2407, 2022.

24 LOURENÇO, J.; SOUZA, L.; FARIA, M.; NUNES, C.; TOMACHUK, C.; BAKER, M. Influence of the iron content on the microstructure and electrochemical behavior of as-cast modified inconel 625. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 193, p. 109892, 2021.

25 SILVA, C. C.; MIRANDA, H. C. D.; MOTTA, M. F.; FARIAS, J. P.; AFONSO, C. R. M.; RAMIREZ, A. J. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. *Journal of Materials research and Technology*, Elsevier, v. 2, n. 3, p. 228–237, 2013.

26 MÉLO, E.; SANTOS, D.; MAGNABOSCO, R. Estudo comparativo dos métodos de quantificação de porcentagem volumétrica de ferrita em aço inoxidável duplex uns s31803 (saf 2205). *Metalurgia Física*, p. 96–1000, 2013.

27 CHENG, X.; WANG, Y.; LI, X.; DONG, C. Interaction between austein-ferrite phases on passive performance of 2205 duplex stainless steel. *Journal of Materials Science & Technology*, Elsevier, v. 34, n. 11, p. 2140–2148, 2018.

28 FREITAS, B. J. M.; RODRIGUES, L. C. M.; CLAROS, C. A. E.; BOTTA, W. J.; KOGA, G. Y.; BOLFARINI, C. Ferritic-induced high-alloyed stainless steel produced by laser powder bed fusion (l-pbf) of 2205 duplex stainless steel: Role of microstructure, corrosion, and wear resistance. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 918, p. 165576, 2022.

29 STANDARD SPECIFICATION FOR SEAMLESS AND WELDED FERRI-TIC/AUSTENITIC STAINLESS STEEL PIPE. *ASTM A790*: Standard specification for seamless and welded ferritic/austenitic stainless steel pipe1. United States, 2023. 10 p.

30 ZHANG, Z.; JING, H.; XU, L.; HAN, Y.; ZHAO, L. Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods. *Materials & Design*, Elsevier, v. 109, p. 670–685, 2016.

31 FEMENIA, M.; PAN, J.; LEYGRAF, C.; LUUKKONEN, P. In situ study of selective dissolution of duplex stainless steel 2205 by electrochemical scanning tunnelling microscopy. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 43, n. 10, p. 1939–1951, 2001.

32 ALVAREZ-ARMAS, I. Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys. *Recent Patents on Mechanical Engineering*, Bentham Science Publishers, v. 1, n. 1, p. 51–57, 2008.

33 YUE, X.; YANG, Z.; HUANG, L.; ZHANG, L.; LI, J.; XUE, Z.; PAN, J. Passivation characteristics of ultra-thin 316l foil in nacl solutions. *Journal of Materials Science & Technology*, Elsevier, v. 127, p. 192–205, 2022.

34 AL-MAMUN, N. S.; HAIDER, W.; SHABIB, I. Corrosion resistance of additively manufactured 316l stainless steel in chloride- thiosulfate environment. *Electrochimica Acta*, Elsevier, v. 362, p. 137039, 2020.

35 ZATKALÍKOVÁ, V.; UHRÍČIK, M.; MARKOVIČOVÁ, L.; PASTIEROVIČOVÁ, L.; KUCHARIKOVÁ, L. The effect of sensitization on the susceptibility of aisi 316l biomaterial to pitting corrosion. *Materials*, MDPI, v. 16, n. 16, p. 5714, 2023.

36 LIMA, L. I. L.; SILVA, G. M.; CHILQUE, A. R. A.; SCHVARTZMAN, M. M. d. A. M.; BRACARENSE, A. Q.; QUINAN, M. A. D. Caracterização microestrutural de soldas dissimilares dos aços astm a-508 e aisi 316l. Soldagem & Inspeção, SciELO Brasil, v. 15, p. 112–120, 2010.

37 VUKKUM, V.; GUPTA, R. Review on corrosion performance of laser powder-bed fusion printed 316l stainless steel: Effect of processing parameters, manufacturing defects, post-processing, feedstock, and microstructure. *Materials & Design*, Elsevier, v. 221, p. 110874, 2022.

38 GOMES, B. C.; FERREIRA, R. A.; BACALTCHUK, C. Estudo da caracterização metalográfica, da corrosão e dureza dos aços inoxidáveis cf8m, aisi 3161 e aisi 420 utilizados em válvulas de segurança na indústria offshore brasileira. *Rio de Janeiro: Centro Federal de Educação Tecnologica Celso Suckow da Fonseca*, 2015.

39 ZHU, F. Microstructural evolution in austenitic stainless steels for extended-life power station applications. Tese (Doutorado) — Loughborough University Loughborough, 2011.

40 LI, H.; LIU, D.; YAN, Y.; GUO, N.; FENG, J. Microstructural characteristics and mechanical properties of underwater wet flux-cored wire welded 316l stainless steel joints. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 238, p. 423–430, 2016.

41 SHAH, M.; AYOB, M.; ROSDAN, R.; YAAKOB, N.; EMBONG, Z.; OTHMAN, N. The effect of h2s pressure on the formation of multiple corrosion products on 316l stainless steel surface. *The Scientific World Journal*, Wiley Online Library, v. 2020, n. 1, p. 3989563, 2020.

42 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM A312*: Standard specification for seamless, welded, and heavily cold worked austenitic stainless steel pipes1. United States, 2022. 13 p.

43 ZIĘTALA, M.; DUREJKO, T.; POLAŃSKI, M.; KUNCE, I.; PŁOCIŃSKI, T.; ZIE-LIŃSKI, W.; ŁAZIŃSKA, M.; STĘPNIOWSKI, W.; CZUJKO, T.; KURZYDŁOWSKI, K. J. et al. The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 l stainless steel fabricated using laser engineered net shaping. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 677, p. 1–10, 2016.

44 ZINKLE, S. J.; WAS, G. Materials challenges in nuclear energy. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 61, n. 3, p. 735–758, 2013.

45 LIU, Y.; ZHENG, Z.; LONG, J.; XU, Z.; JIAO, S.; QIAO, Y.; ZHENG, K.; YIN, F. Corrosion behaviour of hot-rolled 316l stainless steel-a6 carbon steel composite steel plate for marine environment. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 26, p. 556–570, 2023.

46 VIGNAL, V.; KRAWIEC, H.; MANCHET, S. L. Influence of surface preparation and microstructure on the passivity and corrosion behaviour of duplex stainless steels. *Journal of Solid State Electrochemistry*, Springer, v. 18, p. 2947–2954, 2014.

47 MAURICE, V.; MARCUS, P. Progress in corrosion science at atomic and nanometric scales. *Progress in Materials Science*, Elsevier, v. 95, p. 132–171, 2018.

48 WOLYNEC, S. Técnicas eletroquímicas em corrosão Vol. 49. [S.l.]: Edusp, 2003.

49 CHATURVEDI, T. An overview of the corrosion aspect of dental implants (titanium and its alloys). *Indian Journal of Dental Research*, Medknow, v. 20, n. 1, p. 91–98, 2009.

50 LÓPEZ-OJEDA, L.; VARGAS-GUTIÉRREZ, G. High wear resistance and better pitting corrosion resistance of aisi 316l stainless steel by a self-protective oxy-nitrocarburizing paste. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 16, p. 1803–1813, 2022.

51 LI, X.; ZHANG, D.; LIU, Z.; LI, Z.; DU, C.; DONG, C. Materials science: Share corrosion data. *Nature*, Nature Publishing Group UK London, v. 527, n. 7579, p. 441–442, 2015.

52 ALAHIANE, M.; OUKHRIB, R.; ALBRIMI, Y. A.; OUALID, H. A.; IDOUHLI, R.; NAHLÉ, A.; BERISHA, A.; AZZALLOU, N. Z.; HAMDANI, M. Corrosion inhibition of ss 316l by organic compounds: Experimental, molecular dynamics, and conceptualization of molecules–surface bonding in h2so4 solution. *Applied Surface Science*, Elsevier, v. 612, p. 155755, 2023.

53 MCCAFFERTY, E. Introduction to corrosion science. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2010.

54 PANOSSIAN, Z. Manual corrosão e proteção contra corrosão em equipamentos e estruturas metálicas. [S.l.]: Eletropaulo, 1993.

55 LIU, H.; HE, J.; JIN, Z.; LIU, H. Pitting corrosion behavior and mechanism of 316l stainless steel induced by marine fungal extracellular polymeric substances. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 224, p. 111485, 2023.

56 MAGNABOSCO, R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável uns s31803 (saf 2205). *São Paulo*, 2001.

57 NASCIMENTO, C. do. Corrosão de aço superaustenítico, aços duplex e liga de níquel hastelloy em glicerina acidificada da indústria de biodiesel. Universidade Federal de Minas Gerais, 2015.

58 VOISIN, T.; SHI, R.; ZHU, Y.; QI, Z.; WU, M.; SEN-BRITAIN, S.; ZHANG, Y.; QIU, S.; WANG, Y.; THOMAS, S. et al. Pitting corrosion in 316l stainless steel fabricated by laser powder bed fusion additive manufacturing: a review and perspective. *Jom*, Springer, v. 74, n. 4, p. 1668–1689, 2022.

59 ORGAN, L.; SCULLY, J. R.; MIKHAILOV, A. S.; HUDSON, J. L. A spatiotemporal model of interactions among metastable pits and the transition to pitting corrosion. *Electrochimica Acta*, Elsevier, v. 51, n. 2, p. 225–241, 2005.

60 JIN, Z.; GE, H.; LIN, W.; ZONG, Y.; LIU, S.; SHI, J. Corrosion behaviour of 316l stainless steel and anti-corrosion materials in a high acidified chloride solution. *Applied Surface Science*, Elsevier, v. 322, p. 47–56, 2014.

61 NIE, J.; WEI, L.; JIANG, Y.; LI, Q.; LUO, H. Corrosion mechanism of additively manufactured 316 l stainless steel in 3.5 wt.% nacl solution. *Materials Today Communications*, Elsevier, v. 26, p. 101648, 2021.

62 WIDODO, T.; RAHARJO, R.; BINTARTO, R.; ALAMSYAH, F. A.; WAHYUDIONO, A.; CHOIRON, M. A. Corrosion behaviour of stainless steel 316l in chloride environment after dry machining by face milling at various spindle speed. *International Journal of Integrated Engineering*, v. 16, n. 2, p. 195–202, 2024.

63 COSTA, E. M.; DEDAVID, B. A.; SANTOS, C. A.; LOPES, N. F.; FRACCARO, C.; PAGARTANIDIS, T.; LOVATTO, L. P. Crevice corrosion on stainless steels in oil and gas industry: A review of techniques for evaluation, critical environmental factors and dissolved oxygen. *Engineering Failure Analysis*, Elsevier, v. 144, p. 106955, 2023.

64 SANTOS, Y. R. P. dos; CAVALCANTI, A. W. A.; MENESES, M. M. M. B.; CHAVES, M. M. N.; JÚNIOR, L. H. B. L.; JORDON, Y.; SILVA, T. C. da; SILVA, D. W. da. Acidificação de matriz em reservatórios de petróleo utilizando ácidos orgânicos: uma

revisão. CONTRIBUCIONES A LAS CIENCIAS SOCIALES, v. 17, n. 3, p. e5652–e5652, 2024.

65 PUTILOV, I.; KRIVOSHCHEKOV, S.; VYATKIN, K.; KOCHNEV, A.; RAVELEV, K. Methods of predicting the effectiveness of hydrochloric acid treatment using hydrodynamic simulation. *Applied Sciences*, MDPI, v. 10, n. 14, p. 4828, 2020.

66 CUI, Z.; CHEN, S.; DOU, Y.; HAN, S.; WANG, L.; MAN, C.; WANG, X.; CHEN, S.; CHENG, Y. F.; LI, X. Passivation behavior and surface chemistry of 2507 super duplex stainless steel in artificial seawater: Influence of dissolved oxygen and ph. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 150, p. 218–234, 2019.

67 LIU, C.; WU, J. Influence of ph on the passivation behavior of 254smo stainless steel in 3.5% nacl solution. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 49, n. 5, p. 2198–2209, 2007.

68 LUO, H.; DONG, C.; CHENG, X.; XIAO, K.; LI, X. Electrochemical behavior of 2205 duplex stainless steel in nacl solution with different chromate contents. *Journal of materials engineering and performance*, Springer, v. 21, p. 1283–1291, 2012.

69 PINTO, D. F. Comportamento em corrosão sob tensão de um aço inoxidável ferrítico aisi 444 soldado com aço inoxidável austenítico aisi 316lsi, em meios contendo cloretos. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais. Rede Temática em ..., 2006.

70 POLINSKI, E. L. Influência da energia de soldagem na resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex saf 2205. 2017.

71 SHI, Y.; YANG, B.; LIAW, P. K. Corrosion-resistant high-entropy alloys: A review. *Metals*, MDPI, v. 7, n. 2, p. 43, 2017.

72 GUDIĆ, S.; NAGODE, A.; ŠIMIĆ, K.; VRSALOVIĆ, L.; JOZIĆ, S. Corrosion behavior of different types of stainless steel in pbs solution. *Sustainability*, MDPI, v. 14, n. 14, p. 8935, 2022.

73 FU, Y.; LI, J.; LUO, H.; DU, C.; LI, X. Recent advances on environmental corrosion behavior and mechanism of high-entropy alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, Elsevier, v. 80, p. 217–233, 2021.

74 KRAVETZ, A. S. Estudo da curva de polarização cíclica da liga de níquel Inconel 625 em solução de NaCl. 189 p. Mestrado em Ciências — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São PAulo, 2018. Novembro de 2018. Disponível em: https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-17072018-34630/publico/AndreSilvestreKravetzCorr18.pdf.

75 AYDOĞDU, G.; AYDINOL, M. Determination of susceptibility to intergranular corrosion and electrochemical reactivation behaviour of aisi 316l type stainless steel. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 48, n. 11, p. 3565–3583, 2006.

76 WANG, L.; LI, H.; LIU, Q.; XU, L.; LIN, S.; ZHENG, K. Effect of sodium chloride on the electrochemical corrosion of inconel 625 at high temperature and pressure. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 703, p. 523–529, 2017.

77 FENG, J.; MAO, L.; YUAN, G.; ZHAO, Y.; VIDAL, J.; LIU, L. E. Grain size effect on corrosion behavior of inconel 625 film against molten mgcl2-nacl-kcl salt. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 197, p. 110097, 2022. 78 LIU, C.; TANG, X.; CHENG, L.; LENG, B.; LI, X.; YE, X.-X.; HUANG, H. The characterization of corrosion layers of gh3535 and inconel 625 alloys in molten kno3-nano3 salts at 500° c. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 204, p. 110406, 2022.

79 RAI, S. K.; KUMAR, A.; SHANKAR, V.; JAYAKUMAR, T.; RAO, K. B. S.; RAJ, B. Characterization of microstructures in inconel 625 using x-ray diffraction peak broadening and lattice parameter measurements. *Scripta materialia*, Elsevier, v. 51, n. 1, p. 59–63, 2004.

80 XU, L.; ZHANG, J.; HAN, Y.; ZHAO, L.; JING, H. Insights into the intergranular corrosion of overlay welded joints of x65-inconel 625 clad pipe and its relationship to damage penetration. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 160, p. 108169, 2019.

81 MISHRA, A.; EBRAHIMI, N.; SHOESMITH, D.; MANNING, P. Materials selection for use in hydrochloric acid. In: NACE. *NACE CORROSION*. [S.l.], 2016. p. NACE–2016.

82 YAO, J.; MACDONALD, D. D.; DONG, C. Passive film on 2205 duplex stainless steel studied by photo-electrochemistry and arxps methods. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 146, p. 221–232, 2019.

83 BAUTISTA, A.; ALVAREZ, S.; VELASCO, F. Selective corrosion of duplex stainless steel bars in acid: Part 1: Effect of the composition, microstructure and anodic polarizations. *Materials and Corrosion*, Wiley Online Library, v. 66, n. 4, p. 347–356, 2015.

84 GHOLAMI, M.; HOSEINPOOR, M.; MOAYED, M. H. A statistical study on the effect of annealing temperature on pitting corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 94, p. 156–164, 2015.

85 OÑATE, A.; TOLEDO, E.; RAMIREZ, J.; ALVARADO, M.; JARAMILLO, A.; SANHUEZA, J.; MEDINA, C.; MELENDREZ, M.; ROJAS, D. Production of nb-doped super duplex stainless steel based on recycled material: A study of the microstructural characterization, corrosion, and mechanical behavior. *Materials Chemistry and Physics*, Elsevier, v. 308, p. 128294, 2023.

86 GARCÍA-RENTERÍA, M.; LÓPEZ-MORELOS, V.; GONZÁLEZ-SÁNCHEZ, J.; GARCÍA-HERNÁNDEZ, R.; DZIB-PÉREZ, L.; CURIEL-LÓPEZ, F. Effect of electromagnetic interaction during fusion welding of aisi 2205 duplex stainless steel on the corrosion resistance. *Applied Surface Science*, Elsevier, v. 396, p. 1187–1200, 2017.

87 DENG, B.; WANG, Z.; JIANG, Y.; SUN, T.; XU, J.; LI, J. Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of uns s31803 duplex stainless steel. *Corrosion science*, Elsevier, v. 51, n. 12, p. 2969–2975, 2009.

88 WANG, L.; SEYEUX, A.; MARCUS, P. Thermal stability of the passive film formed on 316l stainless steel surface studied by tof-sims. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 165, p. 108395, 2020.

89 WANG, Z.; DI-FRANCO, F.; SEYEUX, A.; ZANNA, S.; MAURICE, V.; MARCUS, P. Passivation-induced physicochemical alterations of the native surface oxide film on 316l austenitic stainless steel. *Journal of The Electrochemical Society*, IOP Publishing, v. 166, n. 11, p. C3376, 2019.

90 WANG, Z.; ZHANG, L.; TANG, X.; ZHANG, Z.; LU, M. The surface characterization and passive behavior of type 316l stainless steel in h2s-containing conditions. *Applied Surface Science*, Elsevier, v. 423, p. 457–464, 2017.

91 DUAN, Z.; MAN, C.; DONG, C.; CUI, Z.; KONG, D.; WANG, X. et al. Pitting behavior of slm 316l stainless steel exposed to chloride environments with different aggressiveness: Pitting mechanism induced by gas pores. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 167, p. 108520, 2020.

92 STANDARD, A. E3-11, 2017, "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens," ASTM International, West Conshokocken, PA, 2017.

93 NEWMAN, R. The dissolution and passivation kinetics of stainless alloys containing molybdenum—1. coulometric studies of fe cr and fe cr mo alloys. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 25, n. 5, p. 331–339, 1985.

94 OSOBA, L.; OLADOYE, A.; OGBONNA, V. Corrosion evaluation of superalloys haynes 282 and inconel 718 in hydrochloric acid. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 804, p. 376–384, 2019.

95 XIAO, Y.; TANG, J.; WANG, Y.; LIN, B.; NIE, Z.; LI, Y.; NORMAND, B.; WANG, H. Corrosion behavior of 2205 duplex stainless steel in nacl solutions containing sulfide ions. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 200, p. 110240, 2022.

96 LUO, H.; SU, H.; DONG, C.; XIAO, K.; LI, X. Influence of ph on the passivation behaviour of 904l stainless steel bipolar plates for proton exchange membrane fuel cells. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 686, p. 216–226, 2016.

97 MISHRA, A. Performance of corrosion-resistant alloys in concentrated acids. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), Springer, v. 30, p. 306–318, 2017.

98 LIU, L.; LI, Y.; WANG, F. Influence of grain size on the corrosion behavior of a ni-based superalloy nanocrystalline coating in nacl acidic solution. *Electrochimica Acta*, Elsevier, v. 53, n. 5, p. 2453–2462, 2008.

99 SILVA, C. C. Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo tig com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos. 2010.

100 LOURENÇO, M. J.; JORGE, J. C.; SOUZA, L. F. G. de; MENDES, M. C.; FAR-NEZE, H. N.; ARAÚJO, L. S. Microstructure evolution, hardness response, and corrosion resistance of inconel 625 weld overlay obtained by the essc process after post-welding heat treatments. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer, v. 127, n. 7, p. 3357–3369, 2023.

101 SILVA, C. C.; ALBUQUERQUE, V. H. C. D.; MINÁ, E. M.; MOURA, E. P.; TAVARES, J. M. R. Mechanical properties and microstructural characterization of aged nickel-based alloy 625 weld metal. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 49, p. 1653–1673, 2018.

102 ÁLVAREZ, G.; HARRIS, Z.; WADA, K.; RODRÍGUEZ, C.; MARTÍNEZ-PAÑEDA, E. Hydrogen embrittlement susceptibility of additively manufactured 316l stainless steel: Influence of post-processing, printing direction, temperature and pre-straining. *Additive Manufacturing*, Elsevier, v. 78, p. 103834, 2023.

103 LIU, Q.; MANZOOR, S.; YAN, Y.; TARIQ, M.; SAUL, A.; FARHAT, H.; BAR-NOUSH, A. Influence of hydrogen uptake on additive manufacturing and conventional austenitic stainless steels 3161. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 914, p. 147170, 2024.

104 PEREIRA, V.; SABARÁ, E. W. F.; CALDEIRA, L.; OLIVEIRA, J.; BUENO, A. H. S. Avaliação eletroquímica da resistência à corrosão por pites em aços inoxidáveis duplex e super duplex em soluções simuladoras de água do mar. *Revista Virtual de Química*, v. 9, n. 6, p. 2442–2463, 2017.

105 LI, P.; ZHAO, Y.; LIU, Y.; ZHAO, Y.; XU, D.; YANG, C.; ZHANG, T.; GU, T.; YANG, K. Effect of cu addition to 2205 duplex stainless steel on the resistance against pitting corrosion by the pseudomonas aeruginosa biofilm. *Journal of materials science & technology*, Elsevier, v. 33, n. 7, p. 723–727, 2017.

106 GENG, S.; SUN, J.; GUO, L.; WANG, H. Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel gta-welding joint. *Journal of Manufacturing Processes*, Elsevier, v. 19, p. 32–37, 2015.

107 SONG, L.; LIU, Z.; HU, J.; LI, X.; DU, C.; LI, Y.; PAN, Y. Stress corrosion cracking of 2205 duplex stainless steel with simulated welding microstructures in simulated sea environment at different depths. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 29, p. 5476–5489, 2020.

108 YANG, G.; DU, Y.; CHEN, S.; REN, Y.; MA, Y. Effect of secondary passivation on corrosion behavior and semiconducting properties of passive film of 2205 duplex stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 15, p. 6828–6840, 2021.

109 RENTERÍA, M.; MORELOS, V.; SÁNCHEZ, J.; HERNÁNDEZ, R.; PÉREZ, L.; LÓPEZ, F. Effect of electromagnetic interaction during fusion welding of aisi 2205 duplex stainless steel on the corrosion resistance. *Applied Surface Science*, v. 396, p. 1187, 2017.

110 SILVA, I. H. R.; SILVA, S. N. da; SILVA, I. P. P. Levantamento de características físico-químicas do aço duplex 2205 para aplicações na indústria offshore. *no. February*, p. 7074–7084, 2019.

111 ZHANG, S.; STIER, P.; WATSON-PARRIS, D. On the contribution of fast and slow responses to precipitation changes caused by aerosol perturbations. *Atmospheric Chemistry and Physics*, Copernicus Publications Göttingen, Germany, v. 21, n. 13, p. 10179–10197, 2021.

112 ABIOYE, T.; MCCARTNEY, D.; CLARE, A. Laser cladding of inconel 625 wire for corrosion protection. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 217, p. 232–240, 2015.

113 LODHI, M.; DEEN, K.; HAIDER, W. Corrosion behavior of additively manufactured 316l stainless steel in acidic media. *Materialia*, Elsevier, v. 2, p. 111–121, 2018.

114 JEBARAJ, A. V.; KUMAR, T. S.; MANIKANDAN, M. Investigation of structure property relationship of the dissimilar weld between austenitic stainless steel 3161 and duplex stainless steel 2205. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Springer, v. 71, p. 2593–2604, 2018.

115 SANTOS, R. P. G. et al. Microabrasão-corrosão de revestimentos de inconel 625 depositados por plasma pó (ptap). Universidade Federal de Uberlândia, 2018.

116 KAN, W. H.; BHATIA, V.; DOLMAN, K.; LUCEY, T.; TANG, X.; CHANG, L.; PROUST, G.; CAIRNEY, J. A study on novel aisi 304 stainless steel matrix composites reinforced with (nb0. 75, ti0. 25) c. *Wear*, Elsevier, v. 398, p. 220–226, 2018.

117 BI, X.; LI, R.; HU, Z.; GU, J.; JIAO, C. Microstructure and texture of 2205 duplex stainless steel additive parts fabricated by the cold metal transfer (cmt) wire and arc additive manufacturing (waam). *Metals*, MDPI, v. 12, n. 10, p. 1655, 2022.

118 PRAWOTO, Y.; IBRAHIM, K.; NIK, W. W. Effect of ph and chloride concentration on the corrosion of duplex stainless steel. *Arabian Journal for Science and Engineering*, v. 34, n. 2, p. 115, 2009.

119 SOUZA, D.; TAVARES, A. F.; COSTA, H. L.; OSORIO, A. G. Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos de inconel 625 aplicados pelo processo gmaw. *Matéria (Rio de Janeiro)*, SciELO Brasil, v. 25, p. e–12633, 2020.

120 CALLISTER, W. D. Ciência e engenharia de materiais. 2016.

121 LUZ, A.; RIBEIRO, S.; PANDOLFELLI, V. Artigo revisão: uso da molhabilidade na investigação do comportamento de corrosão de materiais refratários. *Cerâmica*, SciELO Brasil, v. 54, p. 174–183, 2008.

122 GITTENS, R. A.; SCHEIDELER, L.; RUPP, F.; HYZY, S. L.; GEIS-GERSTORFER, J.; SCHWARTZ, Z.; BOYAN, B. D. A review on the wettability of dental implant surfaces ii: Biological and clinical aspects. *Acta biomaterialia*, Elsevier, v. 10, n. 7, p. 2907–2918, 2014.

123 LIANG, J.; LIU, K.; WANG, D.; LI, H.; LI, P.; LI, S.; SU, S.; XU, S.; LUO, Y. Facile fabrication of superhydrophilic/superhydrophobic surface on titanium substrate by single-step anodization and fluorination. *Applied Surface Science*, Elsevier, v. 338, p. 126–136, 2015.

124 BEHERA, S. K.; P. A. K.; DOGRA, N.; NOSONOVSKY, M.; ROHATGI, P. Effect of microstructure on contact angle and corrosion of ductile iron: Iron–graphite composite. *Langmuir*, ACS Publications, v. 35, n. 49, p. 16120–16129, 2019.

125 SOUZA, A. R. d.; MOTA, D. P.; PAULA, S. R. d.; AGOSTINHO, S. M. L.; SILVA, M. M. P. d. Medidas de potencial de circuito aberto: um experimento para o ensino de eletroquímica. *Resumos*, 2009.

126 VIDAL, C. V.; MUÑOZ, A. I. Electrochemical characterisation of biomedical alloys for surgical implants in simulated body fluids. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 50, n. 7, p. 1954–1961, 2008.

127 LI, J.; LIN, X.; GUO, P.; SONG, M.; HUANG, W. Electrochemical behaviour of laser solid formed ti–6al–4v alloy in a highly concentrated nacl solution. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 142, p. 161–174, 2018.

128 SOARES, F. M. D. S. Ministério da defesa exército brasileiro departamento de ciência e tecnologia instituto militar de engenharia programa de pós-graduação em ciência dos materiais. *Instituto Militar de Engenharia*, 2021.

129 WANG, Z.; ZHANG, Z.-R.; ZHANG, L.; FENG, Z.; LU, M.-X. Comparison study on the semiconductive and dissolution behaviour of 316l and alloy 625 in hydrochloric acid solution. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, Springer, v. 33, p. 403–414, 2020.

130 GUO, Q.; LI, Y.; QIAN, J.; YU, H.; CHEN, C. Study of the pitting corrosion at welding joints of inconel 625 alloy under high temperature and high h_2s/co_2 partial pressure. *International journal of electrochemical science*, Elsevier, v. 12, n. 10, p. 8929–8943, 2017.

131 LLOYD, A. C.; NOËL, J. J.; MCINTYRE, S.; SHOESMITH, D. W. Cr, mo and w alloying additions in ni and their effect on passivity. *Electrochimica Acta*, Elsevier, v. 49, n. 17-18, p. 3015–3027, 2004.

132 JAKUPI, P.; ZAGIDULIN, D.; NOËL, J.; SHOESMITH, D. The impedance properties of the oxide film on the ni–cr–mo alloy-22 in neutral concentrated sodium chloride solution. *Electrochimica Acta*, Elsevier, v. 56, n. 17, p. 6251–6259, 2011.

133 JUNG, E.-J.; LEE, H.-W. Comparison of corrosion resistance and corroded surfaces of welding metal in overlay-welded inconel 600 and inconel 625 by gas metal arc welding. *International Journal of Electrochemical Science*, Elsevier, v. 11, n. 8, p. 7125–7138, 2016.

134 PEREIRA, E. A. Avaliação da resistência a corrosão por pites de aços inoxidáveis austeníticos e austeno-ferríticos em água do mar com diferentes concentrações de íons cloreto presença de co2 e temperaturas de 25 e 80 c. *Rio de Janeiro: UFRJ*, 2010.

135 LEITE, A. M. d. S. Investigação da resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex tipo 2404 (UNS S82441) submetido à soldagem por atrito com pino não-consumível (FSW). Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 2017.

136 CUI, Z.; CHEN, S.; WANG, L.; MAN, C.; LIU, Z.; WU, J.; WANG, X.; CHEN, S.; LI, X. Passivation behavior and surface chemistry of 2507 super duplex stainless steel in acidified artificial seawater containing thiosulfate. *Journal of The Electrochemical Society*, IOP Publishing, v. 164, n. 13, p. C856, 2017.

137 MALIK, A.; KUTTY, P. M.; SIDDIQI, N. A.; ANDIJANI, I. N.; AHMED, S. The influence of ph and chloride concentration on the corrosion behaviour of aisi 316l steel in aqueous solutions. *Corrosion science*, Elsevier, v. 33, n. 11, p. 1809–1827, 1992.

138 SAADI, S. A.; YI, Y.; CHO, P.; JANG, C.; BEELEY, P. Passivity breakdown of 316l stainless steel during potentiodynamic polarization in nacl solution. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 111, p. 720–727, 2016.

139 KOCIJAN, A.; MERL, D. K.; JENKO, M. The corrosion behaviour of austenitic and duplex stainless steels in artificial saliva with the addition of fluoride. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 53, n. 2, p. 776–783, 2011.

140 KIM, H.; MITTON, D.; LATANISION, R. Corrosion behavior of ni-base alloys in aqueous hcl solution of ph 2 at high temperature and pressure. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 52, n. 3, p. 801–809, 2010.

141 TER-OVANESSIAN, B.; ALEMANY-DUMONT, C.; NORMAND, B. Electronic and transport properties of passive films grown on different ni-cr binary alloys in relation to the pitting susceptibility. *Electrochimica Acta*, Elsevier, v. 133, p. 373–381, 2014.

142 BABA, H.; KODAMA, T.; KATADA, Y. Role of nitrogen on the corrosion behavior of austenitic stainless steels. *Corrosion science*, Elsevier, v. 44, n. 10, p. 2393–2407, 2002.

143 OLSSON, C.-O. A. The influence of nitrogen and molybdenum on passive films formed on the austenoferritic stainless steel 2205 studied by aes and xps. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 37, n. 3, p. 467–479, 1995.

144 SINGH, J. B. Corrosion behavior of alloy 625. In: Alloy 625: Microstructure, Properties and Performance. [S.l.]: Springer, 2022. p. 241–291.

145 REN, X.; SRIDHARAN, K.; ALLEN, T. Corrosion behavior of alloys 625 and 718 in supercritical water. *Corrosion*, v. 63, n. 7, p. 603–612, 2007.

146 SEQUEIRA, C. A.; CARDOSO, D. S.; AMARAL, L.; ŠLJUKIĆ, B.; SANTOS, D. M. On the performance of commercially available corrosion-resistant nickel alloys: a review. *Corrosion Reviews*, De Gruyter, v. 34, n. 4, p. 187–200, 2016.

147 KLAPPER, H. S.; ZADOROZNE, N. S.; REBAK, R. B. Localized corrosion characteristics of nickel alloys: a review. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, Springer, v. 30, p. 296–305, 2017.

148 CHANG, K.-H.; HUANG, J.-H.; YAN, C.-B.; YEH, T.-K.; CHEN, F.-R.; KAI, J.-J. Corrosion behavior of alloy 625 in supercritical water environments. *Progress in Nuclear Energy*, Elsevier, v. 57, p. 20–31, 2012.

149 JAKUPI, P.; WANG, F.; NOËL, J.; SHOESMITH, D. Corrosion product analysis on crevice corroded alloy-22 specimens. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 53, n. 5, p. 1670–1679, 2011.

150 CLAYTON, C.; LU, Y. A bipolar model of the passivity of stainless steels—iii. the mechanism of moo42- formation and incorporation. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 29, n. 7, p. 881–898, 1989.

151 MARCUS, P. On some fundamental factors in the effect of alloying elements on passivation of alloys. *Corrosion science*, Elsevier, v. 36, n. 12, p. 2155–2158, 1994.

152 OLSSON, C.-O.; LANDOLT, D. Passive films on stainless steels—chemistry, structure and growth. *Electrochimica acta*, Elsevier, v. 48, n. 9, p. 1093–1104, 2003.

153 JARGELIUS-PETTERSSON, R.; POUND, B. Examination of the role of molybdenum in passivation of stainless steels using ac impedance spectroscopy. *Journal of the Electrochemical Society*, IOP Publishing, v. 145, n. 5, p. 1462, 1998.

154 CLAYTON, C.; LU, Y. A bipolar model of the passivity of stainless steel: the role of mo addition. *Journal of the Electrochemical Society*, IOP Publishing, v. 133, n. 12, p. 2465, 1986.

155 QIAO, Y.; ZHENG, Y.; OKAFOR, P.; KE, W. Electrochemical behaviour of high nitrogen bearing stainless steel in acidic chloride solution: Effects of oxygen, acid concentration and surface roughness. *Electrochimica Acta*, Elsevier, v. 54, n. 8, p. 2298–2304, 2009.

156 EBRAHIMI, N.; BIESINGER, M.; SHOESMITH, D.; NOËL, J. The influence of chromium and molybdenum on the repassivation of nickel-chromium-molybdenum alloys in saline solutions. *Surface and Interface Analysis*, Wiley Online Library, v. 49, n. 13, p. 1359–1365, 2017.

157 CWALINA, K. L.; DEMAREST, C.; GERARD, A.; SCULLY, J. Revisiting the effects of molybdenum and tungsten alloying on corrosion behavior of nickel-chromium alloys in aqueous corrosion. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Elsevier, v. 23, n. 3, p. 129–141, 2019.

158 TSAI, W.-T.; CHEN, J.-R. Galvanic corrosion between the constituent phases in duplex stainless steel. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 49, n. 9, p. 3659–3668, 2007.

159 LO, I.-H.; FU, Y.; LIN, C.-J.; TSAI, W.-T. Effect of electrolyte composition on the active-to-passive transition behavior of 2205 duplex stainless steel in h2so4/hcl solutions. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 48, n. 3, p. 696–708, 2006.

160 GUO, L.; LI, M.; SHI, X. L.; YAN, Y.; LI, X.; QIAO, L. Effect of annealing temperature on the corrosion behavior of duplex stainless steel studied by in situ techniques. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 53, n. 11, p. 3733–3741, 2011.

161 HUSSAIN, E.; ROBINSON, M. Erosion–corrosion of 2205 duplex stainless steel in flowing seawater containing sand particles. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 49, n. 4, p. 1737–1754, 2007.

162 RIES, L.; BELO, M. D. C.; FERREIRA, M.; MULLER, I. Withdrawn: Chemical composition and electronic structure of passive films formed on alloy 600 in acidic solution. *Corrosion science*, Elsevier, v. 50, n. 4, p. 968–977, 2008.

163 RAMANA, K.; ANITA, T.; MANDAL, S.; KALIAPPAN, S.; SHAIKH, H.; SIVA-PRASAD, P.; DAYAL, R.; KHATAK, H. Effect of different environmental parameters on pitting behavior of aisi type 316l stainless steel: experimental studies and neural network modeling. *Materials & Design*, Elsevier, v. 30, n. 9, p. 3770–3775, 2009.

164 PRAWOTO, Y.; IKEDA, M.; MANVILLE, S.; NISHIKAWA, A. Design and failure modes of automotive suspension springs. *Engineering failure analysis*, Elsevier, v. 15, n. 8, p. 1155–1174, 2008.

165 DIAS, F. M. S.; CÂNDIDO, L. C. Efeito da acidez na estabilidade da camada passiva de aços inoxidáveis em soluções contendo íons cloretos. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, 2008.

166 PARANGUSAN, H.; BHADRA, J.; AL-THANI, N. A review of passivity breakdown on metal surfaces: influence of chloride-and sulfide-ion concentrations, temperature, and ph. *Emergent Mater*, Springer Nature, v. 4, p. 1187–1203, 2021.

167 HA, H.-Y.; JANG, M.-H.; LEE, T.-H.; MOON, J. Interpretation of the relation between ferrite fraction and pitting corrosion resistance of commercial 2205 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 89, p. 154–162, 2014.

168 FREDRIKSSON, W.; PETRINI, D.; EDSTRÖM, K.; BJÖREFORS, F.; NYHOLM, L. Corrosion resistances and passivation of powder metallurgical and conventionally cast 316l and 2205 stainless steels. *Corrosion science*, Elsevier, v. 67, p. 268–280, 2013.

169 CHENG, X.; WANG, Y.; DONG, C.; LI, X. The beneficial galvanic effect of the constituent phases in 2205 duplex stainless steel on the passive films formed in a 3.5% nacl solution. *Corrosion Science*, Elsevier, v. 134, p. 122–130, 2018.

170 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM G71*: Standard guide for conducting and evaluating galvanic corrosion tests in electrolytes. United States, 2024. 7 p.