

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

**NITROCARBONETAÇÃO ELETROLÍTICA À PLASMA EM AÇO SAE 1045:
ANÁLISE DE MECANISMOS DE DESGASTE POR EROSÃO-CORROSÃO
EM MEIO AQUOSO – SLURRY**

Leandro Câmara Noronha

Orientador: Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti

Coorientador: Dr. Roberto Moreira Schroeder

Porto Alegre

2023

NITROCARBONETAÇÃO ELETROLÍTICA À PLASMA EM AÇO SAE 1045:
ANÁLISE DE MECANISMOS DE DESGASTE POR EROSÃO-CORROSÃO EM
MEIO AQUOSO - SLURRY

Leandro Câmara Noronha

Orientador: Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti

Coorientador: Dr. Roberto Moreira Schroeder

Tese submetido ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Porto Alegre

2023

**NITROCARBONETAÇÃO ELETROLÍTICA À PLASMA EM AÇO SAE 1045:
ANÁLISE DE MECANISMOS DE DESGASTE POR EROSÃO-CORROSÃO
EM MEIO AQUOSO - SLURRY**

Leandro Câmara Noronha

Orientador: Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti

Coorientador: Dr. Roberto Moreira Schroeder

Coordenador do PPGE3M: Prof. Dr. Rodrigo de Lemos Peroni

Banca Examinadora:

- 1. Prof. Dr. Gustavo Alberto Ludwig - Faculdade da Serra Gaúcha (FSG).**
- 2. Prof. Dr. Joel da Silva Rodrigues – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sul-Rio-Grandense (IFSUL).**
- 3. Dr. Paulo Mariot - Universidade do Vale do Itajaí.**
- 4. Dr. Victor Velho de Castro - Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).**

Porto Alegre

2023

Dedico esta tese de doutorado:

à minha esposa Flávia;

aos meus pais;

ao mano véio Fernando

ao tio Beto (in memoriam) e à tia Maria;

à tia Tereza;

à prima Sueli (in memoriam);

à prima Silvinha (in memoriam) e primo Chiquinho.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente eu agradeço a DEUS por permitir minha continuidade neste plano e proporcionar uma segunda chance para ser uma pessoa melhor e chegar até este presente momento.

Eu agradeço a minha esposa, Flávia, pela paciência, por estar ao meu lado e compreendido a minha falta de atenção para com ela, principalmente nos últimos meses e pelo entendimento do grau de importância que o doutorado representa na minha vida.

Eu agradeço aos meus pais e alguns primos e tios que sempre me incentivaram em todos os momentos de minha vida

Eu agradeço o meu mano véio Fernando Câmara por estar presente sempre quando eu necessitava de ajuda em alguns momentos de minha vida.

Eu agradeço à Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti pela orientação, pelo conhecimento compartilhado, paciência e amizade.

Eu agradeço ao Prof. Dr. Roberto Moreira Schroeder pela coorientação, pelo apoio constante durante a realização deste trabalho, pelos conhecimentos compartilhados e amizade.

Eu agradeço ao meu amigo e colega Dr. Victor Velho de Castro pela grande parceria e companheirismo, pois sempre estive ao meu lado contribuindo na evolução das minhas limitações e a vencer os desafios que enfrentamos nos últimos anos.

Ao Leonardo Moreira dos Santos por viabilizar a realização de MEV das amostras desse trabalho, mesmo quando o laboratório estava fechado.

Eu agradeço a empresa Optimus Soluções Industriais, da cidade de Charqueadas, ao Eduardo Chites Magnus e ao Maico Sanguanini Vaczelewski pela contribuição, pelo apoio cedendo o espaço fabril e na fabricação de alguns componentes para realização dessa tese.

Eu agradeço a empresa FAG Comunicação Visual, da cidade de Charqueadas, aos donos Alex e Vinícius e a todos os colaboradores da empresa pela contribuição, pelo apoio cedendo o espaço fabril e na fabricação de alguns componentes para realização dessa tese.

Eu agradeço a todos os colegas do IFSUL Campus Charqueadas, em especial, aos colegas Diego Lima, Paulo Boesh, Joel Rodrigues, Leonardo Lima pelo incentivo e apoio nas substituições no local de trabalho proporcionando o avanço em meus estudos durante do doutorado.

Eu agradeço aos colegas de laboratório que compartilharam conhecimentos e amizades durante a realização deste trabalho.

Eu agradeço ao LAPEC, à UFRGS e ao IFSUL pela infraestrutura disponibilizada para o desenvolvimento das amostras e ensaios para este trabalho.

Enquanto, estiver correndo uma gota de sangue nas minhas veias,

Eu estarei lutando!!!

(Leandro Câmara Noronha)

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo investigar o comportamento em tribocorrosão do aço SAE 1045 revestido com PEN/C, utilizando um sistema desenvolvido e denominado *Electrochemical Slurry Erosion Wear Test* (ESEWT). Revestimentos Nitrocarbuzados por Saturação Eletrolítica de Plasma (PEN/C) são obtidos por um processo de nitretação ou carbonitretação a plasma hidrostático de baixa temperatura e têm sido propostos para aumentar a resistência à corrosão e ao desgaste do aço. Paralelamente, no presente trabalho, desenvolveu-se um dispositivo que possibilitou aplicar uma metodologia inovadora para a avaliação simultânea e de forma isolada da participação dos fenômenos de degradação no processo erosivo-corrosivo. O dispositivo que permite essa avaliação, foi desenvolvido e acoplado no Equipamento de Erosão em Meio Aquoso (EEMA), já existente no LAPEC/UFRGS (Laboratório de Pesquisa em Corrosão), que simula o desgaste erosivo apenas no potencial livre(OCP). Assim, foi incrementada a capacidade de realizar análises eletroquímicas também fora do OCP, de forma simultânea a realização de ensaios de erosão em meio aquoso. Isso permitiu avaliar o efeito erosivo e corrosivo e a sinergia desses fenômenos nas taxas de perda de massa aço SAE 1045 revestido com PEN/C. Os testes ESEWT foram realizados em diferentes tempos de ensaio e sob diferentes condições eletroquímicas: sob proteção catódica e potencial de circuito aberto (OCP). Os resultados obtidos evidenciaram que o revestimento PEN/C aumentou a resistência à corrosão do aço SAE 1045. A sinergia entre desgaste erosivo e corrosão foi o principal fator que influenciou nas taxas de perda de massa de ambos os sistemas analisados (aço SAE 1045 e aço SAE 1045 revestido com PEN/C). O mecanismo de tribocorrosão do aço SAE 1045 foi resultado da sinergia entre a remoção do produto de corrosão e a ativação da superfície, gerada pelo processo erosivo resultante dos impactos das partículas de erodente. Para aço SAE 1045 revestido com PEN/C observou-se a sinergia entre a remoção das irregularidades superficiais ocasionadas pelo processo erosivo e a corrosão localizada.

Palavras-Chaves: Desgaste por Erosão em *Slurry*, Corrosão, Nitrocarbonetação Eletrolítica a Plasma , Aço.

ABSTRACT

The present work aims to investigate the tribocorrosion behavior of SAE 1045 steel coated with PEN/C, using a system developed and called Electrochemical Slurry Erosion Wear Test (ESEWT). Plasma Electrolytic Saturation Nitrocarburized Coatings (PEN/C) are obtained by a low-temperature hydrostatic plasma nitriding or carbonitriding process and have been proposed to increase the corrosion and wear resistance of steel. At the same time, in the present work, a device was developed that made it possible to apply an innovative methodology for the simultaneous and isolated assessment of the participation of degradation phenomena in the erosive-corrosive process. The device that allows this evaluation was developed and coupled to the Aqueous Erosion Equipment (EEMA), already existing at LAPEC/UFRGS (Corrosion Research Laboratory), which simulates erosive wear only at the free potential (OCP). Thus, the ability to carry out electrochemical analyzes outside the OCP was increased, simultaneously carrying out erosion tests in aqueous media. This allowed evaluating the erosive and corrosive effect and the synergy of these phenomena on the mass loss rates of SAE 1045 steel coated with PEN/C. The ESEWT tests were performed at different test times and under different electrochemical conditions: under cathodic protection and open circuit potential (OCP). The results obtained showed that the PEN/C coating increased the corrosion resistance of SAE 1045 steel. The synergy between erosive wear and corrosion was the main factor that influenced the mass loss rates of both systems analyzed (SAE 1045 steel and SAE 1045 coated with PEN/C). The tribocorrosion mechanism of SAE 1045 steel was the result of the synergy between the removal of the corrosion product and the activation of the surface, generated by the erosive process resulting from the impacts of erodent particles. For SAE 1045 steel coated with PEN/C, a synergy was observed between the removal of surface irregularities caused by the erosive process and localized corrosion.

Keywords: Slurry Erosion Wear, Corrosion, Plasma Electrolytic Saturation, Steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquemático de uma usina hidrelétrica	27
Figura 2 - Esquemático da turbina tipo Francis	28
Figura 3 - Fatores formadores de frestas	34
Figura 4 - Processo de corrosão do Aço	38
Figura 5 - Erosão em materiais dúcteis e frágeis	47
Figura 6 - Representação esquemática do ensaio disco de borracha com areia	53
Figura 7 – Variáveis que mensura cada componente da sinergia da erosão- corrosão.	55
Figura 8 - Representação esquemática do processo PEN/C	65
Figura 9 - Dois tipos de diagrama corrente-tensão para os processos de eletrolise de plasma: fenômenos de descarga são desenvolvidos: A) na área próxima ao eletrodo ; B) no filme dielétrico na superfície do eletrodo	66

LISTA DE TABELAS

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIações

AISI *American Iron and Steel Institute.*

ASTM *American Society for Testing and Materials.*

CFC Cúbico de corpo centrado

DRX Difração de Raio-X

Ecorr Potencial de corrosão.

ECS Eletrodo de Calomelano Saturado

EDS Espectroscopia de Energia Dispersiva

ESEWT Desgaste de Erosão Eletroquímica em *Slurry* (LAMA)

HVOF Aspersão Térmica por Chama Hipersônica – *High Velocity Oxy-Fuel Flame*

icorr Densidade de corrente de corrosão.

LAPEC Laboratório de Pesquisa em Corrosão.

MEV Microscópio Eletrônico de Varredura

OCP Potencial de Circuito Aberto

PCH's Pequenas Centrais Hidrelétricas

PEN/C Nitrocarbonetação Eletrolítica a Plasma

PEN/C_380V amostra revestida com o parâmetro de 380V, 1.500Hz

PEN/C_420V amostra revestida com o parâmetro de 420V, 1.500Hz

PEN/C_450V amostra revestida com o parâmetro de 450V, 1.500Hz

SAE *Society of Automotive Engineers*

Slurry erosion wear Desgaste em meio aquoso (lama)

Sparks abertura do arco elétrico na amostra para iniciar o processo eletrolítico

TCC Tetragonal de corpo centrado

UFRGS Universidade Federal do Rio Grande do Sul

EEMA Equipamento de Erosão em Meio Aquoso

TC Taxa de Corrosão

SÍMBOLO DE UNIDADES

% Percentual

° C Graus célsius

A Ampère.

A/cm² Ampere por centímetro quadrado

COF coeficiente de atrito.

E Potencial

GWh Giga watts hora

HRB Dureza Rockwell B.

HRC Dureza Rockwell C.

HV Dureza Vickers

Hz Hertz

i Densidade de Corrente [A/cm²]

k Coeficiente de desgaste.

Kgf Quilograma-força

kV Quilovolts.

L Litro

m/s Metros por Segundo

mA Miliampère.

mA/cm² Miliampere por Centímetro Quadrado

mg Miligrama

mm Milímetro

MPa Mega Pascal

mV Milivolts

$\text{mV}\cdot\text{s}^{-1}$ Milivolt por Segundo

MW Mega Watts

N newton

\emptyset Diâmetro

pH Potencial hidrogeniônico.

Ra Rugosidade média da superfície.

Rp Resistência à polarização

Rz Rugosidade média aritmética dos cinco pontos de maior afastamento, acima e abaixo de uma linha média de medição.

s Segundo

T Temperatura

v Velocidade [m/s]

V Volt

VL Velocidade linear

μm Microampère.

μm Micrometro

Ω Ohm.

SUMÁRIO

2. OBJETIVO	25
2.1. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	25
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
3.1. USINAS HIDRELÉTRICAS	27
3.2. AÇO SAE 1045	30
3.3. CORROSÃO	31
3.3.1. <i>Corrosão Localizada</i>	32
3.3.2. <i>Corrosão por Fresta</i>	33
3.3.3. <i>Corrosão em Aço SAE 1045</i>	38
3.4. EROSÃO.....	43
3.4.1. <i>Slurry Erosion Wear</i>	45
3.4.2. <i>Ensaio de desgaste erosivo</i>	52
3.4.2.1 Ensaio de Disco de Borracha com Areia.....	53
3.4.2.2 Ensaio de Erosão de Partículas Sólidas	54
3.4.2.3 Ensaio de Erosão por Cavitação.....	54
3.4.3. <i>Sinergia entre Erosão-corrosão</i>	55
3.5. Processo Nitrocarburação por Saturação Eletrolítica de Plasma PEN/C 63	

10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. INTRODUÇÃO

No Brasil, a energia proveniente de hidrelétricas contribui com cerca de 56,8% para o total de energia elétrica gerada no país, o restante se divide em usinas termelétricas, nuclear, eólica e solar (EPE, 2022).

Equipamentos industriais, tais como turbinas hidráulicas ou a vapor, hélices de navios, bombas hidráulicas, camisas de cilindros de motores em fluidos com ou sem a presença de partículas abrasivas (GENTIL, 2003), rotores, agitadores, tubulações para condução de fluidos, turbocompressores e ventiladores são suscetíveis ao processo de erosão-corrosão (PANOSSIAN, 1993).

Turbinas hidráulicas são máquinas que transformam a energia disponível no fluxo de um curso d'água em energia mecânica na forma de movimento de rotação. No país, as turbinas são a principal fonte para geração de energia elétrica representando algo em torno de 92% de toda a energia gerada a partir de fontes hidrelétricas, considerando que ainda existem as fontes eólicas, termoelétricas e outras (MUSARDO, 2006).

Dados publicados indicam que o potencial hidroelétrico a ser explorado no Brasil está estimado em torno de 246.000 MW e que a demanda de energia tem crescido até 20% ao ano em algumas regiões (ELETROBRAS, 2018). Em virtude dessa estimativa de potencial a ser explorado, necessita-se o desenvolvimento de técnicas de controle do fenômeno de erosão em turbinas, que deve ser fortalecido no Brasil (MUSARDO, 2006).

A erosão se define como a perda progressiva de material de uma superfície sólida devido à interação entre a superfície e um fluido, ou um fluido multicomponente ou partículas líquidas ou sólidas impactantes. A maior

incidência desse tipo de desgaste acontece em função do deslizamento de partículas duras que são arrastadas pelos líquidos ou gases até a superfície do material alvo (Silva *et al*, 2009).

A erosão em *slurry* é um problema grave e uma grande preocupação para os equipamentos de manuseio em meio aquoso, pois leva a despesas consideráveis causadas por falhas, tempo de inatividade e custos de substituição de material. Esse tipo de degradação depende de vários parâmetros, como propriedades do meio, condições de serviço e propriedades do material. Portanto, muitas pesquisas de alta qualidade têm como objetivo obter uma compreensão fundamental desse modo de falha complexo e desenvolver novas metodologias de teste e materiais resistentes à erosão para minimizar as taxas de erosão (JAVAHERI; PORTER; KUOKKALA, 2018).

A erosão devido a lamas abrasivas (*slurry*) ocorre em muitas aplicações de engenharia, em muitos casos de materiais dúcteis. Normalmente, menos atenção é dada ao desgaste em condições normais de impacto e este fenômeno é pouco compreendido (DESALE, 2008).

O desgaste por erosão é conhecido como um problema nas operações em meio aquoso *slurry* em equipamentos de transporte de fluidos, como bombas centrífugas. É amplamente utilizado em inúmeras indústrias (Noon, 2016). O processo erosão-corrosão envolve dois mecanismos diferentes, e a sinergia entre eles, que leva à degradação dos materiais. Pode-se dizer que os dois mecanismos são a erosão mecânica e a corrosão química (WOOD, 2006; YAO *et al* 1995).

Muitos trabalhos têm estudado os fenômenos tribológicos e corrosivos em diferentes ligas de aço. Testes de erosão em *slurry* de aço inoxidável SUS-304 foram realizados usando areia de alumina e fluxos de água. Foi mostrado

que a taxa de erosão foi reduzida ao longo do tempo de teste e a taxa de erosão aumentou com o aumento da velocidade de impacto. Ocorreram dois regimes diferentes de erosão: deformação plástica e entupimento/corte (NGUYEN *et al* 2014). Javaheri *et al.* estudaram o refino de grão de um carbono médio usado como material para tubulações de transporte de polpa. Foi demonstrado que o tamanho de grão da austenita não teve efeito significativo na microestrutura final e no valor de dureza. No entanto, variações na martensita formada influenciaram o comportamento de endurecimento e, conseqüentemente, o mecanismo de desgaste das amostras durante os ensaios.

Em virtude dos desafios impostos pelo desgaste erosivo em meio aquoso, surge a necessidade de analisar o comportamento mecânico dos materiais empregados que estão sujeitos ao desgaste por erosão e corrosão em meio aquoso, possibilitando a separação dos fenômenos, a fim de entendermos separadamente.

Nesse contexto o PEN/C (*Plasma Electrolyte Nitrocarburizing*) [Nitrocarbonetação Eletrolítica a Plasma], surge como uma alternativa para a utilização deste equipamento, é uma técnica de processamento que tem uma maior capacidade de produzir revestimentos relativamente espessos. Além disso, o revestimento obtido possui resistência ao isolamento elétrico e alta microdureza, bem como boa ligação com o substrato que o torna um bom candidato para inúmeras aplicações (KUMRUOGLU, 2013).

Tendo em vista que o estudo será realizado para avaliar os mecanismos de desgaste por erosão-corrosão em componentes que estão expostos a meios aquosos contendo ou não partículas. Esse tipo de solicitação é típica em sistemas como por exemplo: pás de turbinas de hidroelétricas,

rotores, entre outros. Para a fabricação desses componentes, normalmente é empregado o aço inoxidável de baixo teor de carbono, no caso das pás de turbinas são utilizados os aços fundidos (CA15 e CA6NM). Nesse sentido, o presente estudo propõe como uma alternativa inovadora, para reduzir o custo, utilizando como alternativa o aço SAE 1045 tratado por PEN/C.

Paralelamente desenvolveu-se um dispositivo que possibilitou aplicar uma metodologia inovadora para a avaliação simultânea e de forma isolada, a participação dos fenômenos de degradação no processo erosivo-corrosivo. O dispositivo que permite essa avaliação, foi desenvolvido e acoplado no Equipamento de Erosão em Meio Aquoso (EEMA), já existente no LAPEC, que simula o desgaste erosivo apenas no potencial livre (OCP) (LUDWIG, 2020). Assim, foi incrementada a capacidade de realizar análises eletroquímicas também fora do OCP, simultaneamente à realização de ensaios de erosão em meio aquoso, sendo denominado *Electrochemical Slurry Erosion Wear Test* (ESEWT).

O objetivo deste trabalho é de avaliar o comportamento em tribocorrosão (erosão-corrosão) do aço SAE 1045 revestido com PEN/C. Pretende-se avaliar os mecanismos de desgaste por erosão em meio aquoso e o efeito da corrosão nesse processo, bem como a sinergia entre o processo de corrosão e desgaste, por meio do *Electrochemical Slurry Erosion Wear Test*, empregando-se partículas abrasivas de sílica suspensas em solução aquosa.

Os revestimentos PEN/C foram caracterizados quanto às fases formadas por XRD, e a espessura da camada e o perfil de dureza foram medidos. A morfologia e a rugosidade da superfície foram analisadas. Os testes ESEWT foram realizados em diferentes tempos e sob diferentes condições eletroquímicas, sob proteção catódica e em potencial de circuito

aberto (OCP). Curvas de polarização também foram obtidas para avaliar a resistência à corrosão da liga de aço e do revestimento simultaneamente, durante a realização do desgaste erosivo, conforme a Norma ASTM G119-09.

2. OBJETIVO

O objetivo do presente trabalho é analisar a resistência ao desgaste por erosão, corrosão, erosão-corrosão e a sinergia dos mesmos em revestimentos obtidos pela técnica de NITROCARBONETAÇÃO ELETROLÍTICA À PLASMA (PEN/C) sobre o AÇO SAE 1045 em meio aquoso (suspensão contendo partículas de sílica (dióxido de silício)).

2.1. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Construir um dispositivo para avaliação de desgaste erosivo em ambiente aquoso (*slurry*), que possibilite a aplicação de potencial eletroquímico, simultaneamente ao ensaio de desgaste (tribocorrosão), e posteriormente, realizar a validação do equipamento *Eletrochemical Slurry Erosion Wear Test* (ESEWT).

Obter um revestimento através da técnica de nitrocarbonetação à plasma em meio aquoso e pressão atmosférica (PEN/C) para aplicação em aço de médio carbono (SAE 1045). Esse revestimento visa aumentar a resistência ao desgaste erosivo e à corrosão, além de ser uma alternativa mais econômica para substituir o aço inoxidável atualmente utilizado na fabricação de componentes expostos a ambientes aquosos contendo particulados (*slurry*).

Analisar a resistência ao desgaste erosivo, resistência à corrosão e a sinergia entre esses fenômenos através de ensaios de tribocorrosão, utilizando o equipamento ESEWT para as amostras de aço SAE 1045 sem revestimento e com revestimento PEN/C.

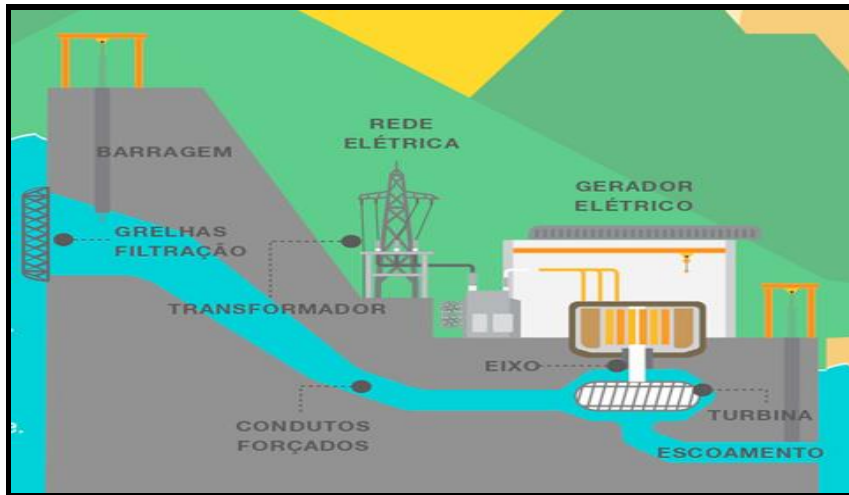
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. USINAS HIDRELÉTRICAS

No Brasil a geração de energia elétrica é proveniente de usinas termelétricas, nuclear, eólica, solar e hidrelétricas. De toda a matriz de geração energética, as hidrelétricas representam aproximadamente 56% de energia elétrica produzida do país (EPE, 2022). O nosso país possui 1.456 usinas hidrelétricas instaladas e considerando o período de fevereiro/2021 a janeiro/2022, produziram aproximadamente 613.749GWh de energia elétrica (EPE, 2022).

A energia hidráulica, também conhecida como energia hidrelétrica, é aquela gerada ao transformar a energia potencial existente entre dois corpos de água localizados em diferentes altitudes ou elevações em energia mecânica e posteriormente elétrica. Para aproveitar esta diferença de altura, são construídas infraestruturas hidráulicas capazes de extrair o máximo potencial deste recurso natural. O resultado disso é uma energia renovável e limpa, já que evita o uso de combustíveis fósseis e reduz as emissões de dióxido de carbono, limitando a poluição e o efeito estufa (UNESP, 2022). A Figura 1 apresenta o esquemático de uma usina hidrelétrica.

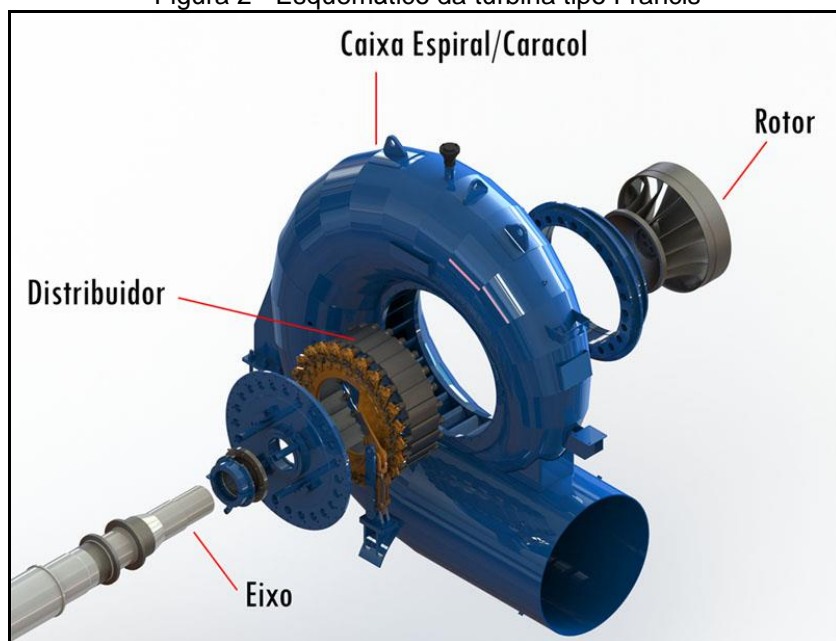
Figura 1 - Esquemático de uma usina hidrelétrica



Fonte: UNESP(2022)

Na turbina, a água sob pressão entra por um duto circular de secção decrescente, onde é desviada por um conjunto de pás estáticas para um rotor central. A água atravessa a parede lateral do rotor, empurrando outro conjunto de pás fixas, e sai pela base do rotor com pressão e velocidade muito reduzidas. A potência mecânica extraída da água é transmitida pelo rotor a um eixo fixado na base oposta, deslocando o gerador para produzir energia elétrica (LIMA 2018). A Figura 2 apresenta uma turbina do tipo Francis.

Figura 2 - Esquemático da turbina tipo Francis



Fonte: Hidroenergia(2023)

Os aços inoxidáveis são uma classe de materiais relativamente recente, surgida no início do século XX. Eles foram desenvolvidos simultaneamente em vários países e são ligas de ferro que contêm cromo e níquel como elementos de liga principais, além de outros elementos complementares. O cromo desempenha um papel crucial na resistência à corrosão desses aços (TOALDO, 2019).

Um dos aços utilizados para a confecção das pás de turbina é o CA6NM, a primeira letra refere-se a sua resistência em meios corrosivos (C). A segunda letra indica o valor nominal do teor de níquel. Com o correspondente aumento do teor de Ni, a designação se altera de A a Z. Os números que seguem as duas primeiras letras indicam a percentagem máxima de carbono (Número = %Cx100). Por último, as letras subsequentes, correspondem a primeira letra dos elementos de liga presentes no material, além do cromo. Nesse caso níquel (N) e Molibdênio (M)(GRACIOSO,2003). A composição química dos aços que são, geralmente, utilizados na fabricação das pás de turbina é apresentada na Tabela 1 e as propriedades mecânicas são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 1 - Composição química nominal dos aços CA6NM

Elemento Químico	C (máx)	Mn (máx)	Si (máx)	Cr	Ni	Mo	P (máx)	S (máx)
PERCENTUAL (%)	0,06	1,00	1,00	11,50 14,00	3,50 4,50	0,40 1,00	0,04	0,03

Fonte: Norma ASTM A743-743M(2006)

Tabela 2 - Propriedades mecânicas dos aços CA6NM

LIMITE DE ESCOAMENTO	RESISTÊNCIA A TRAÇÃO	DUREZA
MPa (Mega Pascal)	MPa (Mega Pascal)	HB (BRINEL)
550 mínimo	760 - 930	250 - 290

Fonte: Norma ASTM A743-743M(2006)

3.2. AÇO SAE 1045

Segundo Colpaert (2008), define-se aço como uma liga ferro-carbono com até cerca de 2% de carbono. Este limite está associado à máxima solubilidade do carbono no ferro com estrutura Cúbica de Face Centrada (CFC). A adição de outros elementos de liga altera este limite de forma que a definição, que é baseada neste limite de composição química, deveria ser limitada somente aos chamados “aços carbono”.

A Society of Automotive Engineers (SAE) ou, em português Associação de Engenharia Automotiva, dentre outras classificações, é responsável pela classificação normativa mundial para aços baseada na composição química pela SAE J403 de agosto de 1995 (BUERGER, *et al.*, 2009).

O aço SAE 1045 é um aço carbono com um teor de carbono que apresenta uma tolerância que varia entre 0,43% e 0,50% de carbono (BUERGER, *et al.*, 2009). O aço SAE 1045 é um aço carbono com médio teor de carbono em sua composição química, de baixo custo, o que o faz um aço comum de propriedades mecânicas medianas e uma baixa temperabilidade,

sendo utilizado em componentes estruturais e de máquinas, eixos, engrenagens comuns, virabrequins e peças forjadas (LUZ, 2017).

Amplamente utilizado na engenharia industrial e civil, o aço SAE 1045 possui boa resistência estrutural e soldabilidade para seu baixo custo e fácil obtenção metalúrgica (MATTOZO, 2021).

3.3. CORROSÃO

A corrosão consiste na deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio, associada ou não a esforços mecânicos, ocasionada pela interação físico-química entre o material e seu meio operacional concebendo alterações prejudiciais e indesejáveis (RAMALHO, 2018).

Usualmente, esse fenômeno é associado à degradação de metais por agentes corrosivos, porém, outros materiais não metálicos como concreto e plásticos podem sofrer corrosão (SCHOFIELD, 1991).

No processo da corrosão, existem dois tipos básicos, a química (seca) ocorre quando há o contato direto entre o material e o agente corrosivo sem a presença de eletrólito, e a eletroquímica (úmida ou galvânica), ocorre na presença de eletrólito na forma de uma solução aquosa e desencadeia a formação de corrente elétrica, sendo o meio mais comum de corrosão (PANOSSIAN, 1993).

O processo de corrosão eletroquímica ocorre frequentemente na natureza, envolvendo um meio e a transferência de elétrons. Este processo ocorre espontaneamente devido a diferença de potencial químico entre o metal e o meio, envolvendo a reação desses materiais com substâncias não-

metálicas como oxigênio, dióxido de carbono, sulfeto de hidrogênio, (PANOSSIAN, 1993),entre outros.

3.3.1. *Corrosão Localizada*

Muitas ligas de engenharia, tais como aços inoxidáveis e alumínio, se opõe à corrosão principalmente devido aos seus filmes passivos, que são finas (de escala nanométrica) camadas de óxidos, que se formam naturalmente na superfície do metal exposta ao oxigênio do ar, e diminuem consideravelmente a taxa de corrosão das ligas (LIPPOLD, KOTECKI, 2005; FRANKEL, 2003).

Tais filmes passivos, porém, são frequentemente suscetíveis a um colapso localizado, resultando em dissolução acelerada do metal adjacente. Se o ataque começa em uma superfície aberta, é denominado de corrosão por pitting, e se iniciar em um local ocluído, é denominada corrosão por fresta (LIPPOLD, KOTECKI, 2005; FRANKEL, 2003).

A corrosão localizada pode levar à falha acelerada de componentes estruturais pela perfuração e por agir como local preferencial para início de trincas (LIPPOLD, KOTECKI, 2005; FRANKEL, 2003).

A corrosão por pite, ocorre de forma localizada e geralmente em materiais que formam a camada passiva. Assim, normalmente se verifica o pite através da ruptura desse filme passivo, principalmente quando há a presença de íons de cloretos (FERREIRA *et al.*, 2008).

A formação de pites ocorre por nucleação, após a ruptura do filme passivo promovida geralmente pela presença de íons cloreto, e crescimento do pite pela dissolução do metal base pela solução contida no interior da cavidade. Após a sua nucleação, o crescimento do pite se dá por um processo auto catalítico, em que os produtos de corrosão no interior do pite produzem

condições para que ele continue crescendo. Dessa forma, nota-se que o potencial de pite pode ser influenciado pela concentração do íon agressivo, porém, há outros fatores que também provocam alteração nesse potencial, como a composição, o pH, e a temperatura do meio, além da composição e da microestrutura da liga e de tratamentos superficiais ou térmicos no metal (FONTANA,1987).

3.3.2. *Corrosão por Fresta*

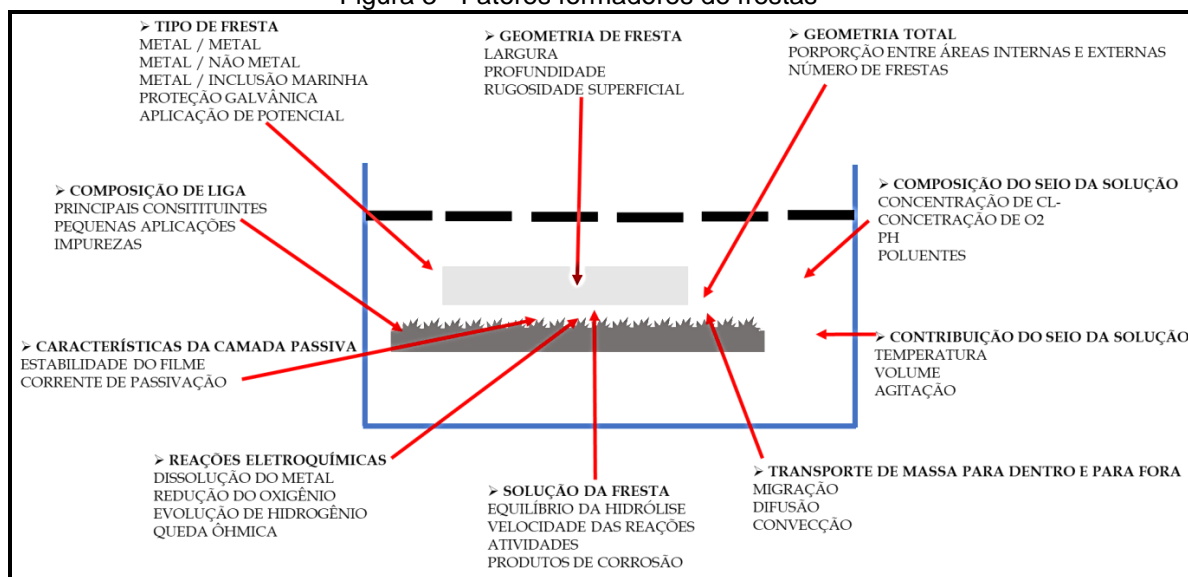
É um tipo de corrosão localizada intensa que acontece quando há estagnação do eletrólito no interior de regiões oclusas chamadas de frestas. Existem numerosos casos práticos de geometrias que levam à corrosão em fresta: gaxetas, arruelas, cabeças de parafuso, tubos flangeados, juntas sobrepostas, e em outras heterogeneidades de superfície(PANOSSIAN, 1993).

Segundo Shreir, Jarman e Burstein (1994) para que aconteça a corrosão por fresta, se requer fundamentalmente de uma região oclusa ou fresta que seja o suficientemente grande para permitir o ingresso do meio corrosivo, e suficientemente pequena ou estreita para impedir o transporte de matéria para fora e manter o meio estagnado dentro da fresta. Segundo os autores, as aberturas típicas de frestas são da ordem 0,025 mm até 0,1mm, porém no ASM International (2003) reportam aberturas menores, em torno (0,1-100) μm . O meio corrosivo pode ser soluções neutras ou ácidas pouco agressivas como águas naturais, até muito agressivas e promovedoras da falha da camada passiva como soluções contendo halogêneos, principalmente cloretos (Cl^-).

Existem vários mecanismos ou teorias propostas que tentam explicar a corrosão em frestas. O mecanismo atuante vai depender da composição da

liga, reação de redução predominante, o potencial aplicado, temperatura e condições do meio ambiente, geometria da fresta, entre outros fatores resumidos na Figura 3). De fato, a corrosão em frestas é um fenômeno complexo que depende de muitas condições, pelo que é considerado um processo sinérgico de muitos fatores (Figura 3) (CALABOKIS, 2020).

Figura 3 - Fatores formadores de frestas



Fonte: Adaptado de CALABOKIS (2020)

Na literatura encontram-se quatro mecanismos bastante citados, porém, não existe um consenso sobre qual é o mecanismo principal atuante neste tipo de corrosão (KENNELL; EVITTS; HEPNER, 2008).

- 1- Mecanismo de desaeração-acidificação: Este mecanismo também é conhecido como Teoria da Solução Crítica de Fresta (em inglês: *Critical Crevice Solution Theory* (CCST)) desenvolvido principalmente pelos autores Oldfield e Sutton (1978) nos estudos de modelamento matemático. Este modelo de mecanismo é aplicado em condições de soluções aeradas neutras contendo cloretos, sendo essa a solução que se utiliza nos ensaios

Eletroquímica Slurry Erosion Wear Test empregados nesse trabalho, sendo dividido em 4 estágios que apresentam muitas similaridades com o mecanismo de corrosão por pites descrito previamente. Este mecanismo é resumido na Tabela 3.

Tabela 3 - Mecanismo de desaeração-acidificação de corrosão em frestas

Fase	Estágio	Descrição	Fatores influenciadores
Incubação	Esgotamento de oxigênio dentro da fresta.	Acontecem as reações catódicas e anódicas dentro da fresta, onde o oxigênio vai sendo consumido pela reação catódica e apresenta dificuldade de ser repostado devido a estagnação	<ul style="list-style-type: none"> • Densidade de corrente de passivação. • Concentração de oxigênio inicial dentro da fresta. • Geometria da fresta.

	Incremento da acidez e conteúdo de cloreto na solução dentro da fresta.	Com a redução do oxigênio dentro da fresta a reação catódica é inibida passando a prevalecer as reações anódicas de dissolução de metal. Com o tempo ocorre saturação de cátions metálicos forçando a difusão de ânions de cloro para o interior da fresta para manter a neutralidade elétrica. Nestas condições de saturação de cátions metálicos e alta concentração de ânions de cloro, ocorre hidrólise e o pH diminui	<ul style="list-style-type: none"> • Composição da liga. • Composição da solução. • Geometria da fresta
Iniciação	Quebra permanente da camada passiva e início da corrosão acelerada.	A solução estagnada atinge condições críticas de pH e concentração de íons que a torna totalmente agressiva, inibindo a repassivação e promovendo corrosão acelerada.	<ul style="list-style-type: none"> • Composição crítica da solução dentro da fresta.
Propagação	Propagação da corrosão em frestas.	Acontece uma sequência de estágios que inicia com a queda ôhmica ao longo da fresta devido ao aumento rápido da corrente de corrosão, continua com o crescimento rápido da área corroída devido as reações de dissolução do metal. Finalmente, a reação vai se limitando pelo acúmulo de produtos de corrosão e, às vezes, pela formação de bolhas de hidrogênio.	<ul style="list-style-type: none"> • Controle catódico. • Controle anódico. • Queda ôhmica.

Fonte: Adaptado de BOULTON (1993)

2- Mecanismo de despassivação por queda ôhmica: Mecanismo foi proposto por Pickering (1989) para explicar os casos em que a corrosão por frestas iniciava sem passar pelo estágio de incubação, sempre que a diferença de potencial entre o local da entrada e do interior da fresta fosse o suficiente para causar a diminuição do potencial até a região ativa anódica da curva de polarização. Esta diferença de potencial surge porque as regiões de fora da fresta encontram-se em algum potencial de passivação

enquanto no interior da fresta o potencial se tornou menos oxidante, sendo assim, menos nobre, atingindo valores menores que o potencial de passivação ou potencial de Flade, desta maneira o potencial dentro da fresta é deslocado para a região ativa e assim acelera o processo de corrosão (PICKERING, 1989).

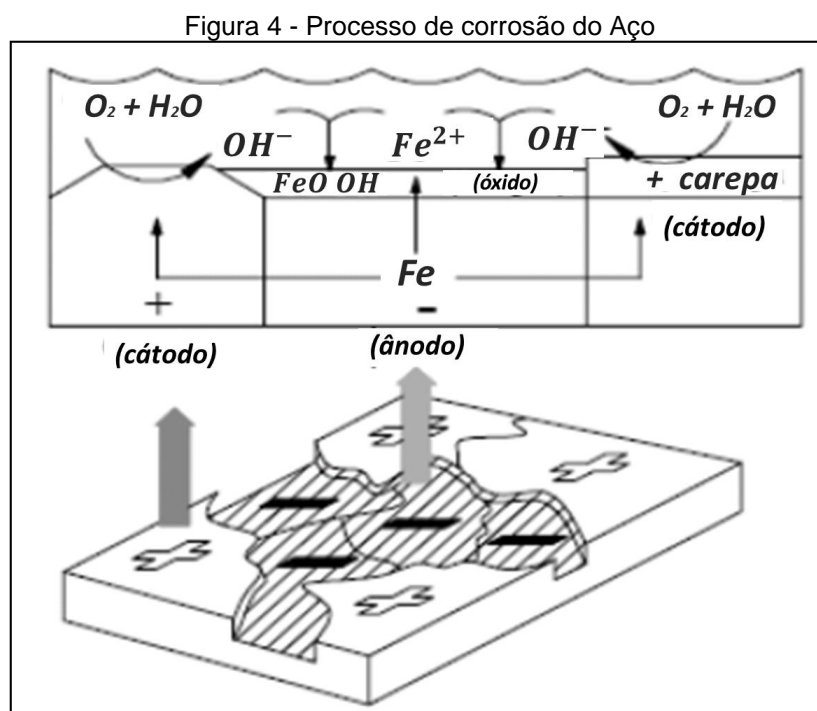
3- Mecanismo de Pites metaestáveis: Mecanismo é baseado no fato de que os aços inoxidáveis proporcionam a formação de pites em potenciais menores que o potencial de repassivação, e conseqüentemente se nucleiam e são repassivados antes de iniciar a fase de propagação. São conhecidos como pites metaestáveis, em virtude de serem pites pequenos que aumentam embaixo de uma película protetora porosa resultante da camada passiva (ASM INTERNATIONAL, 2003). A corrosão inicia pela formação de pites metaestáveis dentro da fresta, cuja propagação e crescimento acontece porque a superfície oposta da cavidade da fresta funciona como uma capa protetora adicional que impede a repassivação dos pites (STOCKERT; BÖHNI, 1989).

4- Mecanismo de dissolução de inclusões: Mecanismo é evidenciado pelo surgimento de pites ao redor das inclusões características das ligas metálicas (principalmente sulfetos) durante os primeiros estágios de corrosão em frestas. Estes pites isolados podem se unir posteriormente e formar uma ação mais generalizada dentro da fresta. Este mecanismo propõe uma ação concomitante de

dois tipos de corrosão localizada onde uma potencializa a outra (PANOSSIAN; VARGAS PECEQUILO, 2013).

3.3.3. Corrosão em Aço SAE 1045

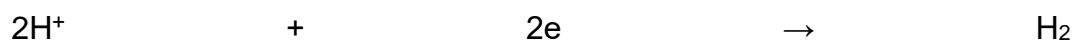
A não homogeneidade da superfície do material, em diferentes regiões, conforme apresenta a Figura 4, levam ao surgimento de micro células eletroquímicas (NALCO, 1979).



Fonte: Adaptado de Nalco (1979)

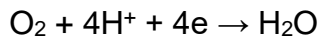
A principal reação catódica do aço carbono depende do meio exposto, conforme explicado a seguir de uma maneira simplificada:

Em meios ácidos forte ou ácidos fraco, neutro e alcalino desaerados:



(1)

Em meios fracamente ácidos aerados:



(2)

Em meios neutros e alcalinos aerados:



(3)

A reação anódica por sua vez é a seguinte:



(4)

As substâncias formadas pelas reações 1, 2, 3 e 4 podem permanecer dissolvidas no fluido ou formar produtos com diferentes solubilidades. Portanto, duas situações diferentes podem ocorrer durante o processo de corrosão do ferro: corrosão sem a interposição de precipitados na interface metal / meio e corrosão com a interposição de uma barreira na interface metal / meio. No primeiro caso, os produtos de corrosão do ferro são completamente dissolvidos no meio. No segundo caso, a taxa de corrosão dependerá da efetividade de proteção da camada de barreira na interface metal / meio, e a composição e estrutura do metal exibe pouca influência na velocidade de corrosão (PANOSSIAN, 1993).

Em relação ao efeito do teor de carbono nos processos corrosivos, a literatura apresenta estudos com resultados conflitantes (LÓPEZ *et al.*, 2007). Al-hassan *et al.*(1998) afirmam que para aços carbono comuns de baixa liga a taxa de corrosão aumenta junto com o teor de carbono. Os autores explicam que o teor de carbono do aço está presente principalmente como cementita e essa fase é eletronicamente condutora, podendo atuar como cátodo, acelerando a corrosão dos aços. Melchers (2003) analisou dados relatados em

diversos estudos da literatura relacionados com a cinética da corrosão e o teor de carbono de aços carbono em salmouras. O autor descreveu diferentes fases do avanço da corrosão. Inicialmente, o processo corrosivo é controlado principalmente pela difusão e concentração de oxigênio. Durante este tempo, a camada de óxido se acumula na superfície corrosiva, mas ainda não controla a taxa de corrosão. Após um longo período, o aumento da espessura da camada formada pelos produtos de corrosão dificulta a difusão do oxigênio na superfície corrosiva, sendo as condições anaeróbicas responsáveis por controlar o processo. Concluiu-se que na fase inicial, o teor de carbono dos materiais não causa influências significativas. No entanto, em longos prazos a taxa de corrosão aumentou com o aumento do teor de carbono, principalmente em altas temperaturas.

A taxa de corrosão nos aços é influenciada, entre outros fatores, pela composição química e microestrutura do material. A microestrutura pode influenciar o modo como os produtos da corrosão vão aderir e estabilizar no metal, modificando a resistência à corrosão. A microestrutura pode ser alterada por tratamento térmicos empregados na fabricação dos aços, sendo assim, é possível obter a mesma microestrutura a partir de diferentes composições e vice-versa. Isso pode ser verificado em tubulações com variadas taxas de corrosão mesmo com a composição e condições de testes semelhantes, quando obtidas de fornecedores diferentes (LÓPEZ *et al.*, 2007).

Mesmo sendo um material muito conhecido, recentemente, muitos trabalhos, visando o aumento da resistência à corrosão do aço SAE 1045 foram publicados. (CÁRDENAS ARIAS *et al.*, 2020) estudaram a variação do módulo de elasticidade do aço AISI SAE 1045 submetido à corrosão. Foi

encontrada variação no comportamento elástico do aço e curvas que diferem do comportamento teórico esperado.

Estudou-se a eficiência inibitória do extrato de Goji Berry (GB), utilizado na indústria alimentícia, na corrosão do aço carbono SAE 1045. O extrato foi preparado por extração hidroetanólica e diluído com eletrólito NaCl 0,5 mol L⁻¹, para testes eletroquímicos. A espectroscopia de impedância eletroquímica e os ensaios de polarização potenciodinâmica anódica mostraram que o metal é mais resistente à corrosão na presença do GB, pois maiores valores de impedância e menores valores de densidade de corrente foram obtidos na presença do GB; os dados da microscopia eletrônica de varredura corroboraram os resultados dos ensaios eletroquímicos (OLISZESKI *et al.*, 2021).

No estudo de SANABRIA *et al.*, (2019) avaliaram e caracterizaram os danos produzidos pela corrosão eletroquímica em superfícies de aço AISI/SAE 1045 de médio carbono, modificadas com titânio e íons titânio+nitrogênio por meio da técnica de implantação iônica tridimensional. A partir dos resultados, constatou-se uma melhora considerável no desempenho da liga ferrosa com superfície modificada em comparação com corpos de prova nus. A degradação ocorrida após a exposição ao ambiente salino foi reduzida em termos de perda de massa ou taxas de corrosão. Da mesma forma, a inspeção do estado e composição da microestrutura de aço AISI/SAE 1045 médio carbono, após a modificação da superfície e ataque químico, apoiou os achados na análise eletroquímica e validou o efeito favorável da implantação iônica como método de proteção contra a corrosão eletroquímica, reduzindo os danos do eletrólito e a formação de produtos de corrosão.

A aplicação de revestimentos no aço SAE 1045, visando o aumento da resistência à corrosão também são estudados e demonstraram o potencial desses revestimentos. Revestimentos protetores multicamadas de $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$ foram preparados pelo método sol-gel em um substrato de aço SAE 1045 (KHOSRAVI H *et al.*, 2020). As influências do número de camadas, temperatura de recozimento e atmosfera de recozimento na resistência à corrosão foram investigadas. A caracterização eletroquímica mostrou correlações entre os parâmetros de processamento e a resistência à corrosão. Esta pesquisa revelou a possibilidade de preparar uma camada densa resistente à corrosão no aço SAE 1045 com defeitos superficiais mínimos, otimizando os parâmetros de processamento.

No estudo de DETLINGER *et al.*, (2018) foi avaliada a eficácia de revestimentos de nióbio na proteção anticorrosiva do aço carbono. Os resultados eletroquímicos mostraram que o nióbio foi eficaz na proteção anticorrosiva do substrato de aço carbono, sendo capaz de formar uma camada com características protetoras ao substrato.

A corrosão das interfaces do aço SAE 1045/WC-Co/Ni-Cu-Ni/aço SAE 1045 foi investigada em solução de NaCl 0,6 M usando uma microcélula eletroquímica, que permite a caracterização eletroquímica local em escala micrométrica (ANDREATTA *et al.*, 2009). Duas peças de aço, uma com revestimento de WC-Co recoberta com camadas de Ni (12 μm) e Cu (5 μm) e outra peça com camada de Ni (15 μm), foram soldadas por ligação por difusão. Um revestimento de WC-Co foi aplicado ao aço pelo processo de aspersão térmica por oxigênio-combustível de alta velocidade, em camadas de Ni-Cu e Ni por eletrodeposição. As curvas de polarização potenciodinâmica obtidas

com a microcélula revelaram que o metal base foi mais suscetível à corrosão do que o cermet, que é um compósito entre um material cerâmico e um metálico, formado por uma matriz metálica com partículas cerâmicas dispersas, e apresenta uma boa resistência mecânica ao desgaste e abrasão. Além disso, as juntas soldadas aço cermet/cermet e aço/Ni-Cu-Ni/cermet exibiram diferentes tendências de ruptura. O aço foi fortemente corroído nas regiões adjacentes às interfaces, enquanto o cermet foi menos corroído. Óxidos/hidróxidos de ferro e sais de cloreto foram os principais produtos de corrosão do aço. Após a remoção da camada superficial de produtos de corrosão, foram observados principalmente óxidos de ferro. Os íons cloreto foram detectados principalmente em uma camada enriquecida com cobre colocada entre duas camadas enriquecidas com Ni (ANDREATTA *et al.*, 2009).

3.4. EROSÃO

A erosão é um processo de desgaste que é definido como a perda progressiva, fratura ou deslocamento de material sob o impacto repetido de partículas sólidas em uma superfície sólida particular. A maior incidência desse tipo de desgaste acontece em função do deslizamento de partículas duras que são arrastadas nos líquidos ou gases até a superfície do material alvo (FINNIE, 1995).

Em geral, o desgaste erosivo é causado em corpos sólidos pelo deslizamento ou ação impactante de sólidos, líquidos, gases ou uma combinação desses. O ângulo de incidência das partículas influencia substancialmente o desgaste, e pode alterar o mecanismo de desgaste (FINNIE, 1995). A erosão superficial ocorre pelo fluxo ação de uma corrente líquida que transporta partículas sólidas, por exemplo, em dutos para o

transporte de lamas. Os sistemas tribológicos que sofrem desgaste erosivo na prática podem ser caracterizados como sistemas abertos, ou seja, o contracorpo é continuamente substituído. Uma segunda característica é que, geralmente, o desgaste no contracorpo não é relevante (HEINZ; GAHR, 1987). Nos materiais dúcteis, o desgaste acontece pela deformação plástica, enquanto materiais frágeis inicialmente sofrem microtrincas que se propagam rapidamente devido às altas tensões superficiais (HEINZ; GAHR, 1987).

O desgaste erosivo pode ser classificado de diferentes maneiras: A erosão superficial ocorre pelo fluxo de uma corrente líquida que transporta partículas sólidas, como por exemplo: em dutos para o transporte de lamas. A formação de bolhas em líquidos, em ambientes de baixas pressões, são capazes de causar danos superficiais devido à erosão por cavitação. Erosão-corrosão descreve danos pela ação simultânea de processos erosivos e corrosivos, como nos casos de transporte de produtos quimicamente agressivos. A erosão térmica inclui processos eletroquímicos que causam perda de material por fusão e/ou evaporação devido à ação de forças mecânicas, térmicas, elétricas ou magnéticas. Pode ocorrer em contatos elétricos por descarga de faísca (HEINZ; GAHR, 1987).

Guo, *et. Al.* (2005) analisou a interação de fatores mecânicos e eletroquímicos no processo erosão-corrosão do aço carbono em uma solução de Na_2SO_4 / pasta de areia de sílica com um sistema de eletrodo de cilindro rotativo. O sinergismo devido à interação entre erosão e corrosão foi dividido em erosão com aumento da corrosão e corrosão com aumento da erosão. Os resultados experimentais eletroquímicos indicaram que o aço carbono apresentou comportamento ativo de dissolução, e o processo de corrosão não

foi controlado pela transferência de massa quando a velocidade de rotação é alta o suficiente. Os resultados mostraram que o impacto da partícula não afetou significativamente o comportamento à corrosão no sistema atual. A erosão foi intensificada pela corrosão é uma relação linear com a densidade de corrente anódica, indicando que a degradação das propriedades mecânicas induzida pela dissolução anódica é um importante mecanismo sinérgico na erosão-corrosão.

3.4.1. *Slurry Erosion Wear*

Slurry erosion wear é um problema grave e uma grande preocupação para os equipamentos de manuseio de lama, pois leva a despesas consideráveis causadas por falhas, tempo de inatividade e custos de substituição de material. A erosão causada pela lama depende de vários parâmetros, como propriedades da lama, condições de serviço e propriedades do material (JAVAHERI; PORTER; KUOKKALA, 2018). Erosão, abrasão e corrosão são os principais tipos de mecanismos de dano que ocorrem em equipamentos de lama e componentes hidráulicos, sendo o principal deles a erosão (LLEWELLYN; YICK; DOLMAN, 2004).

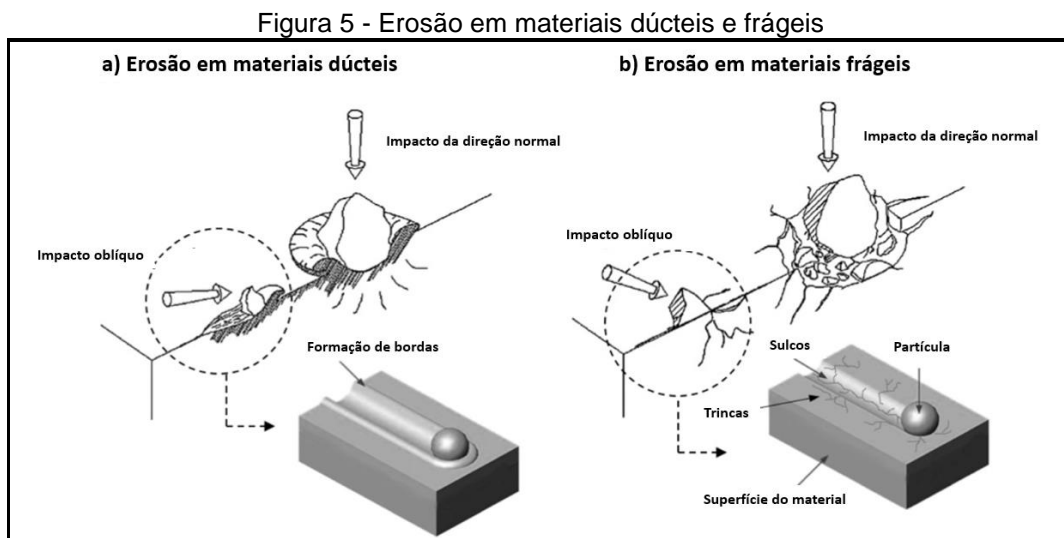
Slurry é geralmente definido como uma mistura heterogênea de um fluido, ou seja, um gás ou um líquido, e um ou mais tipos de partículas sólidas variando em tamanho de alguns microns a alguns milímetros (OJALA *et al.*, 2016), podendo ser altamente viscoso em caso de alta concentração de partículas (JAVAHERI; PORTER; KUOKKALA, 2018). As características mais importantes do *slurry* são definidas por sua reologia, que é afetada por vários fatores, como a forma, tamanho, densidade e fração de massa das partículas

sólidas suspensas e a viscosidade e densidade do fluido transportador (DESIGN OF SLURRY TRANSPORT SYSTEMS, 1991).

Slurry erosion wear geralmente ocorre sob condições de fluxo turbulento, quando o fluido em movimento atinge uma superfície, marca-a e remove o material. Deve-se observar que, como a erosão e a abrasão são processos mecânicos de desgaste que apresentam muitas semelhanças às vezes são confundidos entre si (JAVAHERI; PORTER; KUOKKALA, 2018; TRUSCOTT, 1972). O que diferencia os dois mecanismos é que a erosão envolve uma transferência de energia cinética da partícula incidente para a superfície alvo, enquanto a abrasão é a perda de material devido à passagem de partículas duras sobre a superfície sem impacto (JAVAHERI; PORTER; KUOKKALA, 2018).

Cabe destacar que a erosão por *slurry erosion wear* é um fenômeno complexo, que ainda não é totalmente compreendido. O fenômeno é complicado pela interação de muitos parâmetros, como características das partículas erosivas, propriedades do material erodido, condições operacionais e os diferentes mecanismos de erosão (JAVAHERI; PORTER; KUOKKALA, 2018). Geralmente assume-se que a erosão, independentemente da ductilidade ou fragilidade do material, ocorre devido a dois mecanismos principais, referidos como “corte” e “deformação” (FINNIE, 1960). O mecanismo de corte está associado a partículas que impactam a superfície em erosão em um ângulo oblíquo com energia suficiente para arrancar um fragmento solto, enquanto o mecanismo de deformação está associado a partículas que impactam perpendicularmente à superfície em erosão, com energia cinética suficiente para causar deformação plástica ou fissura na superfície (CLARK;

WONG, 1995). A diferença de comportamento entre materiais frágeis e dúcteis é ilustrado na Figura 5.



Fonte: Adaptado de Javaheri *et al.* (2018)

O processo de corte foi atribuído a partículas atingindo o sólido da superfície em um ângulo agudo (oblíquo) e arranhando a superfície do material que sofreu o impacto. TILLY (1973) detectou a formação de lábios *nas* bordas das crateras geradas pelo impacto e sua remoção por outras partículas impactando nas proximidades. A remoção desses lábios pode ocorrer facilmente em múltiplas situações de impacto por partículas subsequentes (HEINZ; GAHR, 1987). Nos materiais frágeis, além da formação de sulcos, também podem surgir trincas, conforme ilustrado na Figura 5.

Partículas angulares podem remover o material por *microcutting* no desgaste abrasivo, quando atingem a superfície do alvo em pequenos ângulos, principalmente em ângulos próximos de 40° (HEINZ; GAHR, 1987).

Nos últimos anos, muitos trabalhos estudaram os mecanismos de desgaste por *slurry erosion wear*. Alguns desses trabalhos são apresentados abaixo:

YANG *et al.*, (2022) analisaram a resistência ao *slurry erosion wear* dos revestimentos Stellite 6, preparados pela técnica de laser cladding de alta velocidade com o método de alimentação de pó de feixe interno. Os resultados indicam que não há defeitos visíveis em todos os revestimentos Stellite 6; a espessura do revestimento diminui gradualmente com velocidade, quando se eleva a potência do laser, a espessura da camada oscila de 429,35 μm a 842,19 μm . A resistência ao desgaste por erosão do revestimento Stellite 6 é aproximadamente 2 a 5 vezes maior que a do substrato de aço 1045 e depende principalmente da dureza do revestimento. *Microcutting* e impacto de partículas abrasivas são os mecanismos de dano predominantes, enquanto o ataque por corrosão da solução de NaCl, não foi significativo.

Em outro estudo, a viabilidade de simulações computacionais de desgaste por *slurry erosion wear*, utilizando redes neurais artificiais, foi realizada (KUMAR *et al.*, 2022, p. 420). O desempenho do desgaste por erosão foi analisado usando um equipamento de *slurry erosion wear test*, utilizando partículas de cinzas como erodente, em concentrações entre 20% e 50%. Os resultados de desgaste por erosão obtidos em experimentos mostraram uma boa concordância com os resultados da rede neural.

No estudo de VENTER *et al.*, (2020) analisou-se a resistência ao desgaste erosivo em *slurry* de revestimentos de metal duro WC-12%Co e WC-10%VC-12%Co formados por HVOF sobre aços de baixa dureza. Os ensaios de desgaste erosivo revelaram uma performance levemente superior do revestimento 10wt%VC-12wt%Co. Conclui-se que o melhor desempenho de desgaste dos revestimentos WC-10wt%VC-12wt%Co com ângulo de impacto,

correlaciona-se com maiores tensões compressivas induzidas no plano na fase WC.

Analisaram-se revestimentos *clads* à base de níquel (Ni: bal; Cr: 0,17%; C: 0,2%; Si: 2,8%) sobre substrato de aço austenítico SS-304 (HEBBALE *et al.*, 2020). Os *clads* foram caracterizados por meio de microscópio eletrônico de varredura equipado com espectroscopia de raios-X de energia dispersiva. Os *clads* desenvolvidos exibiram resistência considerável à *slurry erosion wear*. Detectaram-se *microcuttings*, *groves* e crateras nas superfícies das amostras.

Na pesquisa de RAADNUI (2021), analisou-se as variáveis de desgaste erosivo em meio aquoso, em uma hélice fabricada em aço inoxidável AISI 430. Os resultados mostraram que todas as variações de tipos de erosão, concentração de partículas, velocidade de rotação, duração do teste têm efeitos na perda de peso. As características morfológicas das partículas e a análise da superfície desgastada erodida mostraram que o mecanismo de desgaste dominante no caso de desgaste erosivo pela pasta de SiO₂ foi principalmente pela propagação de trincas devido à fadiga da superfície. Por outro lado, o mecanismo de desgaste no caso da pasta de SiC, pela observação da morfologia da partícula e da superfície desgastada, demonstrou que foi devido à fadiga extrema.

Aços inoxidáveis martensíticos AISI 440B reforçados com partículas de até 15vol% NbC foram fundidos com sucesso usando um forno de indução a vácuo e testados em desgaste abrasivo e desgaste por *slurry erosion wear* (KAN *et al.*, 2019). Os resultados mostram que os compósitos de aço inoxidável martensítico propostos têm imenso potencial em aplicações de alto

desgaste que requerem algum grau de resistência à corrosão, como na indústria de mineração e processamento mineral.

Revestimentos a base de TiO_2 , pulverizados por plasma sobre o substrato Al-6061 foram desenvolvidos sob condições ótimas de processo e submetidos à avaliação desgaste por *slurry erosion*, em solução de NaCl a 3,5%, com níveis variados de fatores operacionais, como concentração de partículas, velocidade de rotação, tamanho da partícula incidente e duração do teste (KESHAVAMURTHY *et al.*, 2021). Os revestimentos demonstraram um aumento de 52% na resistência ao desgaste erosivo em comparação com a liga Al-6061 não revestida. Melhorias de seis vezes na dureza da superfície e resistência à corrosão são as principais razões para melhorar o desempenho de desgaste erosivo na amostra com revestimento em relação a amostra sem revestimento.

As bombas centrífugas de polpa são comumente usadas para transportar materiais sólidos em muitas indústrias, incluindo mineração, energia e indústrias marítimas. Assim, no estudo de PENG *et al.*, (2021), foi utilizado o modelo de simulação computacional Euleriano-Euleriano, adequado para calcular as características de fluxo de partículas de pequena escala, para simular o fluxo bifásico sólido-líquido de areia de quartzo e água em uma bomba de polpa. O impulsor foi otimizado estatisticamente. Os testes mostram que a bomba otimizada tem menos desgaste, vida útil mais longa e atende aos objetivos do projeto, o que mostra que esse método de otimização é eficaz.

Um dispositivo experimental de *slurry erosion wear* modificado, baseado em jatos de água abrasivos submersos, foi utilizado para estudar a resistência à erosão de revestimentos de composto de diamante policristalino

(PDC) (LI *et al.*, 2022). Os resultados experimentais mostraram que o PDC tinha excelente resistência à desgaste erosivo no *slurry*. As taxas de erosão do PDC aumentaram com o aumento da velocidade do jato, ângulo de impacto e tamanho das partículas do erodente. Em relação ao ângulo de impacto, um ângulo de impacto alto, o mecanismo erosivo estava associado à formação de crateras, formadas devido ao esmagamento de grãos de diamante e a criação de poços devido ao arrancamento geral de grãos de diamante, enquanto em um ângulo de impacto baixo, o mecanismo erosivo estava arando e formando crateras direcionais.

Em outro estudo, a performance de um aço de médio manganês, na resistência ao desgaste erosivo em meio aquoso foi realizado por WANG e WANG, (2022). Em diferentes ângulos de incidência do erodente e velocidades de erosão, a resistência ao desgaste por erosão do aço médio manganês foi superior ao aço martensítico. A formação de camada endurecida pelo desgaste, causada pelo efeito de encruamento, foi a razão fundamental para a melhoria da resistência ao desgaste. A profundidade da camada de endurecimento por desgaste era de aproximadamente 400 μm e a dureza da superfície estava acima de 495 HV. O mecanismo de aumento da resistência ao desgaste foi atribuído ao reforço combinado de transformação martensítica e encruamento. O valor máximo da taxa de desgaste por erosão apareceu no ângulo de erosão de 60 graus e o valor mínimo ocorreu no ângulo de erosão de 90 graus. O dano de desgaste por erosão incluiu três aspectos do *microcutting*, descamação por erosão causada pela deformação plástica e abrasão por goivagem local. A alteração do ângulo de erosão, o fator predominante na alteração dos resultados de desgaste, levou à modificação dos componentes

de força normal e tangencial das partículas de erosão na superfície de desgaste, o que alterou o principal mecanismo de desgaste por erosão. Com a mudança do ângulo de erosão, o principal mecanismo de desgaste gradualmente mudou do desgaste de *microcutting* para o desgaste de descamação por erosão e abrasão por goivagem local.

No estudo de LUDWIG *et al.*, (2019) foi avaliada a resistência à corrosão no potencial livre (OCP), simultaneamente e ao desgaste por erosão em slurry, para revestimentos WC-10Co-4Cr obtidos pelo método High Velocity Oxy-Fuel Flame (HVOF), sobre um substrato de aço inoxidável AISI 410. Foram realizados testes de erosão em meio aquoso contendo partículas erodidas simulando condições de operação de turbinas hidráulicas. O mecanismo de remoção de material por desgaste foi avaliado pela perda de massa em função do tempo e propriedades do revestimento. Diferentes regimes de desgaste foram observados à medida que a espessura da camada foi progressivamente reduzida. A perda devido a erosão em meio aquoso ocorreu preferencialmente na matriz metálica do revestimento. Foi observado com relação ao desgaste erosivo em slurry, amostras revestidas apresentaram um desempenho significativamente superior em relação a amostra sem revestimento.

3.4.2. *Ensaio de desgaste erosivo*

Através dos ensaios de desgaste é possível realizar um estudo de degradação acelerada de dispositivos e elementos de máquinas, simulando longos períodos de utilização em campo em um período de ensaio relativamente curto (CASTRO, 2022).

Os testes de laboratório dividem-se em duas categorias. A primeira categoria são os testes chamados fenomenológicos, que priorizam alguma situação particular de desgaste, como erosão, abrasão ou oxidação. Os testes operacionais, da segunda categoria, priorizam a aplicação do dispositivo como um todo (BAYER, 2004).

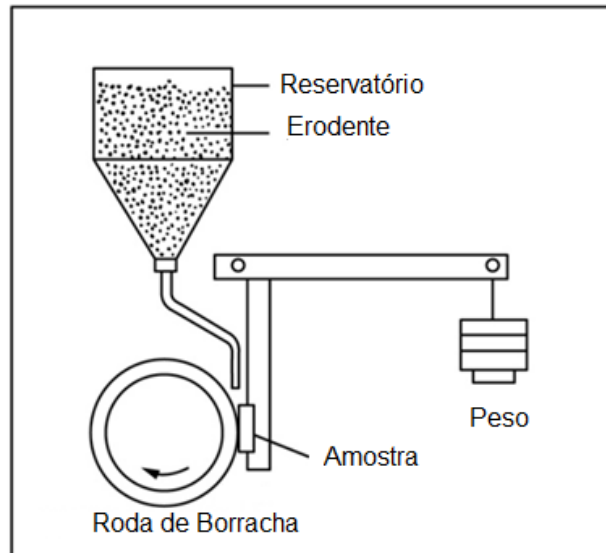
Ao contrário de outras técnicas de caracterização, não existe uma técnica geral para os testes de desgaste, mas há várias aceitas mundialmente. As diversas técnicas existem devido aos diversos tipos de desgaste que ocorrem na prática (TEDESCO, 2010).

3.4.2.1 Ensaio de Disco de Borracha com Areia

A ASTM normatizou este ensaio como ASTM G65, (2001), com uso de areia seca e, ASTM G105, com uso de areia molhada (BAYER, 2004). Tem como princípio de funcionamento o esmerilhamento de um corpo-de-prova padronizado com areia, de tamanho de grão controlado (MACHADO, 2008).

O abrasivo é introduzido entre o corpo-de-prova e um anel de borracha, provocando o riscamento. O corpo de prova é pressionado contra a roda de borracha que está girando através de um braço de alavanca (Figura 6).

Figura 6 - Representação esquemática do ensaio disco de borracha com areia



Fonte: Adaptado de GONÇALVES (2021)

3.4.2.2 Ensaio de Erosão de Partículas Sólidas

A erosão por partícula sólida (ASTM G76, 2010), é um processo de desgaste caracterizado pela remoção de material pelo impacto de material particulado, que se move a velocidades superiores a 1,0 m/s. A perda de massa é utilizada para determinar a quantidade de desgaste. A simulação do desgaste de superfície sendo atacada por areia, soprada pelo vento, é um dos exemplos de aplicação da norma.

3.4.2.3 Ensaio de Erosão por Cavitação

A máquina de ensaio de erosão por cavitação usa o método de teste que produz dano de cavitação na face de uma amostra vibrada em alta frequência enquanto imerso em um líquido. A vibração induz a formação bolhas que colapsam na amostra e produzem os danos e erosão na mesma (ASTM G32, 2010).

No estudo de BAYER (2004), foi utilizada uma máquina de ensaio de erosão por cavitação, que consiste em uma câmara de aço inoxidável e um

disco rotativo onde é fixado o corpo de prova. O disco é colocado na câmara, onde fica imerso em água, sendo submetido a uma rotação. A cavitação é provocada por furos ou pinos existentes no disco, que tem a função de formar as bolhas. O colapso das bolhas gera o desgaste por cavitação das superfícies.

3.4.3. Sinergia entre Erosão-corrosão

Erosão-corrosão é um termo geral que abriga um amplo espectro de interações entre mecanismos químicos, eletroquímicos e mecânicos, que vão desde a corrosão acelerada até o dano puramente mecânico. A ação combinada desses processos pode resultar em uma interação mútua, significativamente maior do que as contribuições individuais da corrosão e do desgaste isolados, resultando no fenômeno chamado de sinergismo positivo erosão-corrosão (ASTM G 119,2016).

A Figura 7 refere ao ponto da norma que aponta o cálculo de cada agente da corrosão-erosão (corrosão, desgaste e sinergismo) e como mensurá-los separadamente na forma de variáveis.

Figura 7 – Variáveis que mensura cada componente da sinergia da erosão-corrosão.

TEST	—Test Number:						
DATE	—Date:						
ENVIRONMENT	—Description:						
SPECIMEN Identification:	Material property		Wear Specimen		Counterface Material		
	—Density, g/cm ³						
	—Specimen area, mm ²						
	—Equivalent weight						
WEAR TESTS	Initial wt, g	Final wt, g	Wt loss, g	Time, h	Material loss, mm ³ / mm ²	Material loss rate, mm ³ / mm ² -yr	Material loss rate symbol
Corrosive Wear Test							<i>T</i>
Cathodic Protection Test							<i>W_o</i>
ELECTRO-CHEMICAL TESTS	<i>E_{corr}</i> , mV vs SCE	<i>i_{corr}</i> , μA/cm ²	<i>R_p</i> , ohms-cm ²	<i>β_a</i> , mV/decade	<i>β_c</i> , mV/decade	Material loss rate, mm ³ / mm ² -yr	Material loss rate symbol
Electrochemical test with wear							<i>C_w</i>
Electrochemical test without wear							<i>C_o</i>

Fonte: Norma ASTM G119-09 (2016)

A norma ASTM G119-09, apresenta um guia para o cálculo de cada uma das variáveis envolvidas, incluindo a sinergia entre desgaste e corrosão. Esta norma é baseada em conceitos utilizados nas principais publicações

encontradas na literatura sobre erosão-corrosão. As nomenclaturas das variáveis seguem descritas abaixo:

- C – Taxa de corrosão eletroquímica (ou taxa de penetração) – volume de perda de massa por área em relação ao tempo.
- C_w - É a taxa de corrosão eletroquímica durante o processo de desgaste corrosivo.
- C_0 – Designa a taxa de corrosão eletroquímica quando nenhum desgaste mecânico é permitido acontecer.
- W_0 - Apenas desgaste mecânico, aplicando uma proteção catódica na amostra, eliminando o efeito da corrosão.
- T - Perda total de massa considerando desgaste mecânico, corrosão eletroquímica ou a interação de ambos .
- Interação desgaste / corrosão - T - W_0 e C_0 :
- ΔC_w - A mudança da taxa de corrosão eletroquímica devido a participação do desgaste mecânico.
- ΔW_c - A mudança no desgaste mecânico devido a presença da corrosão.

Cálculo da interação do desgaste/corrosão:

A perda total de material, T, está relacionada ao componente sinérgico S, a parte do dano total resultante da interação dos processos de corrosão e desgaste, pela seguinte equação:

- $T = W_0 + C_0 + S$ (sinergia)
- S (sinergia) = $(\Delta C_w + \Delta W_c)$

A perda total de material, T , pode ser dividida nos seguintes componentes, a taxa de desgaste na ausência de corrosão, a taxa de corrosão na ausência de desgaste e a soma das interações entre os processos:

$$\text{➤ } T = W_0 + C_0 + \Delta C_w + \Delta W_c$$

onde ΔC_w é o incremento na taxa de corrosão devido ao desgaste e ΔW_c é o incremento na taxa de desgaste devido à corrosão:

$$\text{➤ } W_c = W_0 + \Delta W_c$$

onde W_c é o componente de desgaste total de T :

$$\text{➤ } C_w = C_0 + \Delta C_w$$

onde C_w é o componente de corrosão total de T e pode ser medido por meios eletroquímicos.

Alguns exemplos de trabalhos de pesquisa mais recentes aplicando a metodologia proposta pela Norma ASTM G119-09 são apresentados a seguir:

O comportamento de erosão-corrosão do revestimento multicamadas de CrN/Cr produzido por pulverização catódica de magnetron desbalanceado (UBM) sobre aço inoxidável AISI-304 e sobre esse aço sem revestimento foram estudados utilizando o procedimento indicado na norma ASTM G119-09 (ALEGRÍA-ORTEGA *et al.*, 2012). Os resultados indicaram que a taxa de desgaste total pode ser reduzida pela metade em relação ao aço inoxidável não revestido quando este tipo de revestimento é usado. Destacou-se também uma forte redução no efeito sinérgico, e foi demonstrado que o efeito da corrosão pura para os ângulos de impacto avaliados (30° e 90°) foi semelhante. O efeito sinérgico deu a maior contribuição quando o aço AISI-304 sem

revestimento foi avaliado a 30°. Para todas as condições, a erosão foi o mecanismo de desgaste mais importante.

O comportamento erosão-corrosão da liga de alumínio AA5052 foi estudado em solução de NaCl a 3,5% em peso contendo areia de sílica como partícula erodente (AZARIAN; GHASEMI; MONSHI, 2015). Os testes foram realizados de acordo com o padrão ASTM G119-09 usando um aparelho de jato de lama a uma velocidade de jato de 3 m/s. Os resultados mostraram que as taxas máximas de erosão pura e erosão-corrosão ocorreram no ângulo de impacto de 30°. Por outro lado, uma taxa de sinergismo negativa foi obtida em todas as condições testadas.

Estudou-se a sinergia desgaste-corrosão do aço DIN 16MnCr5 em amostras cementadas, tratadas com revestimento de fosfato de manganês e material não tratado (WONG-ÁNGEL *et al.*, 2020). O teste de tribocorrosão para amostras tratadas e não tratadas foi realizado em uma solução de NaCl a 5% e, em seguida, o potencial de circuito aberto e a perda de desgaste foram calculados usando uma configuração *ball-on-plate* de acordo com o procedimento padrão ASTM G119-09. Os resultados mostraram que o revestimento de fosfato de manganês aumentou ~3,8 vezes o efeito sinérgico do material não tratado, com a presença de um regime desgaste-corrosão e mecanismo de degradação em contraste com um regime dominado por desgaste para o material não tratado.

Investigou-se as propriedades de tribocorrosão da camada de boreto de níquel, resultante do tratamento de boretação, de uma superliga Inconel 718 imersa em uma solução neutra de sulfato de sódio e cloreto de sódio (MORÓN *et al.*, 2023). A solução simula o ambiente corrosivo criado pela reação de

combustão de sódio, enxofre e oxigênio quando superligas à base de Ni são usadas em pás de turbina. Os ensaios de tribocorrosão foram conduzidos com um tribômetro recíproco e uma célula eletroquímica típica de três eletrodos. O contracorpo era uma esfera de alumina de 4,8 mm de diâmetro que aplicava 20 N para uma distância de deslizamento de 100 m. Aplicou-se a norma ASTM G119-09, para a taxa total de perda de material por tribocorrosão (T), que inclui a taxa de perda de massa por desgaste (Wc) e corrosão (Cw). Nestas condições experimentais, a presença da camada de boreto de níquel na superliga Inconel 718 melhorou a resistência à tribocorrosão em aproximadamente três vezes.

Foi analisado o comportamento da sinergia desgaste-corrosão do aço DIN-16MnCr5 nitretado imerso em solução salina (WONG-ÁNGEL *et al.*, 2021). Ensaios de tribocorrosão foram realizados em três amostras diferentes utilizando um tribômetro do tipo *ball-on-plate*. As amostras continham revestimentos de nitretação, mais pós-oxidação e material não tratados. Realizou-se análises eletroquímicas no potencial de circuito aberto em solução de NaCl a 5%. Os ensaios de desgaste por deslizamento na presença e ausência de corrosão foram realizados de acordo com o procedimento padrão ASTM G119. Os resultados mostraram que aço DIN16MnCr₅ nitretado oferece proteção em ambientes salinos. Tais medidas podem melhorar significativamente a vida útil e a funcionalidade dos equipamentos da indústria militar da marinha.

No entanto, a contribuição da sinergia desgaste-corrosão (T) para a remoção de volume é maior do que a corrosão-desgaste (ΔWC) e do que a contribuição da corrosão devido ao desgaste.

O desempenho de três revestimentos à base de WC preparados por aspersão térmica pela técnica de *High Velocity Oxy-Fuel Flame* (HVOF) foi avaliado sob desgaste mecânico puro e tribocorrosão (tribômetro pino-sobre-disco) em ambiente de solução de cloreto de sódio a 3,5% em peso (HU *et al.*, 2022). O sinergismo de corrosão e desgaste também foi calculado. Os três revestimentos foram cermets WC com matrizes de Co, CoCr e Cr₃C₂-7Ni. No desgaste mecânico puro, o revestimento WC-12Co apresentou a melhor resistência ao desgaste seguido pelos revestimentos WC-10Co₄Cr e WC-Cr₃C₂-7Ni. Na tribocorrosão, todos os três revestimentos estavam sob regime dominado por corrosão. O processo de desgaste acelerou ainda mais a dissolução e remoção de Co para a maior taxa de perda de material do revestimento WC-12Co. Os revestimentos WC-10Co₄Cr e WC-Cr₃C₂-7Ni apresentaram grande resistência à corrosão devido à fase CoCr e (W,Cr)₂C, respectivamente. No entanto, a fase frágil (W,Cr)₂C foi facilmente quebrada mecanicamente, o que aumentou a perda de material do revestimento WC-Cr₃C₂-7Ni.

Em estudo envolvendo *slurry erosion wear* (ELEMUREN *et al.*, 2018), se investigou a interação entre erosão e corrosão em curvas de 90° em tubulações fabricadas em aço 1018 (2,54 cm cronograma 40 - raio longo). Os experimentos foram conduzidos usando uma pasta consistindo em salmoura saturada de potássio e areia de sílica. Os efeitos da concentração de sólidos e da velocidade do fluxo no dano por erosão-corrosão do cotovelo de aço foram investigados. Os resultados indicaram que o aumento da velocidade do fluxo e da concentração de sólidos aumentou os efeitos mecânicos das partículas nos cotovelos testados e, portanto, aumentou as taxas de erosão-corrosão dos

cotovelos. Observou-se que houve uma sinergia de 56% entre erosão e corrosão a 2,5 m/s, mas o nível de sinergia caiu para 11% a 4,0 m/s. O efeito sinérgico entre erosão e corrosão foi o processo de degradação dominante em baixa (2,5 m/s) velocidade, enquanto o impacto das partículas de areia em alta velocidade (4,0 m/s) resultou na erosão tornando-se o componente de degradação dominante.

As características do titânio comercialmente puro (CP-Ti) em condições de erosão e erosão-corrosão foram estudadas (KHAYATAN; GHASEMI; ABEDINI, 2017). Os testes de erosão-corrosão foram realizados usando um equipamento de impacto de lama em uma solução de NaCl a 3,5% contendo 60 g/l de partículas de SiO₂ com tamanho médio de 250–500 µm a uma velocidade de jato de 4 m/s sob ângulos de impacto de 20–90°. Os testes de erosão pura também foram realizados aplicando um potencial de -1 V versus potencial de circuito aberto. O comportamento corrosivo da liga CP-Ti nas condições estagnada e erosão-corrosão foi estudado usando a técnica de polarização e os valores de sinergia foram calculados. Os resultados mostraram que as taxas máximas de erosão e erosão-corrosão ocorreram em um ângulo de impacto de 40°. O impacto das partículas durante a erosão-corrosão aumentou a taxa de corrosão para um máximo de cerca de 2.300 vezes em comparação com a condição estagnada. Os resultados também mostraram sinergismos positivos em todos os ângulos de impacto com taxas significativamente maiores do que as taxas de erosão pura. Verificou-se que cerca de 75% a 90% da taxa de remoção na erosão-corrosão estava relacionada ao efeito da corrosão na erosão.

Os comportamentos de corrosão, erosão e sinergismo do aço inoxidável Sanicro28 (UNS-N08028) foram estudados durante a erosão-corrosão usando um equipamento de impacto de lama (SHAHALI; GHASEMI; ABEDINI, 2019). A solução de pasta erosiva-corrosiva consistia em 3,5% de água salina NaCl e 30 g/l de partículas de SiO₂ (erodente). Os testes de erosão e erosão-corrosão foram realizados em velocidades de jato de 4, 6, 7,5 e 9 m/s sob dois ângulos de impacto de 40° e 90°. Os resultados mostraram que as taxas de corrosão, erosão, erosão-corrosão e sinergia da liga aumentaram com o aumento da velocidade de impacto. Um aumento de até 104 vezes foi observado na taxa de corrosão durante a corrosão-erosão em comparação com a condição estagnada. Foi verificado que a alteração do desgaste por erosão devido à corrosão foi maior do que a alteração da corrosão devido à erosão sob várias condições, indicando que a taxa de sinergia era altamente dependente do efeito da corrosão na erosão.

Erosão, erosão-corrosão e comportamentos sinérgicos do aço inoxidável AISI 420 foram estudados em solução de NaCl a 3,5% em peso contendo areia de sílica com tamanho de 250–500 µm como partícula erodida (RANJBAR; GHASEMI; ABEDINI, 2015). Os testes de erosão e erosão-corrosão foram realizados de acordo com a norma ASTM G119-09 e o sinergismo foi calculado. Os testes foram realizados usando um aparelho de jato de lama a uma velocidade de jato de 6,5 m/s, concentração de areia de 90 g/l e vários ângulos de impacto de 20°– 90°. Os resultados mostraram que as taxas máximas de erosão-corrosão e sinergismo ocorreram em um ângulo de impacto de cerca de 50°, enquanto a taxa máxima de erosão pura foi obtida em um ângulo de impacto de cerca de 35°. A camada de óxido formada tornou

a superfície mais quebradiça e causou um incremento de cerca de 15° no ângulo da taxa máxima de remoção. A formação e a subsequente remoção da camada de óxido não protetora, bem como a possível iniciação e propagação de pites durante os testes de erosão-corrosão podem levar a uma maior taxa de erosão-corrosão em comparação com a erosão pura, resultando em um sinergismo positivo nas condições testadas.

3.5. Processo Nitrocarburização por Saturação Eletrolítica de Plasma -PEN/C

Processo de Nitrocarburização por Saturação Eletrolítica de Plasma (PEN/C) também chamado de saturação de eletrólito de plasma (PES) (BELKIN *et al.*, 2013) ou Saturação de Plasma Eletrolítico (EPS) (KUSMANOV *et al.*, 2017) é uma deposição de plasma a pressão atmosférica que formou um revestimento nanoestruturado. Em seguida, um envelope de plasma é formado ao redor da superfície, o que induz o bombardeio de partículas e radicais livres na superfície. Assim, a difusão ocorre na superfície da amostra (NOORI; DEGHANIAN, 2018). As principais vantagens dos tratamentos eletrolíticos a plasma são a alta velocidade de processamento e o baixo custo (BELKIN, P. N.; YEROKHIN; KUSMANOV, 2016). Assim, a aplicação dessa técnica em aços de médio carbono vem sendo utilizada, visando a melhoria da resistência ao desgaste e a resistência à corrosão desses materiais (BELKIN, P. N.; YEROKHIN; KUSMANOV, 2016; YEROKHIN *et al.*, 1999). O processo PEN é uma técnica que tem uma maior capacidade de produzir revestimentos relativamente espessos. Além disso, o revestimento obtido possui alta microdureza, com valores superiores a 500 HV, assim como

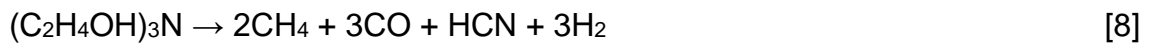
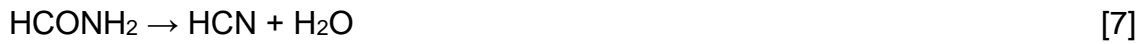
boa ligação com o substrato que o torna um bom candidato para inúmeras aplicações (KUMRUOGLU, 2013).

O uso atualmente em expansão da nitrocarbonetação pode ser explicado por uma série de vantagens desse método, como alta resistência ao desgaste em comparação com a têmpera, a boretção tradicional ou outros métodos usados para aumentar a dureza superficial (MUKHACHEVA *et al.*, 2020).

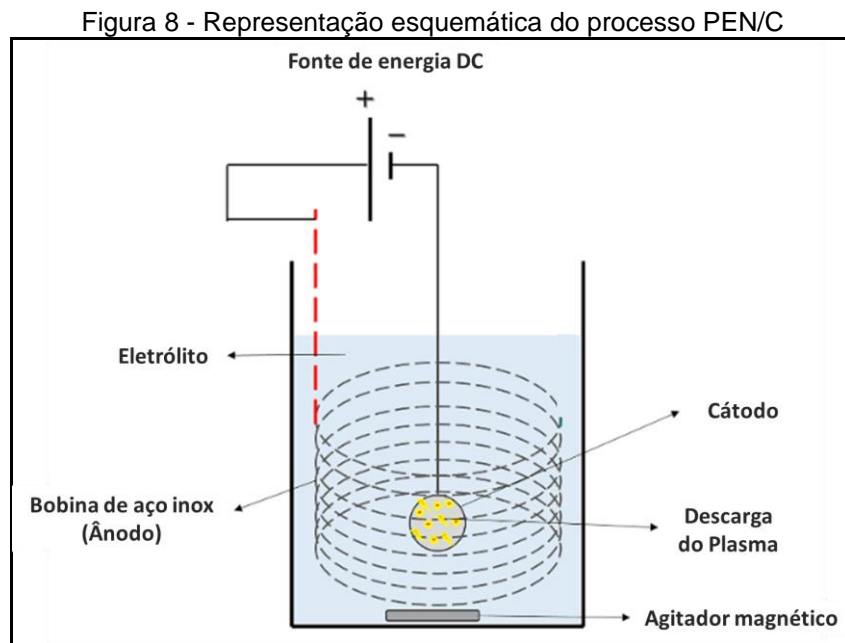
O mecanismo da eletrólise por plasma a pressão atmosférica pode ser explicado inicialmente pelo aumento linear da corrente devido ao aumento da voltagem aplicada, que após atingir um valor de potencial específico (potencial de quebra), descargas elétricas aleatórias ocorrerão no substrato, até que estejam ocorrendo continuamente por toda a superfície do substrato. Após este ponto a corrente cairá linearmente com o potencial aplicado, pois a impedância do sistema não linear durante as descargas é menor que a resistividade total do eletrólito usado. Em outras palavras, a inclinação do diagrama corrente-tensão nesta região é menor que a região ôhmica linear da primeira etapa do processo (ALIOFKHAZRAEI; ROUHAGHDAM, 2011)

Como é de se esperar a composição do envelope gasoso que se forma ao redor do substrato é dependente da composição química do eletrólito. Em soluções aquosas o vapor d'água é o componente principal, no caso em que um componente orgânico esteja presente no eletrólito, por exemplo, para a nitrocarbonetação as seguintes reações podem ocorrer (ALIOFKHAZRAEI; ROUHAGHDAM, 2011).





A Figura 8 apresenta esquematicamente o processo de funcionamento do processo PEN/C, onde é necessária uma fonte de energia, um anodo em forma de bobina, a amostra que é o cátodo e um eletrólito para que ocorre o processo da nitretação a plasma eletrolítica.

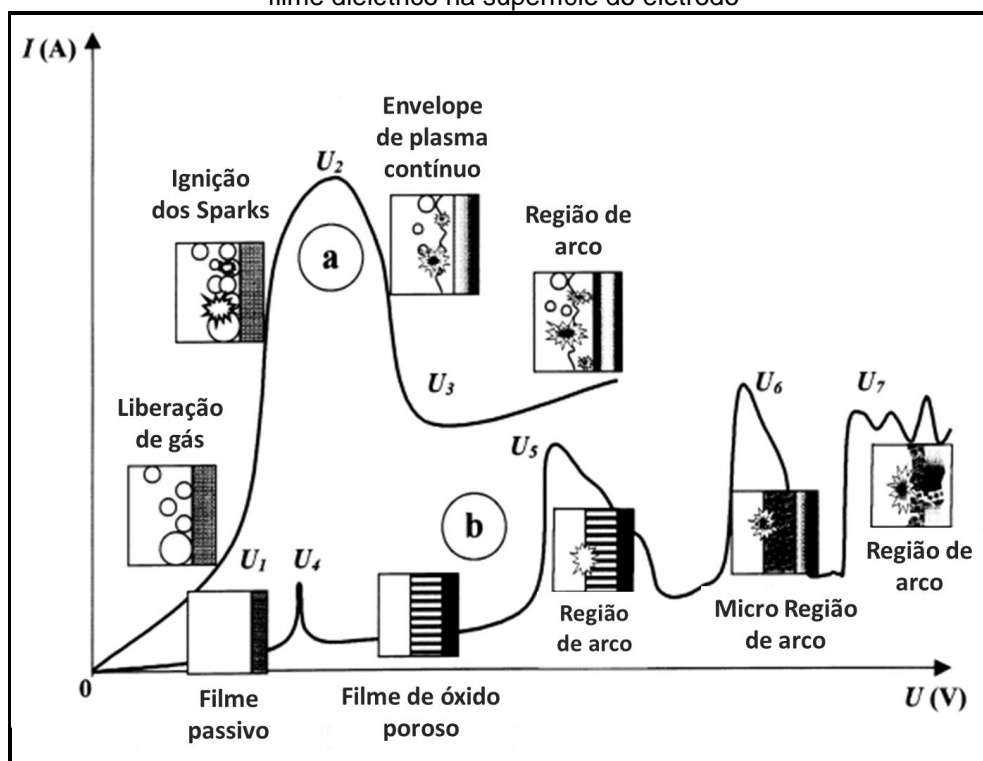


Fonte: Adaptado de Noori *et al.* (2018)

A Figura 9 apresenta os regimes de corrente aplicado no sistema. O gráfico de corrente-tensão 'tipo-a' representa um sistema metal-eletrólito com liberação de gás subjacente na superfície do ânodo ou do cátodo; 'tipo-b' representa um sistema onde ocorre a formação de filme de óxido. Em voltagens relativamente baixas, a cinética dos processos de eletrodo para ambos os sistemas está em conformidade com as leis de Faraday e as características de corrente-tensão da célula variam de acordo com a lei de

Ohm. Assim, um aumento na tensão leva a um aumento proporcional na corrente (região '0-U1' no sistema tipo-a e '0-U4' no sistema tipo-b). No entanto, além de uma certa tensão crítica, o comportamento de um determinado sistema pode mudar significativamente (YEROKHIN *et al.*, 1999).

Figura 9 - Dois tipos de diagrama corrente-tensão para os processos de eletrólise de plasma: fenômenos de descarga são desenvolvidos: A) na área próxima ao eletrodo ; B) no filme dielétrico na superfície do eletrodo



Fonte: Adaptado de Yerokhin *et al.* (1999)

A diferença na composição química entre a superfície aquecida do eletrodo e a do envelope de vapor é o que impulsiona os processos de difusão. Taxas extraordinariamente altas de difusão são obtidas e são uma característica notável da técnica de *Plasma Electrolytic Saturation* (PES). Em

comparação com os processos convencionais de saturação ativados termicamente (por exemplo, cementação a gás ou em caixa), o coeficiente efetivo de difusão é aumentado em 200% a 250% para elementos não metálicos e em 30% a 50% para espécies metálicas. O processo possui uma alta taxa de aquecimento, o que evita o crescimento de grão e consequentemente degradação das propriedades mecânicas do material (YEROKHIN *et al.*, 1999).

A Nitrocarbonetação Eletrolítica a Plasma (PEN/C) é uma versão em alta velocidade da saturação simultânea da liga com nitrogênio e carbono, realizada em soluções aquosas. A duração deste processo é de vários minutos com possibilidade de têmpera no mesmo eletrólito sem reaquecimento e já foi demonstrada a influência positiva do PEN/C na resistência ao desgaste de vários aços e ferros fundidos (BELKIN, P.N.; YEROKHIN; KUSMANOV, 2016). Uma característica específica do PEN/C é um número significativo de fatores que determinam as condições de processamento, em comparação com a nitrocarburação tradicional. A temperatura do processo e as propriedades do meio de saturação dependem da tensão, composição do eletrólito, sua temperatura, condições hidrodinâmicas, forma, tamanho, material e polaridade da peça de trabalho. Além disso, a saturação da liga com nitrogênio e carbono é inevitavelmente combinada com processos de oxidação paralela, bem como dissolução anódica no tratamento anódico e a ação de descargas elétricas no catódico. (MUKHACHEVA *et al.*, 2020). Segundo (PADERVAND; AMIRI; MOUSAVI KHOEI, 2020) o PEN é um processo de plasma atmosférico catódico que tem mostrado uma deposição promissora de revestimentos

metálicos que exibem uma adesão significativa ao substrato, bem como altas taxas de deposição.

No estudo de (TAMBOVSKIY *et al.*, 2022) analisou a possibilidade de usar um eletrólito atóxico aquoso de nitrato de amônio e glicerina para a nitrocarbonetação eletrolítica a plasma catódico de aços de baixo carbono. A morfologia e rugosidade da superfície, as composições dos elementos e fases e a microdureza da camada modificada foram investigadas. A presença de uma densa camada de óxido, a baixa rugosidade superficial e a alta dureza da camada de difusão favorecem a diminuição do coeficiente de atrito em 1,3 vezes, o desgaste em 1,8 vezes e a densidade de corrente de corrosão em 1,4 vezes.

A relação entre a química da superfície e a resistência à corrosão de amostras de aço inoxidável AISI 304 nitretadas eletroquimicamente foi investigada por ROCHA *et al.*, (2019). O tratamento de nitretação foi realizado em HNO_3 0,1 M e HNO_3 0,1 M + KNO_3 0,5 M à temperatura ambiente. As amostras foram submetidas ao procedimento de nitretação por 30 minutos sob um potencial catódico de -0,7 VAg / AgCl. O comportamento de corrosão das amostras nitretadas foi avaliado por polarização potenciodinâmica. Os resultados mostraram que as camadas nitretadas consistiam em uma mistura de nitretos de cromo, óxidos de cromo, óxidos de ferro / oxi-hidróxidos e óxido de níquel. A melhor resistência à corrosão foi obtida por nitretação eletroquímica na solução HNO_3 0,1 M + KNO_3 0,5 M pois apresentou maiores concentrações de átomos de nitrogênio na camada.

YANG *et al.*, (2015) analisaram o processo de oxidação eletrolítica do plasma (PEO), usado como pré-tratamento para fabricar uma camada inferior

para o revestimento orgânico em aço de baixo carbono. A resistência à corrosão das amostras revestidas orgânicas com e sem pré-tratamento com *Plasma Electrolytic Oxidation* (PEO) foi estudado por polarização potenciodinâmica, espectroscopia de impedância eletroquímica AC / DC / AC, *spray* e testes de imersão, respectivamente. Os resultados mostram que o processo PEO produz uma camada de óxido com estrutura superficial porosa e áspera sobre o substrato de aço de baixo carbono. A camada de PEO porosa e áspera é benéfica para aumentar a resistência à adesão e a espessura dos revestimentos orgânicos.

Revestimentos cerâmicos foram obtidos no aço carbono Q235 por oxidação eletrolítica a plasma no eletrólito de trabalho contendo aluminato, com e sem aditivos Na_2WO_4 e Na_2SiO_3 (WANG; JIANG; YAO, 2009). A influência de Na_2WO_4 e Na_2SiO_3 na morfologia da superfície, composição química e fases formadas a partir do PEO foi examinada por meio de microscópio eletrônico de varredura (MEV), difração de raios-X de filme fino (TF-XRD) e espectroscopia de raios-X dispersiva de energia (EDS). Os efeitos dos dois aditivos nas propriedades dos revestimentos, incluindo rugosidade superficial, microdureza superficial e coeficiente de atrito foram analisados. Os resultados mostraram que W de Na_2WO_4 e Si de Na_2SiO_3 em eletrólitos se incorporam aos revestimentos. O aditivo Na_2WO_4 não teve efeito evidente na composição de fases do revestimento, enquanto o aditivo Na_2SiO_3 resultou na mudança do revestimento do estado cristalino para o estado amorfo e aumentou o conteúdo de P no revestimento. Ambos os aditivos reduziram a rugosidade da superfície dos revestimentos. Com Na_2WO_4 ou Na_2SiO_3 nos eletrólitos, a microdureza superficial do revestimento foi de aproximadamente 1.433 HV e 1.478 HV,

respectivamente, e os coeficientes de atrito também foram reduzidos para menos de 0,1.

No trabalho de (NOORI; DEHGHANIAN, 2018), investigou-se o efeito da frequência (500, 1.000 e 10.000 Hz) como parâmetros de pulso nas propriedades das camadas de nitrocarbonetos depositadas no aço AISI 1045. As características analíticas do revestimento foram avaliadas utilizando técnicas de difração de raios X (DRX) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). O comportamento de corrosão dos revestimentos foi analisado por polarização potenciodinâmica e espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) em solução de cloreto de sódio a 3,5%. Os resultados indicaram que a aplicação da camada nitrocarburada em todos os casos melhorou a resistência à corrosão, a microdureza e a resistência ao desgaste do substrato. O volume desgastado demonstrou que os revestimentos tratados na frequência de 10.000 Hz, apresentaram resistência à corrosão cerca de 2,4 e 1,4 vezes superior às amostras preparadas nas frequências de 500 Hz e 1.000 Hz respectivamente. A dureza superficial das amostras tratadas com 10.000 Hz foi de cerca de 1.040 Vickers, superior à das outras duas frequências. Um aumento na frequência, em consequência, também causou um aumento na resistência ao desgaste.

10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALEGRÍA-ORTEGA, J. A. *et al.* Erosion–corrosion wear of Cr/CrN multi-layer coating deposited on AISI-304 stainless steel using the unbalanced magnetron (UBM) sputtering system. **Wear**, [s. l.], v. 290–291, p. 149–153, 2012.

AL-HASSAN, S.; MISHRA, B.; OLSON, D. L.; SALAMA, M. M. Effect of microstructure on corrosion of steels in aqueous solutions containing carbon dioxide. **Corrosion**. 54,6, 1998.

ALIOFKHAZRAEI, M.; ROUHAGHDAM, S. Nano-Fabrication by Cathodic Plasma Electrolysis. **Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences**, [s. l.], 2011. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/10408436.2011.593269>. Acesso em: 23 jan. 2023.

ALO, O. A.; IBITOYE, S. A. Effect of induced stress on the corrosion rate of medium carbon steel in saline environment. **Journal of Chemical Engineering and Materials Science**, [s. l.], v. 6, n. 4, p. 52–59, 2015.

ANDREATTA, F. *et al.* SAE 1045 steel/WC–Co/Ni–Cu–Ni/SAE 1045 steel joints prepared by dynamic diffusion bonding: Microelectrochemical studies in 0.6M NaCl solution. **Electrochimica Acta**, [s. l.], v. 55, n. 2, ELECTROCHEMISTRY WITH SPATIAL AND TEMPORAL RESOLUTION Selection of papers from the 4th Gerischer Symposium 25-27 June 2008, Berlin, Germany, p. 551–559, 2009.

ASTM A743A743M .**ASTM A743A743M - 2006. “Standard Specification for Castings, Iron- Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application”**, 2006.

ASTM G102. **ASTM G102 - 89(2015)e1 Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements**. [S. l.], 1994. Disponível em: <https://www.astm.org/Standards/G102>. Acesso em: 8 nov. 2021.

ASTM G32. **ASTM G32 – 2010 1 Standard Teste method for Cavitation erosion using vibratory apparatus**, Annual book off ASTM Standards 2010.

ASTM G65. Assessment of the erosion resistance of steels used for slurry handling and transport in mineral processing applications. **Wear**, [s. l.], v. 250, n. 1, 13th International Conference on Wear of Materials, p. 32–44, 2001.

ASTM G76. **ASTM G76 – 2010 1 Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets**, Annual book off ASTM Standards 2010.

AZARIAN, N. S.; GHASEMI, H. M.; MONSHI, M. R. Synergistic Erosion and Corrosion Behavior of AA5052 Aluminum Alloy in 3.5 wt% NaCl Solution Under Various Impingement Angles. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, [s. l.], v. 1, n. 2, p. 10, 2015.

BAYER, R. **Mechanical Wear Fundamentals and Testing, Revised and Expanded**. [S. l.]: CRC Press, 2004. *E-book*. Disponível em: <https://www.taylorfrancis.com/books/mono/10.1201/9780203021798/mechanical-wear-fundamentals-testing-revised-expanded-raymond-bayer>. Acesso em: 9 jan. 2023.

BELKIN, P. N. *et al.* Anodic Plasma Electrolytic Saturation of Steels by Carbon and Nitrogen. **Advanced Materials Research**, [s. l.], v. 704, p. 37–42, 2013.

BELKIN, P. N. *et al.* Effect of compositions of active electrolytes on properties of anodic carburization. **Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces**, [s. l.], v. 46, n. 6, p. 715–720, 2010.

BELKIN, P. N.; YEROKHIN, A.; KUSMANOV, S. A. Plasma electrolytic saturation of steels with nitrogen and carbon. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 307, 5th International Conference on 'Electrochemical and Plasma Electrolytic Modification of Metal Surfaces', p. 1194–1218, 2016.

BELKIN, P.N.; YEROKHIN, A.; KUSMANOV, S. A. Plasma electrolytic saturation of steels with nitrogen and carbon. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 307, p. 1194–1218, 2016.

Boletim Mensal de Monitoramento do Sistema Elétrico Brasileiro, setembro de 2019.

http://www.mme.gov.br/web/guest/secretarias/energia-eletrica/publicacoes/boletim-de-monitoramento-do-sistema-eletrico?_20_displayStyle=descriptive&p_p_id=20, acessado em 25/12/2022.

CALABOKIS, O. P. **CORROSÃO LOCALIZADA DO AÇO DUPLEX UNS S32750 NITRETADO POR PLASMA EM BAIXAS TEMPERATURAS** 2020. - UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ (UTFP), Curitiba – PR, 2020.

CALLISTER, W.D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**. 8 ed. Rio de Janeiro: LTC, 817p, 2012.

CÂMARA NORONHA, L. *et al.* Ti–Cp: Eletrochemical Behaviour Under Slurry Erosion Wear. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, [s. l.], v. 7, n. 1, p. 8, 2020.

CÁRDENAS-ARIAS, C. G. *et al.* Elasticity modulus variation of the AISI SAE 1045 steel subjected to corrosion process by chloride using tension test destructive. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, [s. l.], v. 844, n. 1, p. 012059, 2020.

CASTRO, V. V. de. Lubrificante à base de água aditivado com PIL e partículas lubrificantes. [s. l.], 2022. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/252978>. Acesso em: 9 jan. 2023.

CHAO, C.Y.; LIN, L.F.; MACDONALD, D.D. **Journal of the Electrochemical Society**, v.128, p.1187, 1981.

CLARK, H. M.; LLEWELLYN, R. J. Assessment of the erosion resistance of steels used for slurry handling and transport in mineral processing applications. **Wear**, [s. l.], v. 250, n. 1, 13th International Conference on Wear of Materials, p. 32–44, 2001.

CLARK, H. Mcl.; HARTWICH, R. B. A re-examination of the ‘particle size effect’ in slurry erosion. **Wear**, [s. l.], v. 248, n. 1, p. 147–161, 2001.

CLARK, H. Mcl.; WONG, K. K. Impact angle, particle energy and mass loss in erosion by dilute slurries. **Wear**, [s. l.], v. 186–187, 8th International Conference on Erosion by Liquid and Solid Impact, p. 454–464, 1995.

COLPAERT H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4.ed.** São Paulo: Blucher, 2008.

CRAMER, S. D.; COVINO, B. S. (org.). Pitting Corrosion. *Em: Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection*. [S. l.]: ASM International, 2003. p. 236–241. *E-book*. Disponível em: <https://dl.asminternational.org/books/book/46/chapter/549984/pitting-corrosion>. Acesso em: 25 out. 2022.

DALCIN, R. L. *et al.* Influence of Plasma Nitriding with a Nitrogen Rich Gas Composition on the Reciprocating Sliding Wear of a DIN 18MnCrSiMo6-4 Steel. **Materials Research**, [s. l.], v. 24, 2021a. Disponível em: <http://www.scielo.br/j/mr/a/TMQ4rBQ9f7Z83pR9zPhTg7h/abstract/?lang=en>. Acesso em: 14 dez. 2021.

DALCIN, R. L. *et al.* Microstructure and Wear Properties of a Low Carbon Bainitic Steel on Plasma Nitriding at Different N₂-H₂ Gas Mixtures. **Materials Research**, [s. l.], v. 25, 2021b. Disponível em: <http://www.scielo.br/j/mr/a/7d4g4hrM39ft43Kw8D4Fs7H/>. Acesso em: 14 dez. 2021.

DE CASTRO, Victor Velho *et al.* Water-based lubricant containing protic ionic liquids and talc lubricant particles: Wear and corrosion analysis. **Wear**, [s. l.], v. 518–519, p. 204633, 2023.

Desale, GR; Gandhi, BK; Jain, SC Effect of Physical Properties of Solid Particle on Erosion Wear of Ductile Materi-als.; **American Society of Mechanical Engineers Digital Collection**, November 17 2008; pp. 149–150.

DESIGN OF SLURRY TRANSPORT SYSTEMS. [S. l.]: CRC Press, 1991. *E-book*. Disponível em: <https://www.taylorfrancis.com/books/mono/10.1201/9781482296600/design-slurry-transport-systems-jacobs>. Acesso em: 9 jan. 2023.

DETLINGER, P.; UTRI, B.; DO PRADO BANCZEK, E. Corrosion Resistance of Niobium-Coated Carbon Steel. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, [s. l.], v. 5, n. 1, p. 10, 2018.

ELEMUREN, R. *et al.* Slurry erosion-corrosion of 90° AISI 1018 steel elbow in saturated potash brine containing abrasive silica particles. **Wear**, [s. l.], v. 410–411, p. 149–155, 2018.

FERREIRA, A., GARCIA, V., NETO, A., BASTOS, I. (2008). **Modelagem Computacional da Corrosão por Pites em Aço Inoxidável com Inclusões de MnS**. Corros. Prot. Mater. [online]. 2008, v. 27, n. 2, pp. 54-62. ISSN 0870-

FINNIE, I. Erosion of surfaces by solid particles. **Wear**, [s. l.], v. 3, n. 2, p. 87–103, 1960.

FONTANA, M. G. **Corrosion Engineering**. 3 ed. Singapore: McGraw-Hill Book Company.

FOX, R. W., eutectic, A. T. **Introdução à mecânica dos fluidos**. 4ª ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1998. 662 p.

FRANKEL, G.S. Pitting corrosion of metals; a summary of the critical factors, **Journal of Electrochemistry Society**, 145, p.2196 – 2198, 2002.

G119 – 09. **Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion**. [S. l.]: ASTM International, [s. d.]. Disponível em: <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?G119-09R16>. Acesso em: 27 set. 2022.

GANDHI, B. K.; BORSE, S. V. Nominal particle size of multi-sized particulate slurries for evaluation of erosion wear and effect of fine particles. **Wear**, [s. l.], v. 257, n. 1, p. 73–79, 2004.

GEMELLI, E. **Corrosão de Materiais Metálicos e sua Caracterização**. Rio de Janeiro: LTC, 2001.

GENTIL, V. **Corrosão**, 2ed, Rio de Janeiro, Ed. Guanabara Dois, 1983.

GENTIL, V. **Corrosão**, 4ed, Rio de Janeiro, Ed. Guanabara Dois, 2003.

GRACIOSO, J. F. F. EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TÊMPERA NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO FUNDIDO CA6NM. [s. l.], 2003.

GREENE, N. D.; SALTZMAN, G. A. Effect of Plastic Deformation On the Corrosion of Iron and Steel. **Corrosion**, [s. l.], v. 20, n. 9, p. 293t–298t, 2013.

GUNN, R.N. **Duplex Stainless Steels Microstructure, Properties and Applications**. Abbingdon Publishing, Cambridge, UK, 216p, 1997.

HEBBALE, A. M. *et al.* An Experimental Investigation of Microwave Developed Nickel-Based Clads for Slurry Erosion Wear Performance Using Taguchi Approach. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, [s. l.], v. 9, n. 3, p. 293–304, 2020.

HEINZ, K.; GAHR, Z. **Microstructure and Wear of Materials - 1st Edition**. [S. l.: s. n.], 1987. *E-book*. Disponível em: <https://www.elsevier.com/books/microstructure-and-wear-of-materials/zum-gahr/978-0-444-42754-0>. Acesso em: 4 abr. 2022.

HU, K. *et al.* Tribocorrosion behavior of HVOF sprayed WC-based cermet coatings in sodium chloride solution environment in relation to binder phases. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 435, p. 128248, 2022.

ISO 4287. **Iso 4287.pdf** , 2002.

Javaheri, V.; Haiko, O.; Sadeghpour, S.; Valtonen, K.; Komi, J.; Porter, D. On the Role of Grain Size on Slurry Erosion Behavior of a Novel Medium-Carbon, Low-Alloy Pipeline Steel after Induction Hardening. **Wear** 2021 , 476 , 203678, doi:10.1016/j.wear.2021.203678.

JAVAHERI, V.; PORTER, D.; KUOKKALA, V.-T. Slurry erosion of steel – Review of tests, mechanisms and materials. **Wear**, [s. l.], v. 408–409, p. 248–273, 2018.

KAN, W. H. *et al.* Slurry erosion, sliding wear and corrosion behavior of martensitic stainless steel composites reinforced in-situ with NbC particles. **Wear**, [s. l.], v. 420–421, p. 149–162, 2019.

KENNEL, G. F.; EVITTS, R. W.; HEPPNER, K. L. A critical crevice solution and IR drop crevice corrosion model. **Corrosion Science**, v. 50, n. 6, p. 1716–1725, 2008.

KESHAVAMURTHY, R. *et al.* Evaluation of Slurry Erosive Wear Performance of Plasma-Sprayed Flyash-TiO₂ Composite Coatings. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, [s. l.], v. 7, n. 3, p. 92, 2021.

KHAYATAN, N.; GHASEMI, H. M.; ABEDINI, M. Synergistic erosion-corrosion behavior of commercially pure titanium at various impingement angles. **Wear**, [s. l.], v. 380–381, p. 154–162, 2017.

KHOSRAVI H, S. *et al.* Effect of processing conditions on the structural properties and corrosion behavior of TiO₂–SiO₂ multilayer coatings derived via the sol-gel method. **Ceramics International**, [s. l.], v. 46, n. 11, Part A, p. 17741–17751, 2020.

KUMAR, Sourabh *et al.* Neural Network Prediction of Slurry Erosion Wear of Ni-WC Coated Stainless Steel 420. **Metals**, [s. l.], v. 12, n. 5, p. 706, 2022.

KUMRUOGLU, L. C; OZEL, A. Plasma Electrolytic Saturation of 316 L Stainless Steel in an Aqueous Electrolyte Containing Urea and Ammonium Nitrate. **Materials and technology** , [s. l.], v. 47, n. 3, p. 307–310, 2013

KUSMANOV, S. A. *et al.* Raising the Corrosion Resistance of Low-Carbon Steels by Electrolytic-Plasma Saturation with Nitrogen and Carbon. **Metal Science and Heat Treatment**, [s. l.], v. 59, n. 1, p. 117–123, 2017.

LI, K. *et al.* Study on the slurry erosion wear of polycrystalline diamond compacts for application in fluidic oscillators. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s. l.], v. 108, p. 105950, 2022.

LIEBHARD, M.; LEVY, A. The effect of erodent particle characteristics on the erosion of metals. **Wear**, [s. l.], v. 151, n. 2, p. 381–390, 1991.

LIMA, T. **MODELAGEM VIRTUAL DE UM ROTOR DE TURBINA TIPO FRANCIS**. 2018. - Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFP), Guarapuava - PR, 2018.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey – USA: Wiley-Interscience – John Wiley & Sons, Inc., Publications. 2005

LLEWELLYN, R. J.; YICK, S. K.; DOLMAN, K. F. Scouring erosion resistance of metallic materials used in slurry pump service. **Wear**, [s. l.], v. 256, n. 6, Papers

presented at AUSTRIB '02 Perth, Western Australia, December 2002, p. 592–599, 2004.

LÓPEZ, D., FALLEIROS, N. A., TSCHIPTSCHIN, A. P. Corrosionerosion behaviour of austenitic and martensitic high nitrogen stainless steels. **Wear**, 263, p. 347-354, 2007.

LUDWIG, G. A. *et al.* WC10Co4Cr coatings deposited by HVOF on martensitic stainless steel for use in hydraulic turbines: Resistance to corrosion and slurry erosion. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], p. 124918, 2019.

LUDWIG, G. A. **REVESTIMENTOS DE WC-10CO-4CR OBTIDOS POR ASPERSÃO TÉRMICA (HVOF) SOBRE AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO VISANDO MELHORAR A RESISTÊNCIA À CORROSÃO E A EROSÃO DE PÁS DE TURBINAS**. 2020. - Universidade Federal do Rio Grande do SUL (UFRGS), Porto Alegre-RS, 2020.

LULA, R.A., **Stainless Steel**. 1 ed. New-York, American Society for Metals, 1986.

LYNN, R. S.; WONG, K. K.; CLARK, H. Mcl. On the particle size effect in slurry erosion. **Wear**, [s. l.], v. 149, n. 1, p. 55–71, 1991.

MACHADO, J. M. O. **Análise de falhas em martelos oscilantes dos desfibradores da indústria sucroalcooleira da Região Norte-Nordeste**. 2008. masterThesis - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, [s. l.], 2008. Disponível em: <https://repositorio.ufrn.br/handle/123456789/12673>. Acesso em: 9 jan. 2023.

MANFELD, F., *et al.* The Corrosion Behavior of Copper Alloys, Stainless Steels and Titanium in Seawater, **Corrosion Science**, v. 36, n. 12, p. 2063-2095, 1994.

MARIANO, N. A., PIRES, A. C., MUROLO, J. P., KURI, S. E., “Avaliação da Resistência à Corrosão em aço Inoxidável Martensítico do Tipo Cr-Ni em Meio Marinho Sintético Simulando Atividades em Águas profundas”, **Revista Escola de Minas - Metalurgia & Materiais**, v. 59, n. 1, pp. 135-139, Ouro Preto, Março 2006.

MATTOZO, T. G. **ANÁLISE COMPARATIVA EM SOLDAS COM E SEM PRÉAQUECIMENTO NO AÇO CARBONO SAE 1045**. 2021. - Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFP), Guarapuava - PR, 2021.

MELCHERS, R. E. Effect on marine immersion corrosion of carbon content of low alloy steels. The University of Newcastle, Australia. **Science Direct**. 2003.

MORÓN, R. C. *et al.* Estimation of the wear and corrosion synergism of borided Inconel 718 alloy immersed in a neutral aqueous solution. **Ceramics International**, [s. l.], v. 49, n. 2, p. 2495–2505, 2023.

MUKHACHEVA, T. L. *et al.* Wear mechanism of medium carbon steel after its plasma electrolytic nitrocarburising. **Wear**, [s. l.], v. 462–463, p. 203516, 2020.

MUSARDO, G. B. **Análise microestrutural de revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação**. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Universidade Estadual Paulista. 2006. 98p. Dissertação de Mestrado.

Nguyen, QB; Lim, CYH; Nguyen, VB; Wan, YM; Nai, B.; Zhang, YW; Gupta, M. Slurry Erosion Characteristics and Erosion Mechanisms of Stainless Steel. **Tribology International** 2014 , 79 , 1–7, doi:10.1016/j.triboint.2014.05.014.

NIE, X. *et al.* Sliding wear behaviour of electrolytic plasma nitrided cast iron and steel. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 200, n. 5, ICMCTF 2005, p. 1745–1750, 2005.

Noon, AA; Kim, M.-H. Erosion Wear on Centrifugal Pump Casing Due to Slurry Flow. **Wear** 2016 , 364–365 , 103–111, doi:10.1016/j.wear.2016.07.005.

NOORI, S. M.; DEGHANIAN, C. CHARACTERIZATION OF NITROCARBURIZED COATING BY PLASMA ELECTROLYTIC SATURATION. **Acta Metallurgica Slovaca**, [s. l.], v. 24, n. 1, p. 20, 2018.

OBADELE, A. B., ANDREWS, A., SHONGWE, M. B., OLUBAMBI, P. A., **Tribocorrosion Behaviours of AISI 310 and AISI 316 Austenitic Stainless Steels in 3.5% NaCl Solution**”, Materials Chemistry and Physics, v. 171, pp. 239-246, March, 2016.

OJALA, N. *et al.* Wear performance of quenched wear resistant steels in abrasive slurry erosion. **Wear**, [s. l.], v. 354–355, p. 21–31, 2016.

OLDFIELD, J. W.; SUTTON, W. H. Crevice Corrosion of Stainless Steels: I. A Mathematical Model. **British Corrosion Journal**, v. 13, n. 1, p. 13–22, 1978.

OLDFIELD, J. W.; SUTTON, W. H. Crevice Corrosion of Stainless Steels: II. Experimental Studies. **British Corrosion Journal**, v. 13, n. 3, p. 104–111, 1978.

OLISZESKI, D. C. S. *et al.* Inhibition Efficiency of Goji Berry Extract Against the Corrosion of Carbon Steel SAE 1045. **Orbital: The Electronic Journal of Chemistry**, [s. l.], p. 177–181, 2021.

Padervand, S. ;Amiri, M.; Mousavi KHOEI, S.M. Investigation of aluminum oxide coatings created by electrolytic plasma method in different potential regimes. University of Technology, Hafez Street, Tehran, Iran. **Composites and Compounds**,2020

PANOSSIAN, Z. (2001). **Revestimentos Metálicos para Proteção contra Corrosão**. (C. L. Corrosão, Ed.) Florianópolis: Associação de Metalurgia e Materiais.

PANOSSIAN, Z.; VARGAS PECEQUILO, C. Revisando conceitos: corrosão em frestas - Parte 1. **Corrosão e Proteção**, v. 45, p. 20–28, 2013.

PANOSSIAN, Z.; VARGAS PECEQUILO, C. Revisando conceitos: corrosão em frestas - Parte 2. **Corrosão e Proteção**, v. 46, p. 20–28, 2013.

PATEL, A.; GUO, H.; IGLESIAS, P. Study of the Lubricating Ability of Protic Ionic Liquid on an Aluminum–Steel Contact. **Lubricants**, [s. l.], v. 6, n. 3, p. 66, 2018.

PENG, G. *et al.* Optimal hydraulic design to minimize erosive wear in a centrifugal slurry pump impeller. **Engineering Failure Analysis**, [s. l.], v. 120, p. 105105, 2021.

PICKERING, H. W. The significance of the local electrode potential within pits, crevices and cracks. **Corrosion Science**, v. 29, n. 2–3, p. 325–341, 1989.

QUINN, T. F. J.; SULLIVAN, J. L.; ROWSON, D. M. Origins and development of oxidational wear at low ambient temperatures. **Wear**, [s. l.], v. 94, n. 2, p. 175–191, 1984.

QUINN, Terence F J. NASA Interdisciplinary Collaboration in Tribology. [s. l.], p. 118, 1983.

RAADNUI, S. Slurry - erosive wear and wear product analysis using a SS430 propeller. **Wear**, [s. l.], v. 476, 23rd International Conference on Wear of Materials, p. 203659, 2021.

RAMALHO, Y.L. **METODOLOGIA PARA TESTES DE CORROSÃO FADIGA SOB ELEVADAS PRESSÕES UTILIZANDO CRACK GAUGE**. 2018. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro.

RANJBAR, M.; GHASEMI, H. M.; ABEDINI, M. Effect of Impact Angle on the Erosion–Corrosion Behavior of AISI 420 Stainless Steel in 3.5 wt.% NaCl Solution. **Journal of Tribology**, [s. l.], v. 137, n. 3, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1115/1.4029939>. Acesso em: 23 jan. 2023.

RELATÓRIO GERAÇÃO D E ENERGIA 2018
<https://eletrobras.com/pt/Paginas/Geracao-de-Energia.aspx>, acessado em 15/12/2022.

REVENKO, V. G. *et al.* Effect of Nitriding During Electrolytic Heating on the Electrochemical and Corrosion Behavior of ST45. **Elektronnaya Obrabotka Materialov**, [s. l.], n. 5, p. 56–59, 1985.

RIBEIRO, H. O. BUSCHINELLI, A.J.A. DUTRA, J.C. D'OLIVEIRA, A.S.C.M. Resistência à Erosão por Cavitação de Aços Inoxidáveis Austeníticos ao Mn-Si-N Depositados por PTA. **XXXV CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem**. Piracicaba SP. 2009.

ROBERGE, P. R., **Handbook of Corrosion Engineering**. 2 ed. New York, McGraw- Hill, 1999.

ROCHA, J. de L. *et al.* Investigation on the Relationship between the Surface Chemistry and the Corrosion Resistance of Electrochemically Nitrided AISI 304 Stainless Steel. [S. l.], 2019. Research Article. Disponível em: <https://www.hindawi.com/journals/ijc/2019/7023283/>. Acesso em: 30 abr. 2020.

SANABRIA, F. *et al.* Experimental evaluation on electrochemical corrosion of ion-implanted medium-carbon steel of titanium and titanium+nitrogen. **Acta Microscopica**, [s. l.], v. 28, n. 2, p. 72–86, 2019.

SCHOFIELD, M.J.; **Corrosion in: Plant engineering's referencebook**, Butterworth-Heinemann, Dec 17, 2001 Chapter 33, 1991.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of Stainless Steels**, 2 ed., New York: John Wiley and Sons, 464p, 1996.

SHAHALI, H.; GHASEMI, H. M.; ABEDINI, M. Contributions of corrosion and erosion in the erosion-corrosion of Sanicro28. **Materials Chemistry and Physics**, [s. l.], v. 233, p. 366–377, 2019.

SHEN, D.-J. *et al.* A novel method of surface modification for steel by plasma electrolysis carbonitriding. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 458, n. 1, p. 240–243, 2007.

SILVA, C. C., FARIAS, P. J., SANTANA, B. H., “Evaluation of AISI 316L stainless steel welded plates in heavy petroleum environment”, **Materials & Design**, Vol. 30, n. 5, pp. 1581-1587, May, 2009

TAMBOVSKIY, I. *et al.* Features of Cathodic Plasma Electrolytic Nitrocarburizing of Low-Carbon Steel in an Aqueous Electrolyte of Ammonium Nitrate and Glycerin. **Metals**, [s. l.], v. 12, n. 10, p. 1773, 2022.

TEDESCO, N. R. Caracterização do comportamento de desgaste de cerâmicas de alumina densa : efeitos de parâmetros do ensaio do tipo pino no disco. [s. l.],

2010. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/ufscar/862>. Acesso em: 9 jan. 2023.

TICIANELLI, E.A.; GONZALEZ, E. R. **Eletroquímica: Princípios e Aplicações**, 2ed, São Paulo, Edusp, 2005.

TILLY, G. P. A two stage mechanism of ductile erosion. **Wear**, [s. l.], v. 23, n. 1, p. 87–96, 1973.

TOALDO, P. H. **SOLDAGEM DE AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO CA6NM POR PROCESSO GMAW COM CORRENTE ALTERNADA**. 2019. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

TRUSCOTT, G. F. A literature survey on abrasive wear in hydraulic machinery. **Wear**, [s. l.], v. 20, n. 1, p. 29–50, 1972.

UNESP, **USINA** **HIDRELÉTRICA**
<https://www.feis.unesp.br/#!/departamentos/engenharia-eletrica/pesquisas-e-projetos/eco2/fontes-de-energia/hidreletrica/> > Acesso: 12/12/22

VENTER, A. M. *et al.* Interdependence of slurry erosion wear performance and residual stress in WC-12wt%Co and WC-10wt%VC-12wt%Co HVOF coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s. l.], v. 87, p. 105101, 2020.

WANG, Q.; WANG, J. Investigation of Wear Property and Strengthening Mechanism of Hot-Rolled Medium Manganese Steel on Condition of Slurry Erosion Wear. **Journal of Tribology**, [s. l.], v. 145, n. 1, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1115/1.4055716>. Acesso em: 9 jan. 2023.

WANG, Y.; JIANG, Z.; YAO, Z. Effects of Na₂WO₄ and Na₂SiO₃ additives in electrolytes on microstructure and properties of PEO coatings on Q235 carbon steel. **Journal of Alloys and Compounds**, [s. l.], v. 481, n. 1, p. 725–729, 2009.

WONG-ÁNGEL, W. D. *et al.* Tribocorrosion of DIN 16MnCr5 Steel Modified by Carburization and Manganese Phosphate Coating. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 29, n. 5, p. 2879–2889, 2020.

WONG-ÁNGEL, W. D. *et al.* Wear-Corrosion Synergy on Din-16MnCr5 Steel Under Nitriding and Post-Oxidizing Treatments. **Journal of Bio- and Tribo-Corrosion**, [s. l.], v. 7, n. 3, p. 83, 2021.

Wood, RJK Erosion–Corrosion Interactions and Their Effect on Marine and Offshore Materials. **Wear** 2006 , 261 , 1012–1023, doi:10.1016/j.wear.2006.03.033.

WU, J. *et al.* Investigation of anodic plasma electrolytic carbonitriding on medium carbon steel. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 313, p. 288–293, 2017.

YANG, W. *et al.* Improvement of corrosion protective performance of organic coating on low carbon steel by PEO pretreatment. **Progress in Organic Coatings**, [s. l.], v. 89, p. 260–266, 2015.

YANG, Z. *et al.* Microstructure, hardness and slurry erosion-wear behaviors of high-speed laser cladding Stellite 6 coatings prepared by the inside-beam powder feeding method. **Journal of Materials Research and Technology**, [s. l.], v. 19, p. 2596–2610, 2022.

Yao, Z.; Zheng, Y.; Ke, W. The Influence of Applied Potential on the Erosion-Corrosion Behavior of AISI321 Stain-less Steel in Acidic Slurry Medium. **Wear** 1995 , 186–187 , 568–572, doi:10.1016/0043-1648(95)07134-2.

YEROKHIN, A. L. *et al.* Plasma electrolysis for surface engineering. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 122, n. 2–3, p. 73–93, 1999.

ZUN GAHR, K. H., **Microstructure and wear of materials**. New York, ed.1, Elsevier, 1987.