

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

ESTUDO DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO E EM TRIBOCORROSÃO DO
AÇO INOXIDAVÉL MARTENSÍTICO DIN 1.4110

Rafael Gomes Mielczarski

Trabalho de Diplomação

Orientador: Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti

Porto Alegre

2015

“A imaginação é mais importante que o conhecimento.
O conhecimento é limitado. A imaginação envolve o mundo ”.

Albert Einstein

AGRADECIMENTOS

À professora Dra. Célia de Fraga Malfatti, pela orientação, aconselhamento e pelo conhecimento transmitido.

Ao meu coorientador e amigo Leonardo Marasca Antonini por todo apoio, orientação e amizade.

Ao Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LAPEC) e a todos colegas, em especial ao Maurício Del Vecchio e à Karine Parise pelo auxílio na realização dos ensaios.

Aos meus colegas de curso e laboratório Leonardo Simoni e Leandro Brunholi Ramos pelo auxílio e aconselhamento na realização dos ensaios e, principalmente, pela amizade.

Aos meus pais, Silvio Antônio Mielczarski e Vera Regina Gomes Mielczarski, pelo incentivo, pelo amor, pelos valores, pela educação que sempre puderam me proporcionar e por acreditarem que esta conquista seria possível.

A minha namorada Bruna de Oliveira Gonçalves que foi umas das responsáveis por esta conquista, me motivando e incentivando, e também por toda paciência, compreensão e amor.

A minha avó Nair Mielczarski por cuidar de mim quando era pequeno e por todo amor.

E por fim a Deus, responsável por todas as bênçãos.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	X
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XI
RESUMO	XII
ABSTRACT	XIII
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Aços Inoxidáveis.....	3
2.1.1 Histórico.....	3
2.1.2 Aplicações do aço inoxidável	3
2.1.3 Diagrama Fe-Cr	4
2.1.4 Classificação	5
Aços Inoxidáveis Austeníticos:.....	6
Aços inoxidáveis Ferríticos:	6
Aços inoxidáveis Martensíticos:	6
Aços inoxidáveis Duplex:	6
Aços inoxidáveis Endurecíveis por precipitação:	7
2.2 Corrosão em aços inoxidáveis	7
2.2.1 Aspecto Geral	7
2.2.2 Ensaios eletroquímicos	7
2.2.3 Polarização	8
2.2.4 Formas de corrosão nos aços inoxidáveis.....	9
Corrosão generalizada.....	10
Corrosão intergranular	10
Corrosão por pites	11
Corrosão por fresta.....	12
2.2 Tratamento Criogênico	12
2.3 Estudo sobre Tribologia.....	15
2.3.1 Fundamentos sobre o atrito.....	15

2.3.2	Medida de Coeficiente de Atrito ou Fricção.....	17
2.3.3	Rugosidade.....	18
2.3.4	Fundamentos básicos sobre desgaste	20
	Desgaste Adesivo.....	22
	Desgaste Abrasivo	24
	Desgaste Erosivo.....	26
	Desgaste Fadiga	27
2.4	Tribocorrosão	27
3.0	MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1	Planejamento Experimental	31
3.2	Materiais	31
3.2.1	Composição Química.....	31
3.2.2	Corpos de prova	32
3.2.3	Tratamentos Térmicos	34
3.3.1	Análise microestrutural.....	35
3.3.2	Dureza	35
3.3.3	Caracterização Morfológica.....	36
3.3.4	Caracterização eletroquímica.....	36
3.3.5	Ensaio tribológicos	37
3.3.6	Tribocorrosão.....	39
3.3.6	Microscopia Óptica.....	41
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	42
4.1	Composição Química.....	42
4.2	Análise microestrutural.....	42
4.3	Dureza	46
4.4	Análise morfológica.....	47
4.5	Ensaio tribológicos	47
4.6	Caracterização Eletroquímica	52
4.7	Ensaio em Tribocorrosão	55
5.0	CONCLUSÕES	61
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	63
7.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	64

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Passividade dos aços ao cromo expostos à corrosão atmosférica industrial por 10 anos. Fonte: PARDINI (2008), citado por LIMA (2014).	4
Figura 2.2	Diagrama de equilíbrio Fe-Cr. Fonte: ASM, Metals Handbook (1987), citado por SANCHES (2009).....	5
Figura 2.3	Gráfico esquemático de polarização anódica e catódica. Fonte: Adaptado de SANCHES (2009).....	8
Figura 2.4	Curva de polarização (potencial versus densidade de corrente) obtida pela método potencioestático para um metal que apresenta transição ativo/passivo. Fonte: Adaptado de SERNA (2009).....	9
Figura 2.5	Imagem esquemática do efeito de corrosão intergranular. Fonte: (GEMELLI, 2001).....	10
Figura 2.6	Representação esquemática do mecanismo de corrosão por pite. Fonte: (GEMELLI, 2001).....	11
Figura 2.7	Exemplo esquemático da formação de corrosão em frestas sobre um material passivo. Fonte: (GEMELLI, 2001).....	12
Figura 2.8	Curvas gerais de resfriamento e aquecimento dos processos criogênicos.....	14
Figura 2.9	a) diagrama de esforços de uma massa; b) gráfico típico da força tangencial em função do tempo para iniciar um movimento. Fonte: Adaptado de DUFFOUR (2002), citado em FRANCESCHINI (2014).	16
Figura 2.10	Exemplo gráfico de Coeficiente de atrito [μ] pelo tempo[s] para o contato entre metal-metal. Fonte: Adaptado de MENEZES (2013).....	18
Figura 2.11	Diagrama esquemático da estrutura superficial. Fonte: Adaptado de MENEZES (2013).....	19

Figura 2.12	Imagem ilustrativa dos parâmetros de rugosidade Ra, Rt e Rz. Fonte: Adaptado de (AGOSTINHO et al., 1995).....	20
Figura 2.13	Representação esquemática dos elementos do tribosistema. Fonte: Norma DIN 50320 (1977) citado por MELO (2008).....	21
Figura 2.14	Mecanismo de formação das ranhuras sobre superfícies desgastadas por filmes de partículas transferidas. Fonte: Adaptado de (GWIDON et al. 2007).	23
Figura 2.15	Modelo representativo do desgaste por adesão. Fonte: Adaptado de (GWIDON et al. 2007).	23
Figura 2.16	Mecanismo de desgaste abrasivo a dois e a três corpos. Fonte: Adaptado de (GWIDON et al., 2007).	25
Figura 2.17	Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies de matérias. Fonte: Adaptado de (MURRAY et al.1979), citado em (MELO 2008).....	26
Figura 2.18	Modelo de interação entre agente corrosivo e superfície desgastada. Fonte: Adaptado de (GWIDON et al., 2007).....	29
Figura 3.1	Fluxograma do procedimento experimental desenvolvido no trabalho.....	31
Figura 3.2	Representação esquemática do sistema de ensaios tribológicos utilizando o método bola-sobre-plano (ou ball-on-flat) do Laboratório de Pesquisa em Corrosão da UFRGS (LAPEC-UFRGS).....	38
Figura 3.3	Representação esquemática do Tribômetro UMT adaptado para ensaios em tribocorrosão no Laboratório de Pesquisa em Corrosão de UFRGS (LAPEC-UFRGS).....	39
Figura 3.4	Exemplo esquemático de uma célula utilizada em sistemas de tribocorrosão.....	40
Figura 3.5	Sequência de operações durante o teste de tribocorrosão ilustrada pela evolução do OCP. Fonte: Adaptado de (AZZI et al., 2009).....	41
Figura 3.6	Representações esquemáticas das medidas realizadas perpendicularmente à trilha desgastada.....	41

Figura 4.1	Microestrutura do sistema Branco.EF com 1000x de aumento. Ataque reagente Marble.....	43
Figura 4.2	Microestrutura do sistema U1.TR com 1000x de aumento utilizando reagente Marble.....	44
Figura 4.3	Microestrutura do sistema R2.(-80) com 1000x de aumento utilizando reagente Marble.....	45
Figura 4.4	Microestrutura do sistema U3.(-196) com 1000x de aumento utilizando reagente Marble.....	45
Figura 4.5	Gráfico do coeficiente de atrito (COF) pelo tempo (s) para as amostras dos sistemas: Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196).....	48
Figura 4.6	Imagem do desgaste à seco com aumento de 40x para as amostras dos sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).....	50
Figura 4.7	Imagem do desgaste à seco com aumento de 100x para as amostras dos sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).....	50
Figura 4.8	Imagem das esferas de Al ₂ O ₃ , com um aumento de 100x, após ensaios de desgastes à seco para os sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).....	51
Figura 4.9	Curvas de potencial de circuito aberto (OCP) pelo tempo (s) para as amostras dos sistemas: Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196).....	53
Figura 4.10	Curva de polarização para os sistemas estudados: Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196) em solução NaCl 0,05M.....	54
Figura 4.11	Gráfico do coeficiente de atrito (COF) em conjunto ao monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP) antes, durante e após o desgaste realizado em NaCl 0,05M para os sistemas: Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196).....	55
Figura 4.12	Imagem do desgaste em tribocorrosão com um aumento de 400x os sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).....	57
Figura 4.13	Imagem do desgaste em tribocorrosão com um aumento de 1000x os sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).....	57

Figura 4.14	Imagem do contra-corpo (esfera de alumina), com aumento de 1000x de aumento, utilizados no ensaio em tribocorrosão para os sistema: a) Branco.EF; b) U1.TR; c) R2.(-80); d) U3.(-196).....	59
Figura 4.15	Imagem ao microscópio óptico, com 1000x de aumento, da trilha desgastada no ensaio de desgaste à seco (a) e em tribocorrosão (b) realizado em NaCl 0,05M.....	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química do aço Inoxidável Martensítico DIN 1.4110 (X55CrMo14) segundo a norma DIN EN 10088-2:2005.....	32
Tabela 3.2	Representação dos sistemas estudados, com respectivos tratamentos térmicos.....	32
Tabela 3.3	Propriedades mecânicas do Aço Inoxidável Martesítico AISI 440A. (CALLISTER, 2007) (SCHWARTZ, 2002).....	33
Tabela 3.4	Parâmetros utilizados nos ensaios eletroquímicos.....	37
Tabela 3.5	Parâmetros utilizados nos ensaios de desgaste.....	39
Tabela 3.6	Parâmetros utilizados nos ensaios de tribocorrosão.....	40
Tabela 4.1	Composição química encontrada por espectroscopia.....	42
Tabela 4.2	Medidas de dureza (Rockwell) e microdureza (Vickers) dos sistemas estudados.....	46
Tabela 4.3	Medidas de rugosidade dos sistemas estudados.....	47
Tabela 4.4	Dados de largura e profundidade das trilhas desgastadas nos ensaios à seco.....	49
Tabela 4.5	Valores obtidos a partir da extrapolação das retas de Tafel.	54
Tabela 4.6	Dados de largura das trilhas desgastadas nos ensaios em tribocorrosão.....	58

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>ASTM Internacional</i>
COF	Coeficiente de Atrito (<i>Coefficient of Friction</i>)
DIN	Deutsches Institut für Normung - Instituto Alemão para Normatização
E	Potencial
E _{corr}	Potencial de corrosão
ECS	Eletrodo de Calomelano Saturado (<i>Saturated Calomel Electrode –SCE</i>)
E _{ECS}	Potencial em relação ao eletrodo de calomelano saturado
E _{pit}	Potencial de Pite
ET	Eletrodo de trabalho (<i>Working electrode – WE</i>)
HR	Dureza Rockwell
HV	Microdureza Vickers
Hz	Hertz
I _{corr}	Densidade de corrente de corrosão
kgf	Kilograma força
Log	Logaritmo
µm	Micrômetro
mm	Milímetro
MPa	Megapascal
mV	milivolts
N	Newton
OCP	<i>Open Circuit Potential</i> – Potencial de circuito aberto
PAR	Princeton Applied Research - Potenciostato EG&G
Pt	Platina

RESUMO

A otimização econômica dos processos de produção tem apresentado cada vez mais importância, tornando-se necessária uma maior atenção a todos os fatores que interferem nos custos, na qualidade final do produto e no meio ambiente. No cenário mundial, fenômenos de desgaste têm causado danos consideráveis em componentes e equipamentos industriais, representando um dos principais mecanismos que levam um equipamento à inutilidade e, conseqüentemente, significativa depreciação de capital. Logo, o presente trabalho tem por objetivo avaliar em termos de resistência ao desgaste, corrosão e tribocorrosão do aço inoxidável martensítico DIN 1.4110 com tratamentos térmicos de têmpera e posterior revenido e tratamentos criogênicos a -80°C (TSZ) e a -196°C (TC). Esses tratamentos têm sido propostos com o objetivo de aumentar a dureza e resistência ao desgaste sem prejudicar a resistência à corrosão, visto que esse aço apresenta requisitos fundamentais para aplicação em indústrias cuteleiras e como lâminas de corte em indústrias alimentícias. O aço foi caracterizado quanto à microestrutura, dureza e resistência à corrosão em NaCl 0,05M. Também se avaliou a resistência ao desgaste e o comportamento em tribocorrosão. Foram utilizados os mesmos parâmetros e a mesma técnica (bola-sobre-plano ou *ball-on-flat*) dos ensaios de desgaste a seco em tribocorrosão empregando-se a solução de NaCl 0,05M. Os resultados obtidos evidenciaram que, de maneira geral, as amostras com tratamentos criogênicos não apresentaram um ganho expressivo de dureza e resistência ao desgaste comparado ao tratamento térmico convencional de têmpera e revenido. Da mesma forma, para os ensaios de monitoramento do OCP e curvas de polarização, todos os sistemas apresentaram resistência à corrosão muito semelhantes. Também se pode observar um desgaste maior para as amostras que foram submetidas ao ensaio de tribocorrosão, comparativamente às amostras submetidas ao ensaio de desgaste a seco, o que, de acordo com a literatura, pode estar associado ao efeito sinérgico entre corrosão e desgaste.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Martensítico DIN 1.4110, tratamento criogênico, microestrutura, corrosão, desgaste, tribocorrosão.

ABSTRACT

The economic optimization of production processes has gained increasing importance, making necessary a greater attention to all factors that affect the costs, the final product quality and the environment. Globally, wear phenomena has caused considerable damage to industrial components and equipment, representing one of the main mechanisms that cause uselessness of equipment, and consequently significant depreciation of capital. Thus, the main objective of this study is to evaluate the martensitic stainless steel DIN 1.4110 heat treated by quenching and tempering and cryogenic treatment at -80°C (SZT) and the -196°C (CT) in terms of wear resistance, corrosion and tribocorrosion. These heat treatments has been proposed aiming to the hardness and wear resistance without impairing its corrosion resistance, since they are fundamental requirements for application of this steel in cutlery industry and as cutting blades in the food industry. The steel was characterized by its microstructure, hardness and corrosion resistance in 0.05M NaCl. It was also evaluated the wear resistance and tribocorrosion behavior. The same parameters and the same technique (ball-on-flat) of dry wear tests were used in tribocorrosion tests in 0.05M NaCl solution. The results showed that, in general, samples with cryogenic treatments did not show a significant gain of hardness and wear resistance compared to conventional heat treatment of quenching and tempering. Similarly, the OCP monitoring and polarization curves, showed a very similar corrosion resistance to all systems. It can be also observed a greater wear in samples that were subjected to the tribocorrosion test in comparison to the samples subjected to dry wear test, which according to the literature, can be associated to the synergistic effect between corrosion and wear.

Keywords: Martensitic stainless steel DIN 1.4110, cryogenic treatment, microstructure, corrosion, wear, tribocorrosion.

1.0 INTRODUÇÃO

A otimização econômica dos processos de produção tem apresentado cada vez mais importância, sendo necessária uma maior atenção a todos os fatores que interferem nos custos, na qualidade final do produto e no meio ambiente. Os principais mecanismos pelos quais os componentes e equipamentos industriais podem perder sua utilidade são obsolescência, quebra, corrosão e desgaste. Sendo esse último o que assume um papel relevante devido à sua complexidade e à dificuldade de avaliação (LEITE, 2009).

A deterioração superficial, ou seja, corrosão e desgaste, corresponde em torno de 70% das causas de inutilidade de componentes e equipamentos industriais. Os fenômenos de desgaste têm causado danos consideráveis, uma vez que representam um dos maiores fatores de depreciação de capital e de fonte de despesas com manutenção. Segundo Gregolin (1990), o desgaste influencia diretamente nos custos de produção devido à necessidade de reposição, recuperação de peças desgastadas e, também, pelas limitações de produção causadas por equipamentos deteriorados e interrupções imprevistas.

Em torno de 10% de toda a energia gerada em componentes mecânicos é dissipada por fricção e outros processos de degradação superficial. Estudos realizados pela ASME nos Estados Unidos apontam uma perda econômica de 1 a 2,5% do produto interno bruto devido ao desgaste. Na Alemanha, uma pesquisa da década de 80 revela que o desgaste e a corrosão juntos contribuem com a perda de 4,5% do produto interno bruto (GAHR, 1987).

Estima-se que nas últimas décadas o potencial de perdas econômicas devido ao desgaste tenha aumentado proporcionalmente ao crescimento da produção industrial. Segundo Eyre (1978), citado por Leite (2009), o desgaste pode ser definido como a degradação da superfície do componente ou do equipamento. Geralmente envolve a remoção progressiva do material como resultado de processos tribológicos. Tem-se ressaltado a necessidade e a importância de mais estudos fundamentais para melhor compreender o desgaste, já que este não pode ser completamente eliminado, ainda que, em alguns casos, possa ser reduzido a níveis insignificantes.

Em sistemas tribológicos, materiais ou componentes em contato podem estar expostos a um meio corrosivo, efeito conhecido como tribocorrosão. Este ocorre quando as solicitações mecânicas, químicas e eletroquímicas são simultaneamente envolvidas. Os mecanismos de desgaste e corrosão atuam de forma sinérgica. A combinação de solicitações resulta na degradação acelerada e significativa dos materiais em contato. De acordo com Landolt (2001), o estudo deste fenômeno requer um método experimental que permita monitorar o fenômeno eletroquímico e mecânico.

O objetivo principal deste estudo consiste em avaliar a influência de diferentes tratamentos térmicos empregados no aço inoxidável martensítico DIN 1.4110, dentre eles tratamento criogênico a -80°C e a -196°C . Pretende-se avaliar a dureza, a resistência ao desgaste, o comportamento eletroquímico, bem como o efeito sinérgico corrosão-desgaste, do aço inoxidável martensítico DIN 1.4110 submetido a esses tratamentos térmicos, visando obter um aumento na resistência mecânica sem prejuízo à resistência à corrosão.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Inoxidáveis

2.1.1 Histórico

Devido à necessidade de aços com maior resistência à corrosão e oxidação que os aços carbono convencionais, buscou-se desenvolver ligas mais resistentes a ambientes agressivos, tais como os aços inoxidáveis. O desenvolvimento histórico destes aços corresponde ao período em que metalurgistas da França, Alemanha, Inglaterra e mais tarde os Estados Unidos, começaram a publicar seus estudos sobre as ligas de ferro com baixo carbono contendo cromo (SERNA, 2009).

Por volta de 1910, havia diversas pesquisas em andamento em materiais, as quais levaram ao desenvolvimento dos aços inoxidáveis. Devido essa gama de estudiosos, é possível observar controvérsias na literatura sobre o precursor no desenvolvimento desses aços. De fato, a partir dessa época foram publicados resultados de pesquisas mostrando que, para teores acima de 11 a 12% de cromo, os aços apresentavam resistência à corrosão devido à passivação do aço, garantindo, assim, sua característica de inoxidável. A passivação consiste na formação de uma película fina com espessura típica de 3 a 5 nm de óxido de cromo (Cr_2O_3), que apresenta uma boa aderência, estabilidade e que se forma instantaneamente na presença de oxigênio.

2.1.2 Aplicações do aço inoxidável

Os aços inoxidáveis possuem uma vasta faixa de aplicações devidos às suas propriedades mecânicas, físicas e metalúrgicas. Sua versatilidade faz com que sejam utilizados desde talheres a ferramentas até em instrumentos médicos, equipamentos industriais (indústria química e de energia, alimentação, transporte, arquitetura) tais como vasos nucleares, trocadores de calor, tubos para a indústria de petróleo, partes para fornos, dispositivos elétricos e eletrônicos, dentre outros (LIMA, 2014).

2.1.3 Diagrama Fe-Cr

A Figura 2.1 apresenta o comportamento de ligas Ferro-Cromo expostas à corrosão atmosférica por 10 anos, mostrando a corrosão em mm/ano. Assim, é possível aproximar a quantidade necessária de cromo para evitar a corrosão destas ligas (LIMA, 2014).

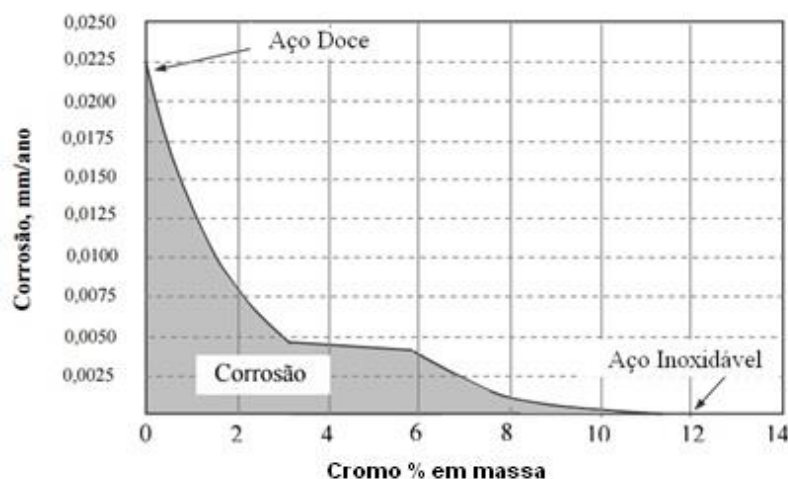


Figura 2.1 Passividade dos aços ao cromo expostos à corrosão atmosférica industrial por 10 anos. Fonte: PARDINI (2008), citado por LIMA (2014).

O cromo é um elemento estabilizador da estrutura cúbica de corpo centrado do ferro, de forma que, com o aumento do seu teor, ocorre uma expansão dos campos de estabilidade da ferrita. À medida que esse campo se expande, causa a redução do campo da austenita, reduzindo a chamada lupa austenítica (γ). Isso explica a metalurgia dos aços inoxidáveis martensíticos que precisam ser capazes de forma austenita no aquecimento, para que, na têmpera, possa ocorrer a transformação de fase para martensita.

A introdução de elementos de liga ao sistema binário Fe-C causa modificações das características de transformações de fase como, por exemplo: expansão/contração do campo de estabilidade da austenita e da ferrita, aumento/diminuição da temperatura Ms/Mf, deslocamento das curvas de transformação sob resfriamento contínuo, formação de novas fases/intermetálicos (PINEDO, 2011).

Um ponto importante para se entender as relações de fases e microestruturas em aços inoxidáveis é observar o diagrama de equilíbrio Fe-Cr, Figura 2.2.

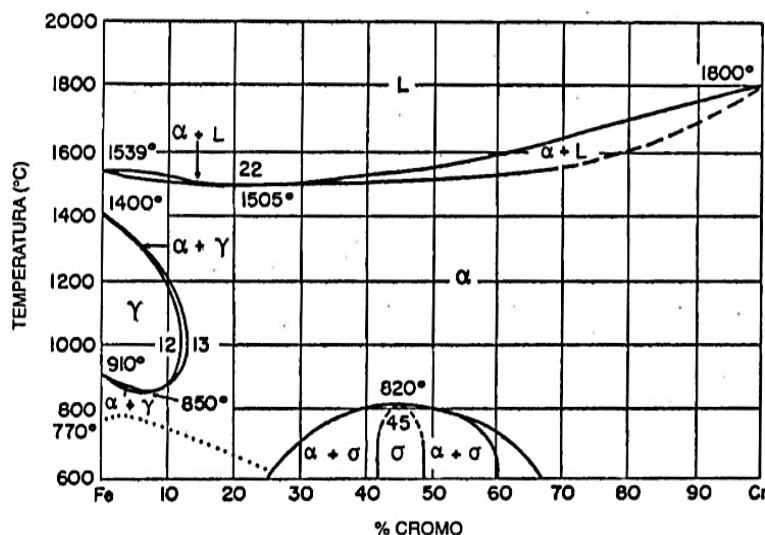


Figura 2.2 Diagrama de equilíbrio Fe-Cr. Fonte: ASM, Metals Handbook (1987), citado por SANCHES (2009).

Como se verifica no diagrama Fe-Cr, a temperatura de transformação de fase de α para γ corresponde a 910°C , à medida que se eleva o teor de cromo diminui-se a temperatura até certo ponto. Para maiores teores de cromo, a temperatura de transformação de fase aumenta, verificando-se a influência que a variação no teor desse elemento causa sobre a microestrutura.

Em aços inoxidáveis martensíticos, o tratamento térmico torna-se viável através do balanço da composição química de modo que contenha um teor suficiente de cromo para garantir resistência à corrosão e ao mesmo tempo se possa alcançar uma austenitização completa no aquecimento para posterior têmpera. Para que o tratamento térmico possa ocorrer, é necessário que haja a transformação de fase. A lupa austenítica é expandida pelo carbono e nitrogênio, ambos elementos estabilizadores da austenita.

Assim, maiores teores de carbono tornam possíveis mais altas concentrações de cromo, a fim de compensar a maior quantidade de carbonetos de cromo formados nos aços inoxidáveis martensíticos (KWIETNIEWSKI, 2011).

2.1.4 Classificação

A classificação mais usada na literatura divide os aços inoxidáveis em cinco grandes famílias, com base na fase constituinte predominante na sua microestrutura, fatores cristalográficos, composição química e mecanismos de endurecimento, que conferem características próprias referentes às propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

Para descrever os aços inoxidáveis de maneira mais adequada é necessário dividi-los em cinco categorias principais, sendo elas:

Aços Inoxidáveis Austeníticos:

São ligas Fe-Cr-Ni com teores entre 16 e 26% de cromo e 6 a 22% de níquel. É a maior família entre os aços inoxidáveis. Trata-se de um aço não magnético que possui a microestrutura CFC (Cúbica de face centrada), portanto não pode ser tratado termicamente. Contudo, pode-se aumentar a resistência mecânica por trabalho a frio (encruamento) ou por transformação martensítica induzida por deformação plástica (SANCHES, 2009).

Aços inoxidáveis Ferríticos:

São ligas Fe-Cr que contêm entre 10,5 a 30% de cromo com baixos teores de carbono. Sua estrutura alfa (α) cúbica de corpo centrado (CCC) é magnética, mas não pode ser endurecida por tratamento térmico, apresentando propriedades mecânicas limitadas. Sua resistência à corrosão depende da quantidade de cromo (LIMA, 2014).

Aços inoxidáveis Martensíticos:

São ligas com teores de cromo entre 10,5 e 18% e com até 1,2% de carbono. São ligas ferromagnéticas e endurecíveis por tratamento térmico. Podendo apresentar uma microestrutura martensítica (TCC - Tetragonal de corpo centrado) após tratamento térmico, conferindo um aumento na resistência mecânica. Devem ser empregados em peças que requeiram tratamento de têmpera, pois este tratamento favorece a resistência ao desgaste e à corrosão. Quanto mais alta a temperatura de têmpera, melhor será a resistência à corrosão, pois mais saturada fica a martensita decorrente de uma maior solubilização dos carbonetos de cromo (GENTIL, 2007). Em algumas aplicações desses aços, elementos de liga tais como nióbio, molibdênio, tungstênio e vanádio, ajudam a modificar a resposta ao tratamento de têmpera e revenido, intensificando o fenômeno de endurecimento secundário (HONEYCOMBE, 1983) (POLETTO, 2013).

Aços inoxidáveis Duplex:

Ligas com teores de 23 a 30% de cromo e 2,5 a 7% níquel apresentam uma microestrutura mista de ferrita e austenita, tendo algumas de suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão superiores aos outros aços inoxidáveis (PELTZ, 2013).

Aços inoxidáveis Endurecíveis por precipitação:

São ligas com teores de cromo entre 12 a 18% e níquel entre 3 a 10%. Suas propriedades variam de acordo com o tratamento e a composição química. Elementos como o cobre, titânio, ou alumínio promovem o endurecimento por precipitação após tratamento térmico (SANCHES, 2009).

2.2 Corrosão em aços inoxidáveis

2.2.1 Aspecto Geral

Corrosão é um processo de degradação de materiais metálicos decorrente de reações entre o ambiente (meio) e o material. Duas formas de corrosão podem ocorrer em metais e ligas, sendo a corrosão aquosa, decorrente de processos eletroquímicos na interface da superfície do metal e eletrólito, e a corrosão a seco, denominada oxidação.

Para diversos meios a maioria dos metais é instável. Estes buscam um menor estado de energia livre de Gibbs causando, assim, a formação de uma camada de óxidos na superfície do metal. Normalmente forma-se uma camada superficial porosa, a qual permite penetrações de oxigênio e desta forma à oxidação continua evoluindo, levando a uma contínua degradação do material (LUBINI, 2011).

Sobre a superfície dos aços inoxidáveis forma-se uma camada de óxido de cromo, denominada camada passiva, que garante uma excelente resistência à oxidação. À temperatura ambiente. Embora seja uma camada ultrafina, a mesma é densa e aderente o bastante para que o aço se encontre isolado do ambiente externo, evitando progressiva oxidação. Possui ainda um mecanismo chamado de repassivação, o qual é caracterizado por uma auto restauração da camada de óxido protetora, decorrente de algum dano em sua extensão (LIMA, 2014) (SANCHES, 2009).

2.2.2 Ensaio eletroquímicos

Considerando que os processos de corrosão envolvem fenômenos eletroquímicos, ensaios nessa área são de extrema importância no estudo dos mecanismos de processos de corrosão em aços inoxidáveis. Diversas técnicas foram desenvolvidas e atualmente são usadas em laboratórios para determinar taxa de corrosão em ambientes agressivos. Dentre elas, destaca-se a curva de polarização, que será abordada no presente trabalho, cuja aplicação envolve a avaliação do desempenho dos corpos de prova (SANCHES, 2009).

2.2.3 Polarização

Um fenômeno de corrosão ocorre quando um metal interage com uma solução que lhe seja agressiva, desenvolvendo no sistema um novo estado de equilíbrio termodinâmico. Nas condições existentes, só é possível atingir o equilíbrio por meio de transferência de cargas, garantindo o sistema eletroquímico (GENTIL, 2007).

Curvas de Polarização

As curvas de polarização constituem-se em uma importante ferramenta de investigação de processos corrosivos. Essas curvas são obtidas a partir da relação entre um potencial aplicado na interface metal-solução (eletrólito) e a corrente gerada. Podendo ser representadas por uma curva potencial versus corrente (E vs i), a partir do afastamento do potencial de equilíbrio, ou do potencial estável, utilizado na maioria dos casos, chamado de potencial de circuito aberto (OCP).

Através das curvas de polarização é possível extrair os principais parâmetros eletroquímicos do sistema investigado, como por exemplo, o potencial de corrosão (E_{corr}) e a densidade de corrente de corrosão (i_{corr}), obtidas a partir da extrapolação das retas de Tafel. Segundo Sanches (2009), o gráfico normalmente utilizado na representação da polarização plota o potencial (E em mV) pelo logaritmo do módulo da densidade de corrente de corrosão ($|i|$ em A/cm^2), conforme ilustra a Figura 2.3.

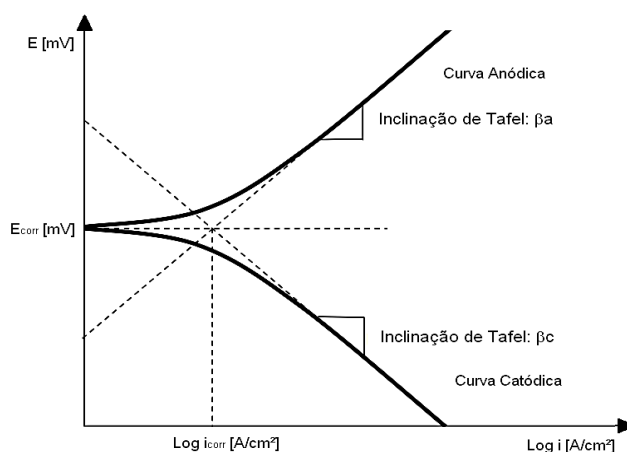


Figura 2.3 Gráfico esquemático de polarização anódica e catódica. Fonte: Adaptado de SANCHES (2009).

Para metais que apresentam natureza de passivação, como os aços inoxidáveis, as curvas de polarização anódicas apresentam um aspecto diferente, podendo ser observado na Figura 2.4. Observa-se uma região de transição do estado ativo para o estado passivo.

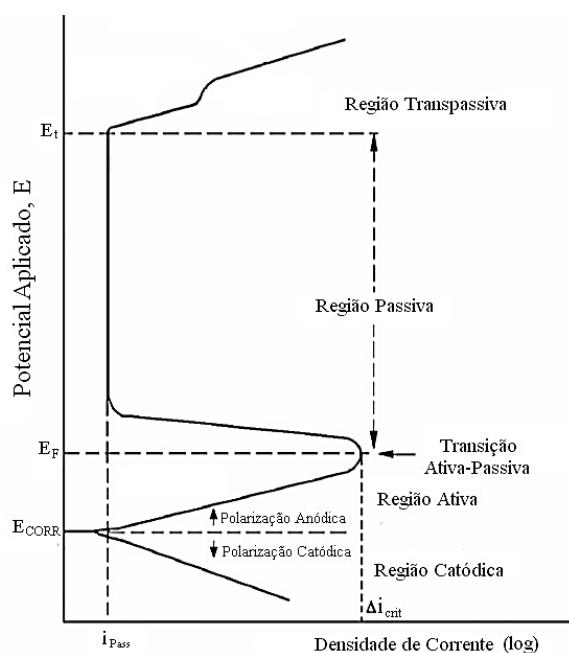


Figura 2.4 Curva de polarização (potencial versus densidade de corrente) obtida pela método potenciostático para um metal que apresenta transição ativo/passivo. Fonte: Adaptado de SERNA (2009).

Na transição do estado ativo para o passivo, que ocorre a partir do potencial crítico de passivação, forma-se uma camada de óxido metálico cobrindo completamente a superfície do metal, fazendo com que taxa de dissolução seja reduzida significativamente. Diz-se, então, que a superfície do metal encontra-se no estado passivado.

É possível observar que após, uma faixa de potencial, a densidade de corrente aumenta outra vez, região chamada de transpassiva, em decorrência, principalmente, do desprendimento de oxigênio, mas também de um aumento da dissolução do metal.

Como mencionado anteriormente, importantes informações podem ser obtidas a partir das curvas de polarização tais como a faixa de potencial de passivação, o potencial de corrosão, potencial de pite e a corrente e a corrente de corrosão (LUBINI, 2011).

2.2.4 Formas de corrosão nos aços inoxidáveis

Diversas formas de corrosão, generalizada ou localizada, podem ocorrer nos mais diversos materiais. Por se tratar de um estudo em aços inoxidáveis, serão abordados aspectos que, segundo a literatura, são mais encontrados para esse tipo de material.

Corrosão generalizada

Devido à camada passiva formada pelos aços inoxidáveis, estes apresentam excelente resistência à corrosão localizada, com exceção para meios redutores, que impedem que os aços inoxidáveis formem passivem (GENTIL, 2007).

Corrosão intergranular

A corrosão intergranular ocorre preferencialmente ao longo dos contornos de grão, por serem regiões de mais alta energia, sendo sítios preferenciais de precipitação de segundas fases que em aços inoxidáveis ocorre à precipitação de carbonetos de cromo.

Esse tipo de corrosão ocorre devido à difusão dos átomos de cromo, anteriormente em solução sólida na matriz, para os contornos de grão. Formando-se uma zona empobrecida em cromo ao longo de regiões adjacentes aos contornos de grão. Resultando na diminuição da resistência a corrosão, como se pode observar na Figura 2.5. Este fenômeno é denominado sensitização.

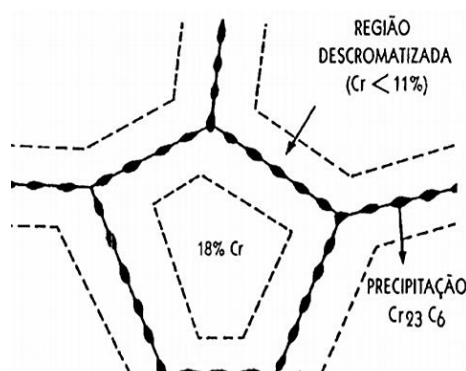


Figura 2.5 Imagem esquemática do efeito de corrosão intergranular. Fonte: (GEMELLI, 2001).

Esta região empobrecida em cromo se torna preferencialmente anódica em relação ao interior dos grãos, originando, assim, uma pilha de corrosão (GEMELLI, 2001).

A sensitização depende do teor de carbono do aço inoxidável e do tempo em certa temperatura. Pode ocorrer no resfriamento lento após solubilização, alívio de tensões na faixa de precipitação de carbonetos de cromo ou na soldagem. A exposição de um aço inoxidável sensitizado ao meio corrosivo como, por exemplo, ácido acético na temperatura ambiente, soluções alcalinas como carbonato de sódio, ou ainda água potável não causam corrosão intergranular (GENTIL, 2007) (CALLIESTER, 2007).

Corrosão por pites

A corrosão por pites é uma forma de corrosão localizada que consiste na formação de cavidades de pequena extensão e razoável profundidade. Ocorre em determinados pontos da superfície enquanto que o restante pode permanecer praticamente sem ataque.

Os aços inoxidáveis são susceptíveis a sofrer corrosão por pite por estarem associado à descontinuidade local de camadas passivas, que pode ser originada em imperfeições da estrutura metálica, tais como, presença de inclusões ou danos mecânicos (GENTIL, 2007).

Nesses aços, a quebra da passividade ocorre em geral pela ação dos chamados íons halogenetos, principalmente o íon cloreto, e esta dissolução localizada da película gera uma área ativa, que diante do restante passivado, provoca uma corrosão muito intensa e localizada. Na Figura 2.6 observa-se uma representação esquemática do mecanismo de corrosão por pites.

Em presença de oxigênio e de íons agressivos, uma pilha de corrosão se forma entre a superfície externa, passiva e catódica, e o interior da cavidade, ativa e anódica. Dependendo dessa relação, a velocidade de corrosão localizada pode se tornar elevada e as cavidades se tornarem rapidamente profundas (GEMELLI, 2001).

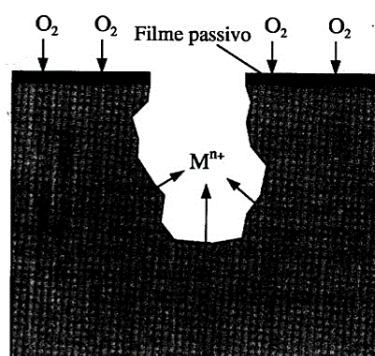


Figura 2.6 Representação esquemática do mecanismo de corrosão por pite. Fonte: (GEMELLI, 2001).

A composição química dos aços inoxidáveis tem significativa influência na sua resistência à corrosão. Assim, cromo, níquel e molibdênio aumentam a resistência à corrosão por pite. Impurezas, tais como, enxofre, formam inclusões que são prejudiciais e constituem locais favoráveis a nucleação de pites.

Corrosão por fresta

A corrosão por frestas, ocorre de forma mais significativa em materiais passiváveis, principalmente em meios que contenham cloreto, devido à formação de uma pilha de aeração diferencial e de concentração iônica diferencial. Quando o meio é líquido ocorre preferencialmente, as pilhas de concentração iônica diferencial e, quando o meio é gasoso, tende a ocorrer as pilhas de aeração diferencial.

De acordo com Gemelli (2001), as frestas são formadas quando uma peça metálica fica em contato com uma parte do eletrólito que não é renovado, como ocorrem normalmente em interstícios, juntas soldadas com chapas sobrepostas, juntas rebitadas, ligações roscadas, dentre outras situações geradores de frestas. Nesses lugares, a solução se enriquece em produtos de corrosão e o seu pH pode diminuir rapidamente.

A superfície no interior da fresta se torna anódica por falta de oxigênio, enquanto o restante da superfície torna-se catódica, devido à redução do oxigênio. O mecanismo de crescimento de corrosão por fresta é semelhante à corrosão por pite, com exceção da cinética e da morfologia do ataque. Como pode ser observado na Figura 2.7, a corrosão por frestas avança preferencialmente em largura na superfície e não em profundidade, como na corrosão por pite.

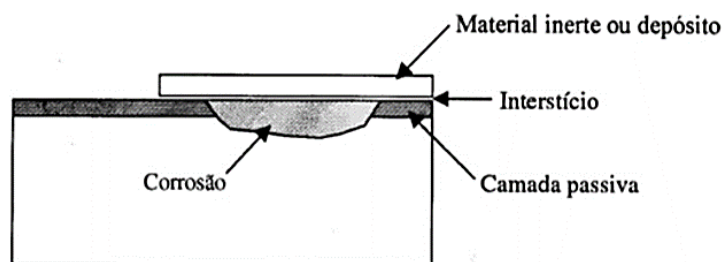


Figura 2.7 Exemplo esquemático da formação de corrosão em frestas sobre um material passivo. Fonte: (GEMELLI, 2001).

2.2 Tratamento Criogênico

Com o objetivo de melhorar as propriedades dos materiais, tem-se estudado processos que possibilitem um ganho de resistência mecânica e resistência ao desgaste.

Nos últimos anos, tem-se visto um aumento na utilização do tratamento criogênico, desenvolvido para complementar os tratamentos térmicos convencionais, que possibilita o aumento da competitividade das empresas, principalmente através da redução de custos, aumento da produtividade e melhoria no desempenho dos produtos.

Com a acessibilidade do nitrogênio líquido e o desenvolvimento de melhores sistemas de controle de temperaturas, os tratamentos criogênicos convencionais foram se desenvolvendo principalmente nos Estados Unidos e, mais tarde, em outras partes do mundo (GOBBI, 2009).

Os tratamentos criogênicos consistem essencialmente em submeter os materiais a temperaturas muito baixas (na ordem de -196°C) durante períodos prolongados de tempo. Há diversas formas e técnicas de fazer tratamentos a baixa temperatura. De acordo com alguns autores, os tratamentos de materiais a frio podem ser classificados em: (FARINA, 2012)

- Tratamento Sub-Zero (TSZ) ou “*cold treatment*”, utiliza-se o termo quando se tratar de temperaturas em torno de -80°C (193 K) podendo-se realizar o tratamento de alguns minutos a algumas horas por exposição ao gelo seco. Realizado após têmpera, promovendo estabilidade dimensional do material, geralmente pela redução de austenita retida, e remoção de tensões residuais dos processos de laminação, extrusão, forjamento, etc. (VIMAL, 2008).
- Tratamento Criogênico (TC) ou “*cryogenic treatment*”, na qual o material é refrigerado a temperaturas próximas de -196°C (77K). Sendo realizado por alguns minutos a algumas horas por exposição rápida ao nitrogênio líquido (NL_2).
- Tratamento Criogênico Profundo (TCP) ou “*deep cryogenic treatment*”, resfriamento lento, dezenas de horas em até -196°C por exposição lenta e controlada ao gás resfriado obtido da evaporação do nitrogênio líquido e aquecimento lento e controlado (GOBBI, 2009). Possibilita um controle preciso de temperatura que previne choques térmicos no material (VIMAL, 2008).

Feita a distinção entre as famílias de tratamento, a Figura 2.8 ilustra as curvas de temperatura dos processos criogênicos de forma genérica, sendo os parâmetros básicos: Temperatura mínima, tempo de encharque, taxa de aquecimento e resfriamento.

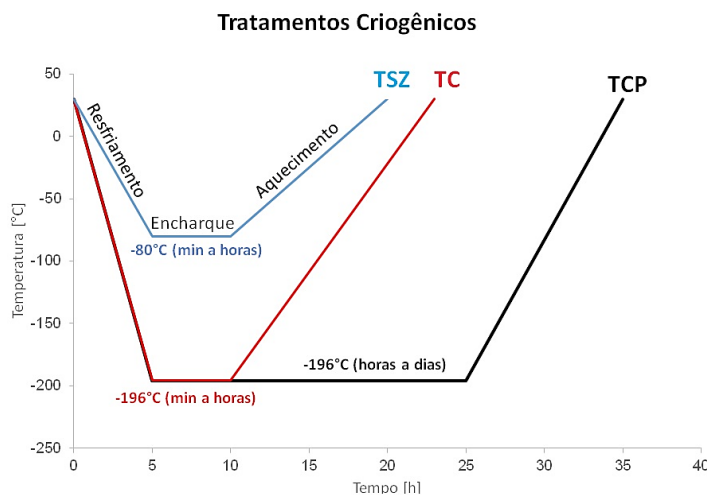


Figura 2.8 Curvas gerais de resfriamento e aquecimento dos processos criogênicos.

De acordo com Farina (2012) e Darwin (2008), em ligas ferrosas os fenômenos que ocorrem nas propriedades mecânicas, podem ser relacionadas principalmente a três fenômenos principais:

- Transformação de austenita retida em martensita;
- Precipitação ou aumento da fração volumétrica de carbonetos tipo eta (η);
- Remoção de tensões residuais.

Na literatura, existe certa confusão quanto à possibilidade de que carbonetos micrométricos tenham sua fração volumétrica alterados devido esse tratamento térmico. No entanto, alguns autores consideram que somente carbonetos nanométricos seriam modificados. (FARINA, 2012)

Hernandez (2009) citado por Poletto (2013), observou que os aços inoxidáveis martensíticos apresentaram um comportamento similar ao encontrado em aços ferramenta. Ressalta-se que a precipitação ocorre preferencialmente nos contornos dos grãos de austenita retida, que restaram após o tratamento térmico.

Apesar da difícil comparação entre os resultados dispostos na literatura sobre o assunto por conta da quantidade de condições diferentes de tratamentos e materiais utilizados, diversos autores entram no consenso em relação a melhora na resistência mecânica e resistência ao desgaste com o emprego dos tratamentos criogênicos.

2.3 Estudo sobre Tribologia

Muitos estudiosos na área da tribologia declaram que o primeiro estudo sistemático no campo da tribologia foi desenvolvido por Leonardo da Vinci (1452 – 1519), que apresentou importantes contribuições para o entendimento dos fenômenos de atrito e desgaste. Através de seus estudos, pôde observar que o atrito não depende da área de contato, mas sim da força normal aplicada sobre os corpos em deslizamento. E introduziu conceitos importantes sobre coeficiente de atrito, que serão melhor abordados posteriormente (RADI, 2007).

O termo tribologia tem origem da palavra grega “*Tribos*”, significando esfregar, ou ainda fricção ou atrito. Abrange a investigação científica dos fenômenos de lubrificação, atrito e desgaste. De acordo com a *Encyclopedia of Tribology*, citado por Both (2011), definiu-se tribologia como “a ciência e tecnologia de interações entre superfícies em movimento relativo entre si e dos fenômenos que disso decorrem”, ou seja, é o estudo de processos que formam ou ocasionam a perda de material devido ao contato dinâmico entre duas superfícies contatantes.

Em diversas situações, baixa ou alta fricção pode ser desejável. Por exemplo, em algumas aplicações de máquinas, tais como freios de veículo e embreagens, é necessária alta fricção. Contudo, na maior parte dos outros componentes de deslizamento e rolamento tais como rolamentos e as vedações, o atrito é indesejável. O atrito provoca perda de energia e o desgaste dos materiais que estão em contato. Nestes casos, o atrito deve ser minimizado.

Desta forma, o estudo da tribologia apresenta uma significativa importância econômica, bem como, a necessidade de pesquisas sistemáticas e a melhoria na transferência de conhecimento teórico sobre este assunto. Neste contexto, o entendimento do atrito e fenômenos de desgaste se torna imprescindível.

2.3.1 Fundamentos sobre o atrito

Há séculos, diversas pesquisas relacionadas ao atrito foram desenvolvidas pelos pioneiros nos estudos em tribologia, que apresentaram resultados que ainda se aplicam a muitos problemas de engenharia atualmente. O modelo clássico de atrito diz que a força de atrito é proporcional à carga, oposta ao movimento, e independente da área de contato. Este modelo de atrito de Leonardo da Vinci foi redescoberto por Amontons em 1699 e desenvolvido por Coulomb em 1785. No entanto, acredita-se que estas explicações não

sejam corretas para a maioria das aplicações práticas. De fato, estudos experimentais demonstram que ocorrem diferenças na aplicação das leis de atrito.

A palavra atrito é usada para descrever a perda gradual de energia cinética em muitas situações onde há movimento relativo entre corpos ou substância. Pode ser definido como “a resistência ao movimento que existe quando dois corpos sólidos, em contato, deslizam tangencialmente um em relação à superfície do outro, ou quando uma tentativa é realizada para produzir tal movimento” (SANTOS, 2006) (FRANCESCHINI, 2014).

A força de atrito (F_{at}), ou força resistiva ao movimento, é uma força tangencial e atua sobre os corpos em contato. Se uma força tangencial F é aplicada, desde que ela seja inferior a um determinado valor limite que não provoque deslizamento, a força de atrito exercida na interface de contato é exatamente igual e oposta à força F , e é chamada de força de atrito estático (F_s).

Quando a força tangencial F for suficientemente para causar o deslizamento, o corpo se move na direção da força aplicada, e a força de atrito que atua sobre a interface de contato durante o deslizamento é a força de atrito dinâmico (F_k). A Figura 2.9 mostra graficamente como se comporta a força de atrito ao longo do tempo para colocar um objeto em movimento. Sendo possível observar que a força necessária para iniciar o movimento é maior do que a força para que se mantenha o movimento, isto está no fato do coeficiente de atrito estático ser geralmente maior que o dinâmico.

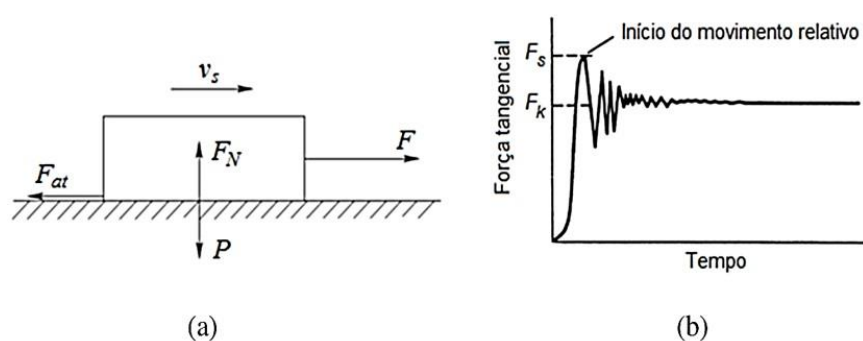


Figura 2.9 a) diagrama de esforços de uma massa; b) gráfico típico da força tangencial em função do tempo para iniciar um movimento. Fonte: Adaptado de DUFFOUR (2002), citado em FRANCESCHINI (2014).

Novos conceitos mostram que as propriedades mecânicas afetam o desempenho em fricção de forma mais significativa que as propriedades químicas, ao contrário de como se acreditava anteriormente. O efeito do atrito pode ser dividido em três mecanismos básicos, um devido à rugosidade, um devido à adesão e outro devido à penetração da partícula de material

mais duro em um menos duro. Sendo, portanto, necessário um maior esclarecimento a respeito da rugosidade superficial, como será abordado posteriormente.

2.3.2 Medida de Coeficiente de Atrito ou Fricção

Representado pela letra grega μ , o coeficiente de atrito ou constante de proporcionalidade é a relação entre a força de atrito e a força normal usada para avaliar contato entre as superfícies. Pode-se dividir o coeficiente em estático (μ_s), considerada como a fricção entre duas superfícies quando não há movimento, e dinâmico (μ_k), quando as duas superfícies em contato estão em movimento.

Observa-se a existência de somente uma constante para um dado par de materiais em deslizamento sob um determinado conjunto de condições de operação (temperatura, umidade, pressão normal, e velocidade de deslizamento).

Os valores usuais encontrados neste tipo de coeficiente variam de 0,1 a 0,9 (MENEZES, 2013). É um parâmetro de difícil determinação, pois depende de muitos fatores como: acabamento superficial, lubrificação e principalmente o comportamento existente entre o par tribológico. Um exemplo gráfico típico de coeficiente de atrito ou de fricção [μ] pelo tempo[s] é mostrado na Figura 2.10.

A maioria dos instrumentos modernos grava a força de atrito de saída do sensor e, em seguida, recalcula o coeficiente de atrito baseado na carga normal real usado. Ambos os sinais podem ser gravados. É possível observar na Figura 2.10 o comportamento de contato e deslizamento inicial entre as duas superfícies, seguido por um período de deslizamento relativamente suave (conhecida como o estado de equilíbrio).

Esses conjuntos de dados fornecem dois resultados importantes, como o coeficiente de atrito estático calculado como o valor de atrito máximo atingido durante o período inicial de deslizamento e o coeficiente de atrito estável calculado como a média da porção de estado de fricção estável (MENEZES, 2013).

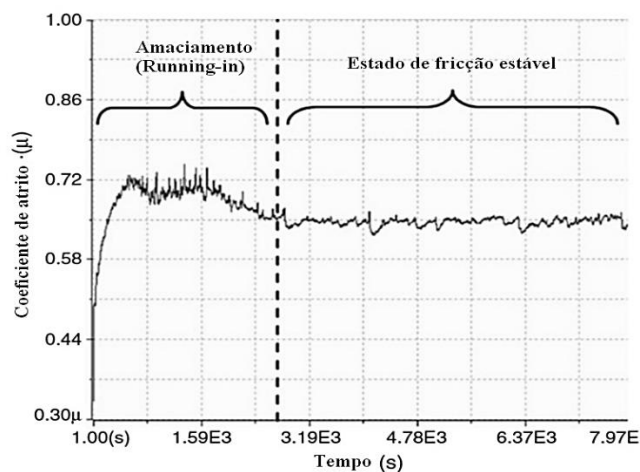


Figura 2.10 Exemplo gráfico de Coeficiente de atrito [μ] pelo tempo[s] para o contato entre metal-metal. Fonte: Adaptado de MENEZES (2013).

Deve-se notar que o coeficiente de atrito não é uma propriedade do material, mas um parâmetro medido que é altamente dependente das condições ambientais. Por esta razão, é muito importante registrar as condições ambientais (temperatura, por exemplo), durante o teste. (MENEZES, 2013).

2.3.3 Rugosidade

O estudo da morfologia da superfície é muito importante, pois através dele pode-se obter informações sobre a energia de superficial, hidrofobicidade, rugosidade, entre outros (PELTZ, 2013). Quando estudadas em uma escala suficientemente pequena, todas as superfícies sólidas apresentam irregularidades.

Análises perfilométricas são utilizadas para quantificar a morfologia da superfície de materiais. Essa é uma técnica padrão para avaliar a medida de rugosidade da superfície analisando diretamente os picos e os vales sobre a superfície.

A análise é realizada a partir do contato entre a amostra e uma ponteira que tem deslocamento vertical em resposta as características da superfície. Esse deslocamento é monitorado e o sinal elétrico é amplificado, digitalizado e apresentado pelo software, determinando o perfil de rugosidade superficial do material.

No entanto, a superfície pode sofrer alterações micrométricas, como arranhões ocasionados pelo cursor, dependendo da dureza e fragilidade do material. A estrutura de superfície pode incluir rugosidade, ondulação, sulcos, e falhas ou defeitos, como pode ser observado na Figura 2.11, que apresenta um diagrama esquemático da estrutura de superfície (MENEZES, 2013).

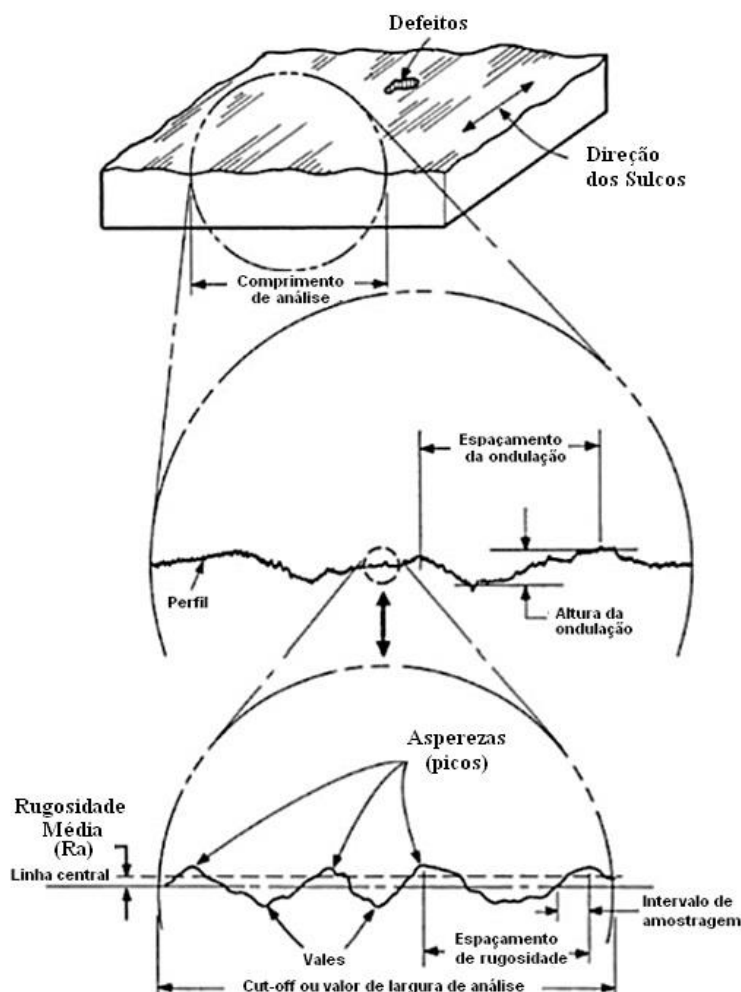


Figura 2.11 Diagrama esquemático da estrutura superficial. Fonte: Adaptado de MENEZES (2013).

Com o ensaio de rugosidade é possível obter valores de R_a , R_t e R_z , valores representados na Figura 2.12. Somente o parâmetro R_a não é capaz de descrever totalmente uma superfície. R_a é a média aritmética dos valores absolutos das ordenadas de afastamento (y_i) dos pontos do perfil de rugosidade em relação à linha média dentro do percurso de medição (ℓ_m). R_t corresponde à distância vertical entre o pico mais alto e o vale mais profundo no comprimento de avaliação (ℓ_m), independentemente dos valores de rugosidade parcial (Z_i). R_z corresponde à média aritmética dos cinco valores de rugosidade parcial (Z_i) (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2002) (AGOSTINHO et al., 1995).

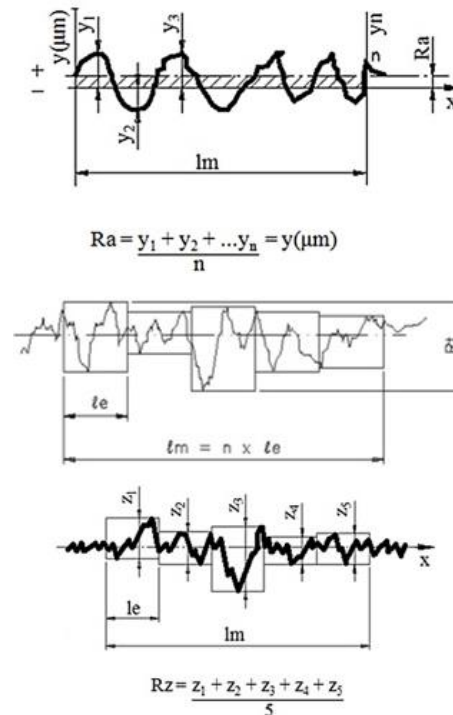


Figura 2.12 Imagem ilustrativa dos parâmetros de rugosidade Ra, Rt e Rz. Fonte: Adaptado de (AGOSTINHO et al., 1995).

2.3.4 Fundamentos básicos sobre desgaste

Um dos princípios básicos da tribologia é o desgaste. Leonardo da Vinci apresentou importantes contribuições sobre o comportamento de desgaste de matérias. Ele descobriu que o desgaste aumenta com a carga aplicada à superfície e a direção de desgaste não é necessariamente na direção vertical, mas segue a direção do vetor principal da carga. Estudos científicos iniciados na Alemanha por volta de 1930 buscavam explicar que o desgaste de metal a seco caracterizava-se por ser um processo de deformação seguido por um processo de separação de partes do material deformado (SOUZA, 2011).

Um tribosistema pode ser função das condições iniciais ou de entrada do sistema. Dependendo das entradas, como vibrações, tipo de material, aquecimento e atmosfera, podem-se ter fragmentos de desgaste, aquecimento, vibração e ruído.

Usualmente um sistema tribológico é constituído de quatro elementos:

1. Corpo sólido
2. Contra-corpo
3. Elemento interfacial
4. Ambiente

O contra-corpo pode ser um sólido, um líquido, um gás ou uma mistura destes. Já os lubrificantes e poeira nos estados sólidos, líquidos, gasosos ou uma combinação entre estes, atuam como elemento interfacial. Em casos especiais, o elemento interfacial pode estar ausente. A Figura 2.13 apresenta, de forma simplificada, o tribosistema geral de acordo com a norma DIN 50 320 (1997) citado por Melo (2008).

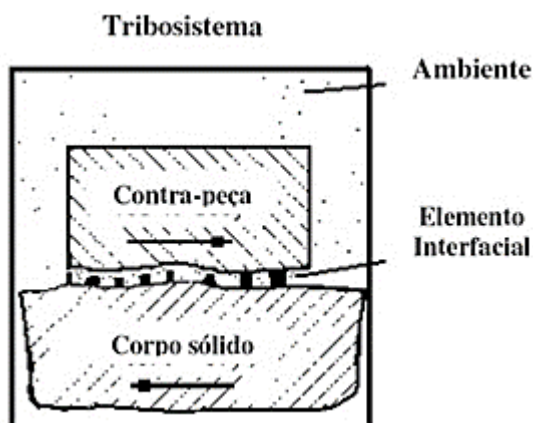


Figura 2.13 Representação esquemática dos elementos do tribosistema. Fonte: Norma DIN 50320 (1977) citado por MELO (2008).

O desgaste pode ser definido como o dano com perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido causado pela remoção ou alteração do material devido à ação mecânica, isto é, do contato e movimento relativo de um sólido, líquido ou gás contra uma superfície.

O comportamento do material e as alterações de superfície na interface durante o deslizamento de duas superfícies diferentes são um processo muito complexo, assim como a formação de debris (ou partículas de desgaste). Os materiais utilizados em aplicações tribológicas são principalmente elastoplásticos. Devido à carga contínua e as forças de fricção sobre a superfície, estes materiais podem se deformar plasticamente.

Tradicionalmente são aceitos quatro principais mecanismos de desgaste, seguindo uma classificação bastante utilizada na literatura, segundo Budinski (2001), citado em Both (2011):

- Desgaste adesivo;
- Desgaste abrasivo;
- Desgaste erosivo;
- Desgaste por fadiga.

Em geral, dois terços de todos os processos de desgaste encontrados em situações industriais ocorrem devido aos mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo. Em muitos casos, o desgaste é iniciado por um mecanismo e pode proceder por outros mecanismos de desgaste (MENEZES, 2013).

É importante considerar que, em contatos tribológicos reais, é bastante comum que diferentes mecanismos de desgaste atuem simultaneamente, sendo um fator significativo na difícil determinação de qual mecanismo está ocorrendo no processo.

Neste trabalho, fez-se uma revisão mais aprofundada no mecanismo de desgaste abrasivo e desgaste adesivo, pois, esses ocorrem preferencialmente nos sistemas estudados.

Desgaste Adesivo

O desgaste adesivo é definido como a transferência de material de uma superfície para outra sob carga e movimento relativo causada pela forte ligação no estado sólido. A fratura deste ponto de união faz com que partículas de uma superfície fiquem aderidas na outra de maneira temporária ou permanente (ASM International, 2001, citado em BOTH, 2011).

As superfícies dos materiais não são perfeitamente lisas, são constituídas de asperezas e irregularidades. Ao serem postas em contato, podem desenvolver tensões muito elevadas nessas regiões, pois o contato ocorre somente em alguns pontos, podendo haver deformações elástica ou plástica causando a união do material.

Com o movimento das superfícies, poderá haver a separação das partes unidas por adesão, devido a falha do material de menor resistência causado pela geração de trincas decorrentes da deformação plástica, havendo a transferência de uma porção de material que ficará aderida a outro corpo de maior resistência.

Essas partículas de transferência são geralmente mais duras do que o material de substrato devido ao trabalho de endurecimento severo, sendo capazes de produzir ranhuras na superfície, frequentemente observada quando ocorre o desgaste adesivo. Observa-se na Figura 2.14 (GWIDON et al., 2007).

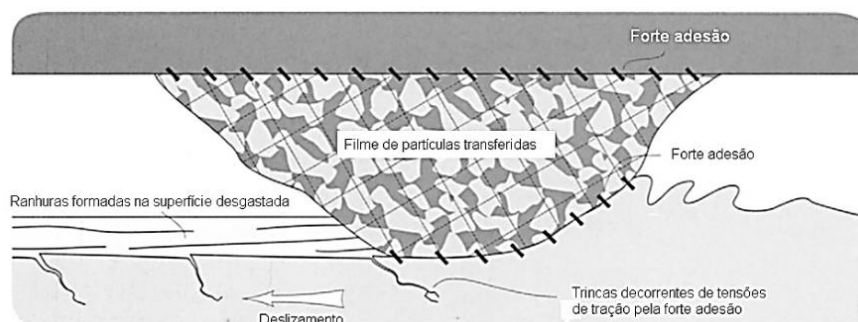


Figura 2.14 Mecanismo de formação das ranhuras sobre superfícies desgastadas por filmes de partículas transferidas. Fonte: Adaptado de (GWIDON et al. 2007).

A deformação plástica das asperezas devido à ação combinada de adesão e movimento de deslizamento pode ser observada na Figura 2.15. É possível constatar a formação de trincas, ou ainda, a extensa deformação plástica, mais pronunciada em metais dúcteis.

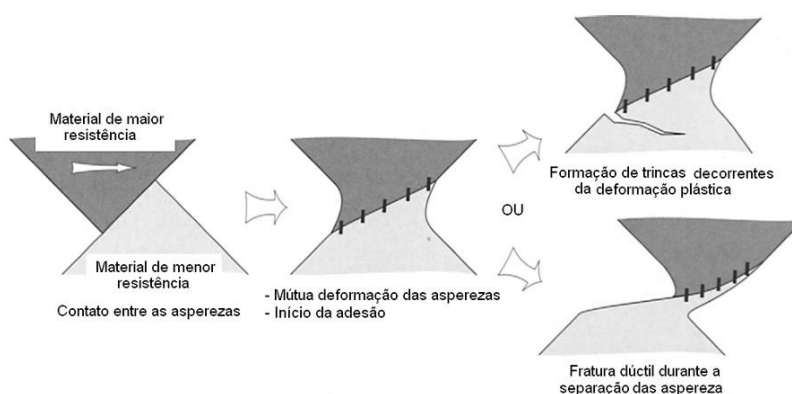


Figura 2.15 Modelo representativo do desgaste por adesão. Fonte: Adaptado de (GWIDON et al. 2007).

Na sequência, o material pode se desprender como uma partícula livre ou de terceiro corpo, evoluindo para um desgaste abrasivo. Portanto, a aplicação do termo desgaste adesivo em alguns casos é limitada. Pode ser apropriado o termo desgaste metal-metal (BOTH, 2011) (GWIDON et al., 2007).

Sob condições adequadas pode ocorrer a aderência entre metais e materiais cerâmicos. Fator relacionado à afinidade química entre eles. Segundo a literatura, apenas os metais que não formam óxidos estáveis exibem coeficientes de atrito baixos contra materiais cerâmicos. Metais geralmente têm uma resistência inferior à maioria dos materiais cerâmicos, de modo que, com a ruptura da união os fragmentos de metal são muitas vezes transferidos para o cerâmico (SUSKI, 2004).

Degaste Abrasivo

Esse mecanismo de desgaste é provocado pela interação mecânica de partículas abrasivas ou protuberâncias duras que são forçadas contra uma superfície em deslizamento. No desgaste abrasivo, de modo geral, um material com maior dureza provoca a remoção progressiva de material da superfície de outro com menor dureza.

A taxa com que superfícies em contato sofrem abrasão depende das suas características, como dureza e rugosidade, como também, da presença de abrasivos entre as superfícies, da velocidade de contato, da pressão exercida e das condições ambientais.

As partículas presas entre as duas superfícies deslizantes têm efeito de riscamento sobre elas. Como suportam parte da carga aplicada, tentam penetrar nas superfícies causando pontos concentradores de tensão. Para o caso de revestimento, podem causar a nucleação de trincas (BOTH, 2011).

Segundo Hutchings (1992), citado em Souza (2011), os materiais, mesmo aqueles que possuem a maior parte do volume composto por uma fase macia, irão desgastar se partículas duras estiverem presentes. Existem de fato, na maioria dos casos, diferentes mecanismos de desgaste abrasivo atuando e todos eles possuem características bem diferentes.

A literatura denota duas formas de desgaste abrasivo: (BOTH, 2011)

- Desgaste abrasivo a dois corpos;
- Desgaste abrasivo a três corpos.

Desgaste abrasivo a dois corpos pode ser exemplificado pela ação de uma lixa sobre uma superfície. Asperezas duras ou grãos rígidos passam sobre a superfície como uma ferramenta de corte. No desgaste abrasivo a três corpos, os grãos são livres para deslizar e rolar livremente sobre a superfície, pois, neste caso, eles não são mantidos rígidos. Desgaste a dois e três corpos são ilustrados esquematicamente na Figura 2.16 (GWIDON et al., 2007).

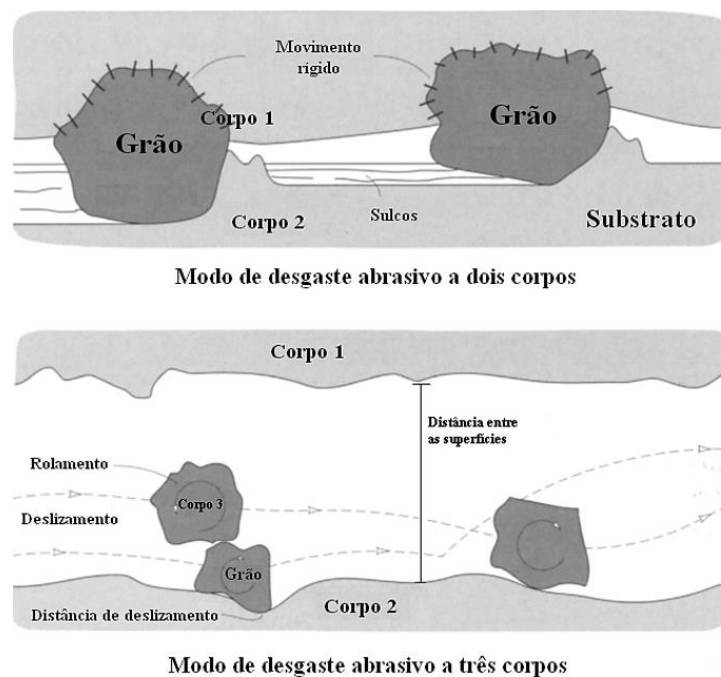


Figura 2.16 Mecanismo de desgaste abrasivo a dois e a três corpos. Fonte: Adaptado de (GWIDON et al., 2007).

A abrasão a dois corpos acontece quando uma superfície rugosa ou partículas abrasivas fixas deslizam através de uma superfície removendo material. A remoção acontece pela ação de deslizamento unidirecional de partículas discretas de um outro material sem haver movimento das superfícies entre si. Estas superfícies mantêm uma orientação constante entre si durante o período de contato (MELO, 2008).

A superfície gasta pelo desgaste abrasivo a três corpos exibe uma topografia aleatória, sugerindo remoção gradual de camadas superficiais pelo contato sucessivo dos grãos, diferentemente do desgaste abrasivo a dois corpos, no qual o material desgastado é removido por uma série de riscos.

De acordo com Mulhearn (1962), citado por Melo (2008), o desgaste abrasivo também é classificado quanto ao aspecto da superfície desgastada (micromecanismo) em microsulcamento, microcorte, microfadiga e microlascamento. No microsulcamento a perda de material ocorre devido a muitas partículas abrasivas agirem simultaneamente e sucessivamente, formando um amassamento à frente da partícula abrasiva.

No microcorte puro se tem uma perda de material igual ao volume do desgaste produzido, conforme se observa na Figura 2.17. Pode ser considerado um modelo clássico de desgaste, em que a forma da aspereza, ou grão duro, corta a superfície macia. O material que é cortado é removido como resíduos de desgaste. Quando o material é frágil, por

exemplo, materiais cerâmicos, a superfície pode se desgastar por fratura frágil (SOUZA, 2011).

É provável que, numa situação real de desgaste, além do mecanismo de microcorte na taxa de desgaste ocorra também remoção de material por processos de fadiga. Quando um material duro é atritado por um grão que perdeu a capacidade de corte (grão cego), não ocorrerá desgaste por mecanismo de corte. Neste caso, ocorrerá desgaste por deformações cíclicas. Assim, os resíduos de desgaste são resultados da fadiga do material.

O microlascamento ocorre quando partículas abrasivas impõem altas concentrações de tensões na superfície dos materiais, principalmente se forem frágeis. Nestes casos, fragmentos de desgaste são destacados da superfície devido à formação e propagação das trincas. Muitos materiais frágeis podem escoar plasticamente acima de um valor crítico que resulta em formação de trincas (MURRAY et al.1979), citado em (Melo 2008).

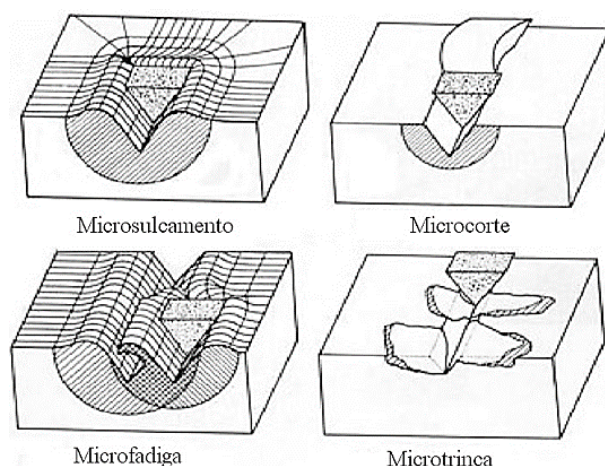


Figura 2.17 Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies de matérias. Fonte: Adaptado de (MURRAY et al.1979), citado em (MELO 2008).

Desgaste Erosivo

Desgaste erosivo é causado pelo impacto de partículas sólidas ou de líquidos contra uma superfície de um objeto. Pode ocorrer numa grande variedade de máquinas. Alguns exemplos típicos são os danos causados por gases em turbinas quando um avião voa através de nuvens de poeiras. Em comum com as outras formas de desgaste, a resistência mecânica não garante resistência ao desgaste e estudos detalhados das características dos materiais são necessários para evitar ou reduzir o desgaste.

O presente trabalho não apresenta um aprofundamento sobre esse mecanismo de desgaste, no entanto pode ser melhor entendido em (SOUZA, 2011).

Desgaste Fadiga

Quando o desgaste é ocasionado pelo alto número de repetições do movimento ele é chamado de desgaste por fadiga (RADI, 2007). Que ocorre em um material sujeito a esforços cíclicos na superfície do sólido a um nível de tensões abaixo do limite de escoamento do material. Estes carregamentos podem ser resultantes de rolamento, escorregamento de contato ou impacto de sólidos ou líquidos na superfície. Esse mecanismo de desgaste é caracterizado pela formação de trincas, lascamento de material e formação de fragmentos (MANHABOSCO, 2009).

2.4 Tribocorrosão

Em muitos sistemas tribológicos, os materiais em contato estão expostos a um meio corrosivo e, dessa forma, são submetidos simultaneamente a solicitações mecânicas e químicas ou eletroquímicas. A tribocorrosão pode ser definida como a deterioração ou transformação de material resultante da simultânea ação de desgaste e corrosão.

Quando a corrosão e o desgaste são concomitantemente envolvidos, os mecanismos atuam de forma sinérgica resultando em uma degradação acelerada e significativa dos materiais em contato. Sob estas condições, a taxa de degradação do contato tribológico não pode ser apenas prevista com base no conhecimento em resistência ao desgaste, sem a consideração do meio corrosivo, pois os mecanismos de degradação mecânica e química ou eletroquímica não são independentes.

Cientistas em eletroquímica e tribologia têm estudado, há muitos anos, o fenômeno de tribocorrosão usando diferentes enfoques. Na área de corrosão e eletroquímica têm se interessado no estudo da cinética de repassivação de superfícies metálicas ativadas através do risco. Já os tribologistas têm seu interesse voltado para o efeito da oxidação superficial no processo de desgaste mecânico (SANTOS, 2006).

Metais passivos estão recobertos por um filme de óxidos que os protege da corrosão. O desgaste desses metais por um contra-corpo rígido e inerte, pode levar a um drástico aumento da taxa de corrosão, já que a abrasão mecânica causa um afinamento ou remoção localizada do filme protetor (passivo). Segundo Jemmely (2003) citado por Santos (2006), com o movimento do contato, a área que perdeu sua camada passiva tenta se reoxidar, ou seja, reparar o filme destruído, em um processo que implica na perda de elétrons e uma

transferência de carga na interface, que resulta em íons de metal dissolvido ou óxido sólido e uma corrente anódica parcial acaba fluindo.

De acordo com Manhabosco (2009), outra causa de influência no aumento na taxa de corrosão está relacionada à liberação de partículas metálicas do primeiro corpo por desgaste mecânico (desgaste por fadiga, abrasivo ou adesivo). Anteriormente à ejeção das partículas, estas sofrem oxidação parcial ou total, ou ainda dissolução. A importância da transformação químico-eletroquímica depende não somente da agressividade do meio, mas também do tempo que as partículas permanecem no contato.

A remoção de material não ocorre somente devido à presença de partículas desgastadas, mas também pela oxidação eletroquímica do metal, que leva à formação de íons dissolvidos ou filme superficial. Esse filme pode, por sua vez, ser dissolvido quimicamente, liberando íons metálicos. A presença e natureza do meio corrosivo podem alterar o mecanismo de formação e as propriedades físicas das partículas de terceiro corpo (MANHABOSCO, 2009).

Partículas de terceiro corpo

Também chamados de *debris*, essas partículas de terceiro corpo são geralmente formadas entre os corpos em contato e podem ser oriundas do desgaste de um ou ambos os materiais em contato. Suas propriedades físicas apresentam influência no modo de como essas partículas podem atuar no comportamento tribológico, podem agir como abrasivo e acelerar o desgaste ou como um sólido lubrificante, diminuindo atrito e desgaste. As condições eletroquímicas dos testes de tribocorrosão têm significativa importância na taxa de formação e propriedades dos *debris*. Enquanto as partículas se mantêm em contato, experimentam quebra, corrosão, transferência e finalmente são ejetadas do contato quando atingem um tamanho crítico (MANHABOSCO, 2009).

Ensaio em tribocorrosão possui como característica, uma rápida taxa de desgaste acompanhada por uma diminuição do coeficiente de atrito. Essa divergência entre atrito e desgaste é uma maneira muito utilizada para identificar esses processos de desgaste. A reação química que é benéfica para prevenir desgaste adesivo, pode levar a uma acentuada perda de massa do material.

Para metais passiváveis submetidos a contato de deslizamento, um dos quatro processos seguintes pode ocorrer (METHEW et. al., 2009):

1. Uma camada de filme de lubrificante pode inibir ambos os processos de desgaste. Infelizmente, muito poucos filmes têm durabilidade desejada, sendo raramente vista na prática.
2. Uma camada de filme fraco que tem baixa durabilidade sob condições de contato de deslizamento poderá produzir uma alta taxa de desgaste por causa da formação regular e destruição da camada. Neste instante, o coeficiente de atrito poderá ter um valor baixo ou não. Está é a forma mais comum de desgaste em meio corrosivo, já que a maioria dos revestimentos consiste de óxidos frágeis ou outros compostos iônicos.
3. A superfície do filme passivo pode formar pites, ou uma junção galvânica entre o restante do filme e o substrato subjacente poderá resultar numa corrosão acelerada da superfície.
4. A corrosão e o processo de desgaste poderão atuar independentemente, e a perda de massa do material será uma simples soma dos processos individual.

Esse hipotético modelo de desgaste está esquematizado na Figura 2.18.

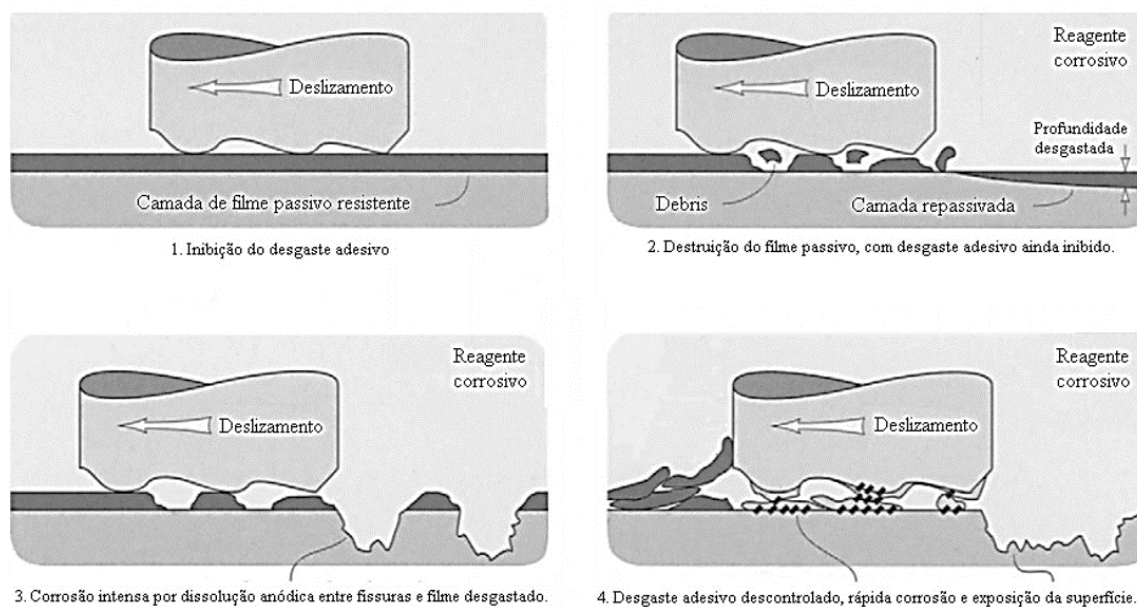


Figura 2.18 Modelo de interação entre agente corrosivo e superfície desgastada. Fonte: Adaptado de (GWIDON et al., 2007).

Basicamente, podemos dizer que o sistema em tribocorrosão é afetado por quatro tipos de parâmetros principais (METHREW et al., 2009):

1. Solicitações mecânicas.
2. Condições eletroquímicas na superfície do metal em desgaste;
3. Propriedades da solução em contato:
4. Materiais em contato e suas propriedades de superfície.

Estes parâmetros não agem independente uns dos outros, mas sim, são mutuamente dependentes. Devido à influência dos mais diversos parâmetros, é de suma importância, do ponto de vista experimental, que as condições eletroquímicas e de desgaste estejam bem definidas e controladas.

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Planejamento Experimental

A metodologia utilizada no presente trabalho segue as etapas representadas no fluxograma da Figura 3.1, a qual diversos ensaios foram realizados para alcançar os objetivos propostos.

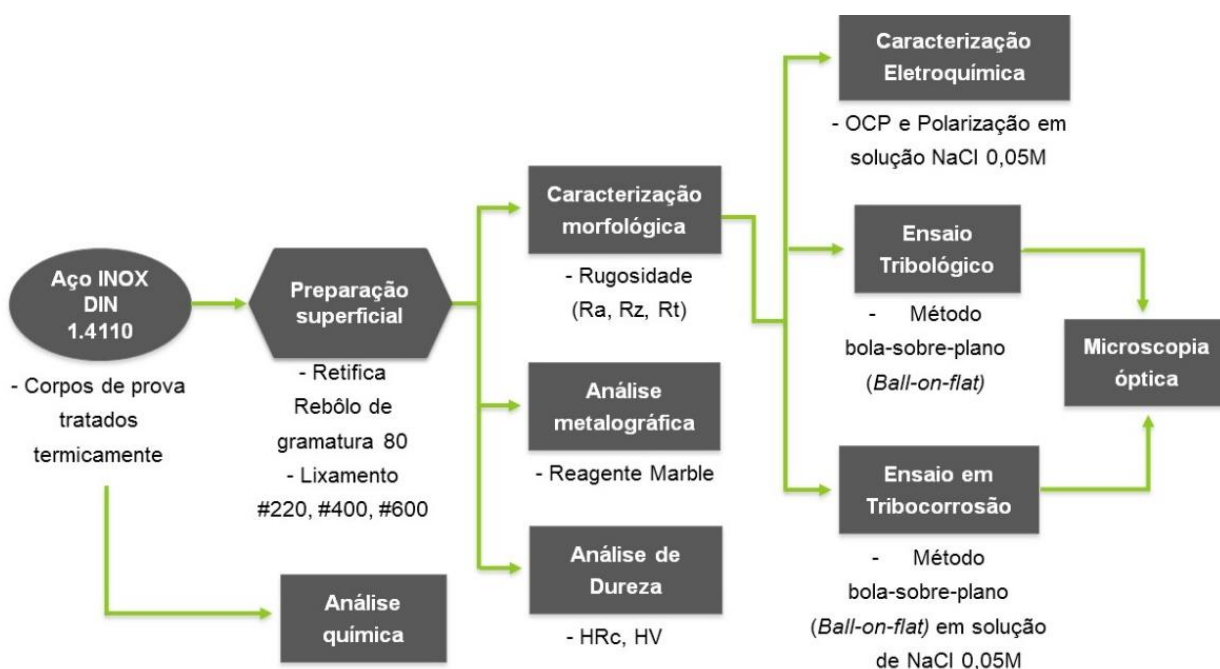


Figura 3.1 Fluxograma do procedimento experimental desenvolvido no trabalho.

3.2 Materiais

3.2.1 Composição Química

O material estudado foi o Aço Inoxidável Martensítico DIN 1.4110 (X55CrMo14) por apresentar alta resistência mecânica e resistência à corrosão, oferecendo requisitos fundamentais para aplicação em indústrias cuteleiras e em lâminas de corte em indústria de processamento de alimentos. Sua composição química é descrita na Tabela 3.1 segundo a norma DIN EN 10088-2:2005.

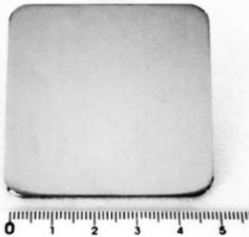
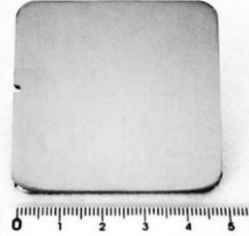
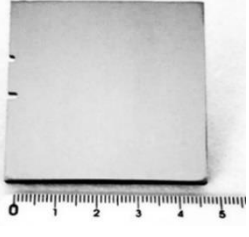

Tabela 3.1 Composição química do aço Inoxidável Martensítico DIN 1.4110 (X55CrMo14) segundo a norma DIN EN 10088-2:2005. (% em massa).

C%	Cr%	Si%	Mn%	Mo%	S%	P%
0,48-0,60	13-15	<1,00	<1,00	0,5-0,8	<0,015	<0,04

3.2.2 Corpos de prova

Os corpos de prova foram dimensionados em 50mm x 50mm, tendo 3.5mm de espessura. Foram obtidos a partir de uma mesma bobina do Aço Inoxidável Martensítico DIN 1.4110, a fim de evitar significativas alterações de composição química e propriedades metalúrgicas. Na Tabela 3.2, é possível observar os diferentes sistemas que serão estudados.

Tabela 3.2 Representação dos sistemas estudados, com respectivos tratamentos térmicos.

SISTEMAS	DESCRIÇÃO	IMAGENS
Branco.EF	Recozido a 780°C e resfriado ao ar.	
U1.TR	Temperado a 1080°C e revenido a 250°C por 1,5 hora.	
R2.TS(-80)	Temperado a 1080°C, aplicado tratamento criogênico a -80°C nebulização direta por 6 horas e após revenido a 250°C por 1,5 hora.	
U3.TS(-196)	Temperado a 1080°C, aplicado tratamento criogênico a -196°C em imersão por 6 horas e após revenido a 250°C por 1,5 hora.	

Segundo Poletto (2013), as bobinas de aço inoxidável martensítico são fornecidas laminadas a frio e recozidas a 780°C e resfriadas ao ar. Esse estado de fornecimento prevê as propriedades mecânicas descritas conforme a Tabela 3.3, dando exemplo para o aço inoxidável martensítico AISI 440A por conta da semelhança na composição química (CALLISTER, 2007).

Tabela 3.3 Propriedades mecânicas do Aço Inoxidável Martensítico AISI 440A. (CALLISTER, 2007) (SCHWARTZ, 2002).

Propriedades Mecânicas	Valores
Limite de Resistência à Tração [MPa (ksi)]	725 (105)
Limite de Escoamento [MPa (kpsi)]	415 (60)
Alongamento (%)	20
Dureza HV	185-240

Com o objetivo de padronizar as superfícies após os tratamentos térmicos, todos os corpos de prova foram retificados com um rebolo de gramatura 80 com posterior processo de preparação que consiste no lixamento mecânico utilizando lixas de Carbetto de Silício, seguindo a seguinte ordem de granulometria: #180, #220, #440 e #600.

Visando a um aumento na resistência ao desgaste sem prejudicar sua resistência à corrosão, foram escolhidos como parâmetros as temperatura de tratamento criogênico, que, segundo a literatura, são denominados como tratamento sub-zero (TSZ) para temperaturas em torno de -80°C e tratamento criogênico (TC) para temperaturas próximas à -196°C. Para o presente trabalho, esses tratamentos apresentaram o tempo de ciclo térmico em 6 horas, permitindo, assim, a avaliação das possíveis alterações nas propriedades mecânicas, eletroquímicas e em tribocorrosão.

A variação dos ciclos térmicos em tratamentos criogênicos foge aos propósitos deste trabalho, podendo ser melhor observada nas referências citadas, em particular, em (POLETTTO, 2013).

Para melhor avaliar os tratamentos térmicos, optou-se por analisar uma amostra sem tratamento térmico, apenas recozida a 780°C e resfriada ao ar (sistema denominado Branco.EF), uma amostra de controle, sem tratamento criogênico com apenas têmpera e

revenido (sistema denominado U1.TR), e os sistemas criogênicos a -80°C e -196°C , denominados R2.(-80) e U3.(-196), como pode ser observada na Tabela 3.2.

3.2.3 Tratamentos Térmicos

O material estudado no presente trabalho foi fornecido com os tratamentos térmicos, sendo os tratamentos criogênicos realizados pela empresa Air Products.

Têmpera

Segundo Poletto (2003), para a realização da têmpera, os corpos de prova tiveram sua temperatura elevada por cerca de 20 minutos, até 1000°C (temperatura de início de austenitização), após foi elevado até 1080°C permanecendo por 10 minutos, para garantir a homogeneidade (ou encharque) do material.

Imediatamente após esse período, foi realizado o resfriamento do material com ar através de um turbo compressor, levando o material até a temperatura ambiente em aproximadamente 40 segundos, suficiente para garantir a formação de martensita.

Revenido

Realizado para todos os corpos de prova nas mesmas condições, em que se utilizou um forno contínuo de resistência elétrica na temperatura de 250°C por uma hora e meia.

Conforme Kwietniewski (2011), a dureza e a resistência da martensita, na condição temperado (sem revenido), se mantêm para revenidos realizados até 450°C , caindo rapidamente. Temperaturas de revenido na faixa de 450°C a 550°C devem ser evitadas, pois causa um efeito negativo sobre a tenacidade e sobre a resistência à corrosão.

Tratamento Criogênico

As técnicas utilizadas nos tratamentos criogênicos são melhor descritas em Poletto (2013). No entanto, de modo geral, utilizou-se a técnica de nebulização direta para o tratamento sub-zero (TSZ) realizado a -80°C , no qual o nitrogênio líquido é nebulizado diretamente na câmara que, com o auxílio de ventiladores, homogeneiza a temperatura.

Os corpos de prova, posteriormente ao resfriamento do processo de têmpera, foram colocados à temperatura ambiente dentro da câmara de congelamento que, após 7 minutos, atingiram a estabilidade térmica a -80°C .

Para o tratamento criogênico (TC) realizado a -196°C , utilizou-se a técnica por imersão gradual através do contato direto dos corpos de prova e do nitrogênio líquido (NL_2), ocorrendo logo após o resfriamento do processo de têmpera (POLETTTO, 2013).

3.3.1 Análise microestrutural

Foi realizada a análise metalográfica a fim de avaliar a microestrutura obtida a partir dos diferentes tratamentos térmicos. Todos os corpos de prova foram submetidos aos mesmos processos de preparação. A preparação das amostras para metalografia se fez através de procedimentos usuais de análise microestrutural. Todos foram cortados, embutidos em resina sintética (baquelite) e lixados mecanicamente, utilizando a granulometria #180 a #1200. Havendo sempre a rotação da amostra em 90° para cada troca de lixa com o intuito de aumentar a eficiência na retirada dos sulcos oriundos das granulometrias inferiores. Por fim, as mesmas foram polidas em alumina $1\mu\text{m}$ em uma politriz automatizada.

Posteriormente, foi realizado o ataque químico por imersão, entre 2 a 3 segundos, utilizando o reagente Marble (10g de CuSO_4 , 50ml de HCl e 50 ml de H_2O) com o objetivo de revelar a microestrutura do material (GONÇALVES et al., 2005). Em seguida, as amostras foram analisadas e as imagens registradas utilizando o Microscópio Óptico da marca Olympus BX51M Realizados no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS (LAMEF – UFRGS).

A análise do percentual de carbonetos e austenita retida foi avaliada pelo tratamento de imagens com o auxílio do software ImageJ.

3.3.2 Dureza

Os diferentes sistemas foram submetidos a ensaios de dureza e microdureza utilizando um durômetro e um microdurômetro da marca Buehler. Foram realizados no Laboratório metalúrgico da empresa GKN do Brasil Ltda., com aplicação de carga diretamente sobre a superfície das amostras de 150kgf e 1kgf para o ensaio de dureza e microdureza. Foram realizadas três medições em regiões aleatórias para cada uma das amostras, garantindo um grau de confiança dos resultados.

3.3.3 Caracterização Morfológica

Para a análise da morfologia dos sistemas Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196) foi utilizado um rugosímetro MarSurf XCR20 baseado no método de apalpador tátil com uma microponteira de diamante, aplicando uma força de apalpe de 0,02N (realizado no Laboratório Dimensional na empresa GKN do Brasil Ltda.). As medidas foram realizadas de acordo com a norma ISO 12085:1998. Foi utilizado como parâmetro um *cut-off* de 0,8 mm, que consiste no comprimento de amostragem e uma velocidade de varredura de 0,50 mm/s, adquirindo 11218 pontos por medição.

Foram realizadas três medidas de rugosidade em regiões aleatórias, em cada uma das três amostras de cada sistema. A partir desses valores, foram calculadas as médias e os desvios da rugosidade média Ra e de outros parâmetros como Rz e Rt.

O objetivo dessas análises foi caracterizar as amostras quanto: homogeneidade, porosidade e rugosidade superficial antes dos demais ensaios. Garantindo que a morfologia das amostras será uniforme entre os diferentes sistemas e não irá causar influência nos ensaios eletroquímicos, tribológicos e em tribocorrosão.

De acordo com Menezes (2013), a rugosidade é um dos fatores que influencia no aumento do coeficiente de atrito do sistema. Sendo esse um dos motivos pelo qual as amostras foram padronizadas superficialmente, como descrito no tópico 3.1.2.

3.3.4 Caracterização eletroquímica

Para caracterização eletroquímica dos quatro diferentes sistemas, foram realizadas polarizações potenciodinâmicas utilizando o equipamento Potenciostático/Galvanostático AUTOLAB PGSTAT 302N no Laboratório de Pesquisa em Corrosão da UFRGS (LAPEC-UFRGS).

Em todos os testes eletroquímicos, foi utilizada uma célula de acrílico composta por três eletrodos o eletrodo de trabalho (amostras do aço inox DIN 1.4110) com uma área de exposição de 0,626 cm², um eletrodo de referência (Eletrodo de Calomelano Saturado – ECS) empregando-se um capilar de Luggin e um fio de platina como contra eletrodo. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em meio naturalmente aerado e sem agitação, utilizando um eletrólito de NaCl 0,05M.

Para não que houvesse influência nos ensaios eletroquímicos, todas as amostras passaram pelo mesmo procedimento de preparação superficial, como descrito anteriormente.

Foram utilizadas duas técnicas para caracterização eletroquímica do aço inoxidável martensítico DIN 1.4110 sob as diferentes condições de tratamento térmico, sendo elas: o monitoramento do potencial de circuito aberto e a polarização potenciodinâmica.

O potencial de circuito aberto (OCP) foi monitorado durante 30 minutos de imersão no eletrólito antes do ensaio de polarização, utilizando os parâmetros de análise segundo Peltz (2013), apresentados na Tabela 3.4. Todos os ensaios eletroquímicos foram realizados em triplicatas e em regiões aleatórias das amostras para garantir um certo grau de confiabilidade dos resultados.

Tabela 3.4 Parâmetros utilizados nos ensaios eletroquímicos.

Parâmetros	Dados
Eletrólito	NaCl 0,05M
Tempo de monitoramento do OCP	30 min
Intervalo de varredura	-100mV abaixo do OCP a +600mV acima do OCP
Velocidade de varredura (<i>Scan Rate</i>)	1 mV.s ⁻¹

Os valores da densidade de corrente de corrosão i_{corr} obtidos das curvas de polarização foram determinados pela intersecção da reta de Tafel anódica com a reta de Tafel catódica. A extrapolação da reta anódica foi obtida considerando-se o trecho linear entre aproximadamente 20 e 30 mV acima do potencial de corrosão E_{corr} , enquanto que a extrapolação da reta de Tafel catódica foi obtida a partir do trecho entre 20 e 30 mV abaixo de E_{corr} .

3.3.5 Ensaio tribológicos

Os ensaios de desgaste foram realizados no Laboratório de Pesquisa em Corrosão da UFRGS (LAPEC – UFRGS). As amostras foram submetidas a ensaios tribológicos utilizando um Tribômetro UMT (*Universal Micro Tribometer*) da marca CETR – *Test Equipment Tribology*, controlado computacionalmente, empregando o método do tipo bola-sobre-plano (ou *ball-on-flat*) (AZZI, 2009), (MALFATTI, 2009) (GALLIANO, 2001).

O Tribômetro é o dispositivo utilizado para realizar a medição do atrito e outras propriedades relacionadas ao desgaste, entre diferentes materiais e meios. O desgaste foi realizado com movimento linear recíproco por uma esfera de alumina com diâmetro de 4,762 mm, conforme esquematizado na Figura 3.2.

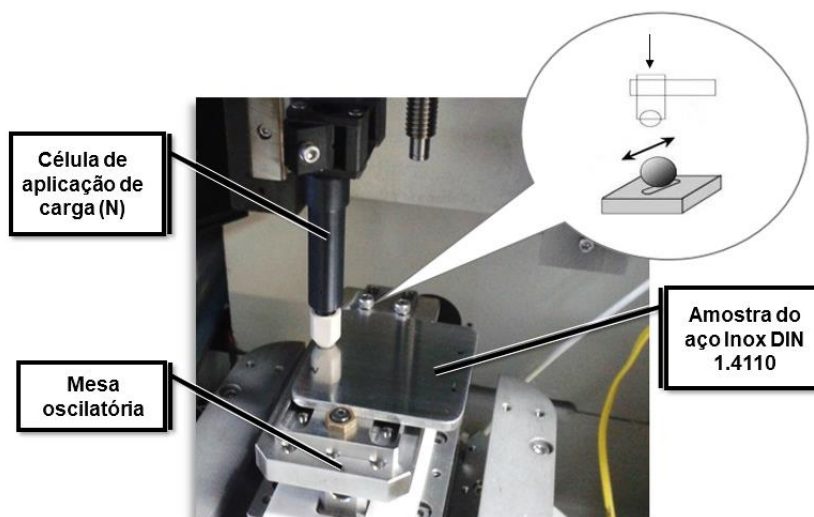


Figura 3.2 Representação esquemática do sistema de ensaios tribológicos utilizando o método bola-sobre-plano (ou ball-on-flat) do Laboratório de Pesquisa em Corrosão da UFRGS (LAPEC-UFRGS).

Tanto para o ensaio de desgaste à seco quanto para em tribocorrosão, utilizou-se uma esfera de alumina (Al_2O_3) que apresenta uma dureza de aproximadamente 2000 HV, conforme reportado na literatura (SJC Advanced Ceramics, 2015). Para cada ensaio, a esfera era rotacionada, garantindo que o ensaio não ocorresse no mesmo lugar. Para todos os sistemas foram realizados no mínimo três ensaios tribológicos que ocorreram em regiões aleatórias para garantir um certo grau de confiança dos resultados.

Para o ensaio de desgaste a seco, utilizaram-se os parâmetros, conforme a Tabela 3.5, que foram adaptados da norma ASTM G133-05: 2010. Os parâmetros escolhidos para o desenvolvimento deste trabalho de pesquisa apresentou valores de força (N), frequência (Hz) e comprimento da trilha de desgaste (mm) menores do que exigidos pela norma, pois uma maior força estava ocasionando o movimento inesperado da haste que suporta a esfera de alumina, podendo ter ocasionado dano ao equipamento.

Já a velocidade foi reduzida, pois o presente estudo aborda um comparativo entre o ensaio de desgaste a seco e em tribocorrosão que necessita de uma maior tempo entre a passagem da esfera ao substrato para que o meio possa agir sobre a região que está sendo desgastada, permitindo a repassivação do material nessa região (MANHABOSCO, 2009).

E, quanto ao tamanho da trilha, esse foi reduzido devido à limitação das dimensões da célula de tribocorrosão.

Tabela 3.5 Parâmetros utilizados nos ensaios de desgaste.

Parâmetros	Dados
Força normal aplicada	2N
Frequência	1Hz
Tempo de desgaste	3 horas
Tamanho de trilha	2mm
Temperatura	$22 \pm 5^\circ\text{C}$

3.3.6 Tribocorrosão

A fim de estudar o comportamento em tribocorrosão, foi acoplado ao tribômetro um potenciostato EG&G Princeton Applied Research (PAR) Modelo 273, para que pudesse ser monitorado a resposta à corrosão do sistema (medida de potencial de circuito aberto - OCP) antes, durante e após o desgaste.

O tribômetro tem facilidade para medir a evolução das forças de atrito, já o PAR apresenta melhor resolução eletroquímica que o potenciostato do próprio tribômetro. Na Figura 3.3, é possível observar em detalhes o tribômetro com a célula eletroquímica e os demais componentes do sistema, método também utilizado por Ramos (2014).

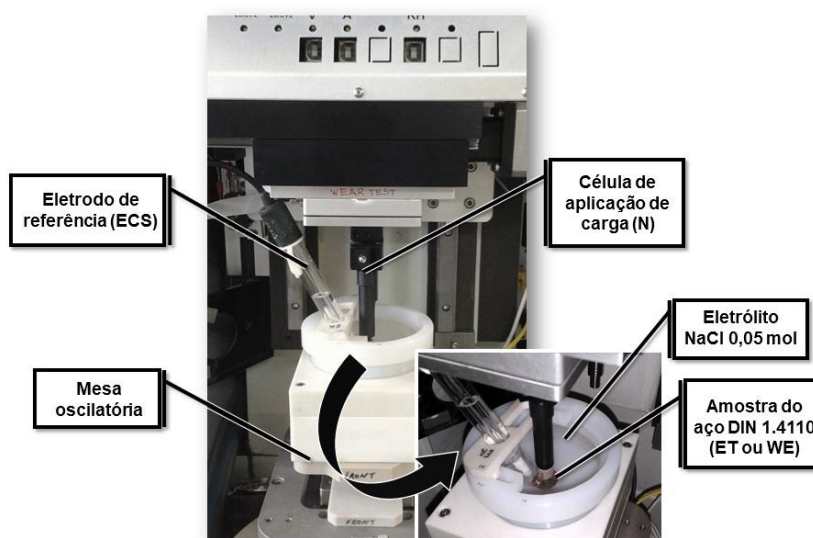


Figura 3.3 Representação esquemática do Tribômetro UMT adaptado para ensaios em tribocorrosão no Laboratório de Pesquisa em Corrosão de UFRGS (LAPEC-UFRGS).

O ensaio de tribocorrosão foi realizado em uma célula eletroquímica, seguindo um diagrama esquemático como pode ser observado na Figura 3.4. O sistema é constituído de dois eletrodos, a amostra (eletrodo de trabalho – ET (WE: *Working Electrode*)) é fixada na parte inferior da célula, já o eletrodo de referência, o mesmo eletrodo utilizado nos ensaios eletroquímicos (ECS), foi acoplado na parte lateral próxima a amostra (ambos ligados ao PAR).

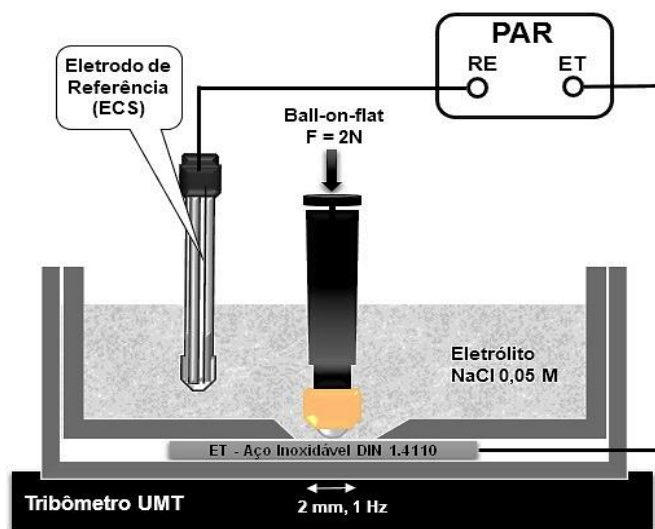


Figura 3.4 Exemplo esquemático de uma célula utilizada em sistemas de tribocorrosão.

Para o ensaio de tribocorrosão, foram utilizados os mesmos parâmetros descritos anteriormente, conforme na Tabela 3.6, visando a comparação entre o desgaste à seco e em tribocorrosão

Tabela 3.6 Parâmetros utilizados nos ensaios de tribocorrosão.

Parâmetros	Dados
Força normal aplicada	2N
Frequência	1Hz
Tempo de desgaste	3 horas
Tamanho de trilha	2mm
Eletrolito	NaCl 0,05 mol
Temperatura	$22 \pm 5^{\circ}\text{C}$
Eletrodo de Referência	ECS

Seguindo o modelo de Azzi (2009), foi realizado o monitoramento do OCP antes do desgaste, por 30 minutos (1800s), durante o tempo de ensaio (3 horas) e após o desgaste, por

1 hora (3600s), para verificar como o material se comportaria após o ensaio. Essa sequência pode ser observada esquematicamente na Figura 3.5.

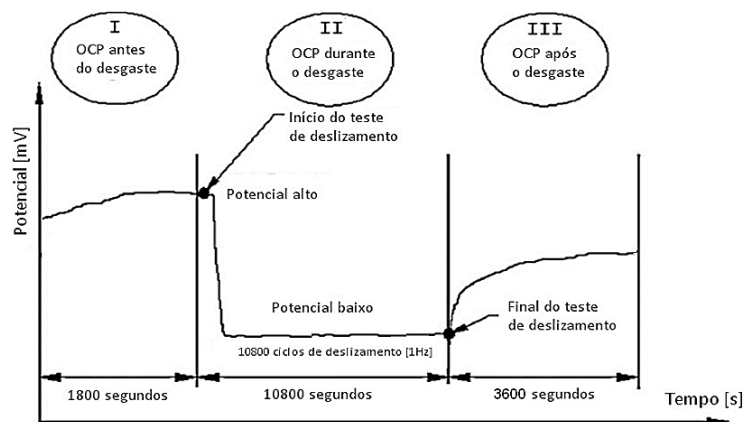


Figura 3.5 Sequência de operações durante o teste de tribocorrosão ilustrada pela evolução do OCP. Fonte: Adaptado de (AZZI et al., 2009).

3.3.6 Microscopia Óptica

Após todos os ensaios de desgaste, as trilhas formadas devido ao desgaste das amostras foram analisadas e as imagens foram registradas utilizando o Microscópio Óptico CX31 no Laboratório de Pesquisa em Corrosão da UFRGS (LAPEC - UFRGS). Suas larguras foram medidas perpendicularmente às linhas do desgaste, como pode ser observado na Figura 3.6, com auxílio do software acoplado ao microscópio óptico.

Realizaram-se no mínimo cinco análises em diferentes regiões da trilha desgastada, para cada amostra analisada, e seus resultados calculados a partir da média dos valores encontrados (AZZI et al., 2009) (RAMOS, 2014).

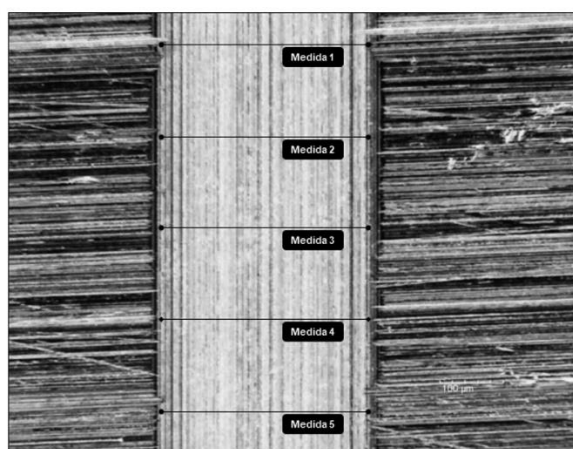


Figura 3.6 Representações esquemáticas das medidas realizadas perpendicularmente à trilha desgastada.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Composição Química

Inicialmente, o material estudado foi analisado em um Espectrômetro de massa da marca Spectro, realizado no Laboratório metalúrgico na empresa GKN do Brasil Ltda., obtendo-se a composição química do aço, como observado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 Composição química encontrada por espectroscopia. (% em massa).

C%	Cr%	Si%	Mn%	Mo%	S%	P%
0,58	14,39	0,36	0,35	0,62	<0,001	0,018

Como pode ser observado, a composição química do aço encontrado está de acordo com a norma DIN EN 10088-2: 2005, visto anteriormente.

4.2 Análise microestrutural

Com o objetivo de avaliar as possíveis alterações na microestrutura devido aos diferentes tratamentos térmicos, foi preparada uma amostra para cada sistema estudado.

Através da metalografia foi possível verificar tanto a microestrutura do aço inoxidável martensítico DIN 1.4110 no estado recozido, quanto no estado temperado e revenido e com tratamento criogênico a -80°C e -196°C . A Figura 4.1 apresenta a microestrutura do sistema Branco.EF com um aumento de 1000x obtido por microscopia óptica.

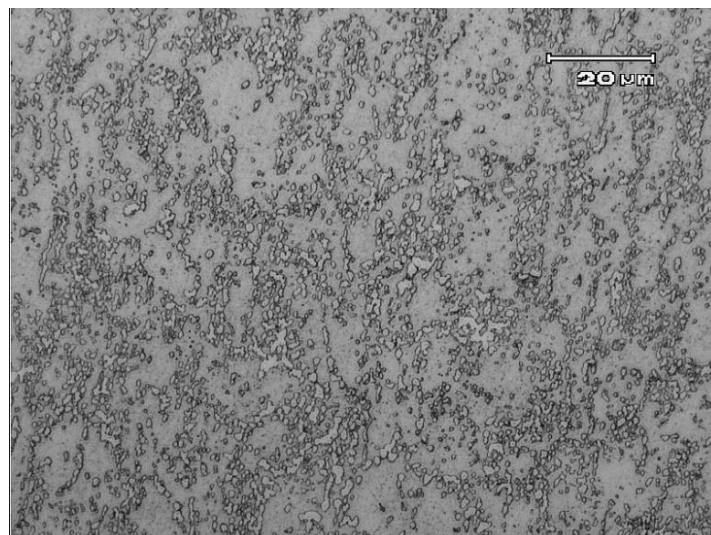


Figura 4.1 Microestrutura do sistema Branco.EF com 1000x de aumento. Ataque reagente Marble.

O aço inoxidável martensítico DIN 1.4110, no estado recozido, apresenta uma microestrutura constituída por uma matriz ferrítica com uma dispersão de carbonetos esferoidizados com microdureza média medida no material em torno de 200HV. Esses resultados estão de acordo com ASM Metals Handbook (1992) e Kwietniewski (2011).

Como apresentado por Kwietniewski (2011), os aços inoxidáveis martensíticos são recozidos para alcançar uma microestrutura de ferrita e carbonetos esferoidizados, de máxima ductilidade e usabilidade. O recozimento é realizado por meio de aquecimento subcrítico a temperaturas de 650 a 760°C, ou através de um aquecimento a maiores temperaturas seguido de um resfriamento lento, como foi realizado no presente trabalho e descrito no tópico 3.2.2.

A Figura 4.2 apresenta a micrografia (aumento de 1000x) da amostra U1.TR, melhor descrita no tópico 3.2.2. É importante salientar que as amostras dos sistemas U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196) sofreram austenitização a mesma temperatura de 1080°C.

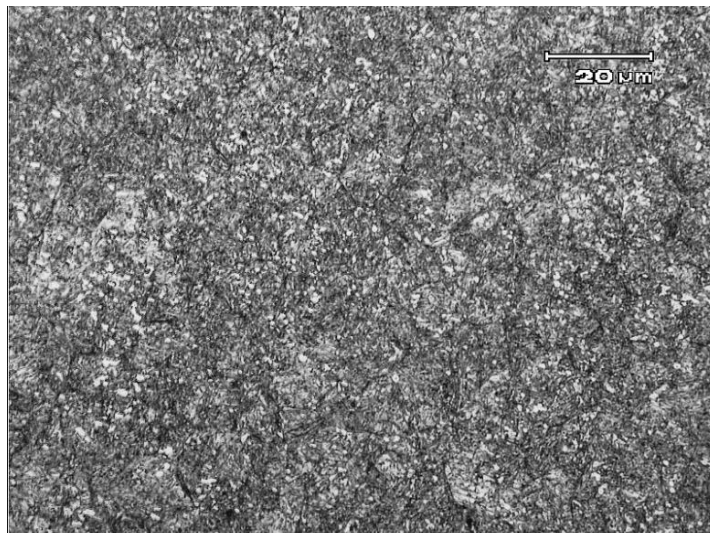


Figura 4.2 Microestrutura do sistema U1.TR com 1000x de aumento utilizando reagente Marble.

A amostra temperada e revenida (U1.TR) apresenta uma microestrutura composta por possíveis frações volumétricas de austenita retida e carbonetos não dissolvidos distribuídos numa matriz de martensita revenida. A partir da metalografia, Figura 4.2, não é possível fazer uma distinção clara entre austenita retida e os carbonetos por estarem dispersas e apresentarem semelhante coloração vista ao microscópio.

A partir do tratamento de têmpera e revenido, a amostra apresentou um aumento de dureza para 55 HRC, estando de acordo com a literatura que menciona que aços com maior teor nominal de carbono podem alcançar uma dureza de até 60 HRC após têmpera, como observado por Pinedo (2011) e Kwietniewski (2011).

A Figura 4.3 e a Figura 4.4 apresentam as micrografias (aumento de 1000x) das amostras R2.(-80) e U3.(-196). A microestrutura corresponde a uma matriz de martensita revenida na presença de carbonetos dispersos com uma possível fração de austenita retida. Assim como, na amostra U1.TR, a distinção entre austenita retida e os carbonetos não está apresentada de forma clara, não sendo, portanto, possível identificar.

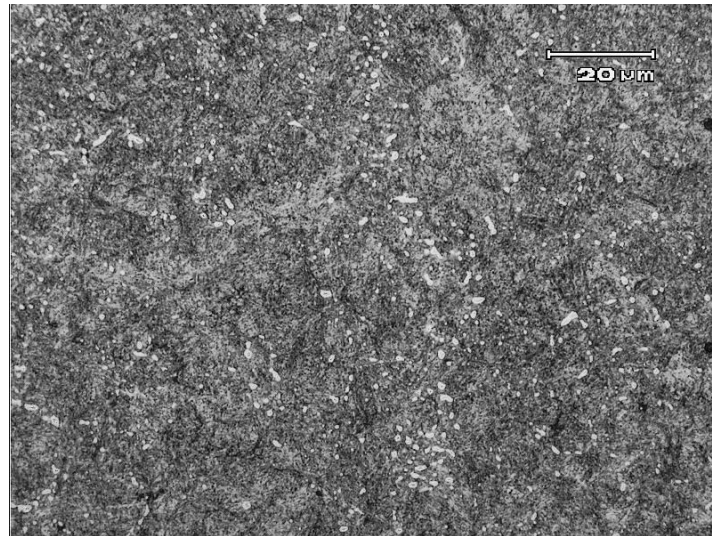


Figura 4.3 Microestrutura do sistema R2.(-80) com 1000x de aumento utilizando reagente Marble.

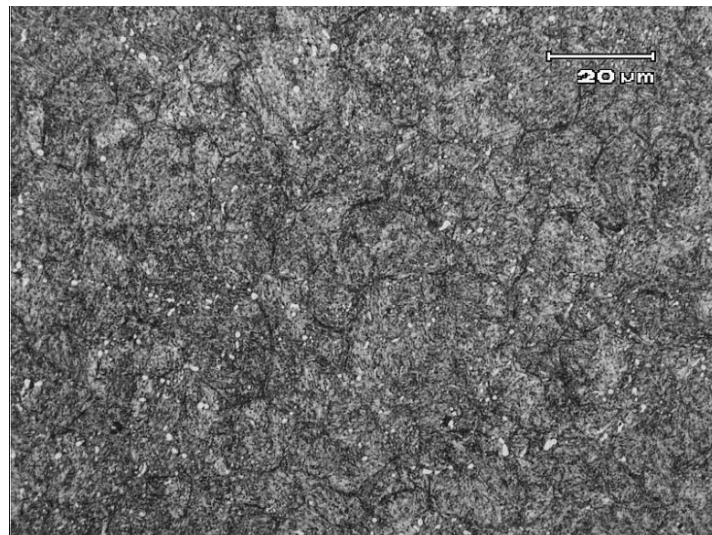


Figura 4.4 Microestrutura do sistema U3.(-196) com 1000x de aumento utilizando reagente Marble.

O tratamento criogênico vem sendo apresentado como um tratamento térmico com grandes efeitos nas propriedades dos aços. A ele são atribuídas melhoras na resistência ao desgaste e na tenacidade. No entanto, os micromecanismos propostos para explicar os fenômenos que ocorrem na microestrutura durante a permanência em temperaturas criogênicas e no aquecimento subsequente (até a temperatura ambiente ou revenimento) não estão estabelecidos de forma clara.

De acordo com Kwietniewski (2011), os aços inoxidáveis marteníticos são austenitizados entre 925°C e 1085°C. A temperatura de austenitização selecionada depende do grau de solubilização desejado. Maiores temperaturas de austenitização resultam em uma maior dissolução de carbonetos e melhor a resistência mecânica e à corrosão.

Em temperaturas de austenitização mais elevadas, é possível verificar um aumento de dureza decorrente de uma maior dissolução de carbonetos na austenita, que elevam tanto o teor de cromo quanto de carbono dissolvidos na matriz, aumentando o grau de supersaturação da martensita pelo carbono (PINEDO, 2011) (ISFAHANY, 2011).

É importante salientar que o aumento de dureza é provocado pela distorção da rede cristalina da martensita, enquanto que a austenita possui reticulado livre de tensões e o aumento de sua fração volumétrica reflete na diminuição da dureza global.

A dureza e a resistência da martensita na condição de como temperado (sem revenido) se mantêm para revenidos realizados até 450°C, caindo rapidamente (KWIETNIEWSKI, 2011).

4.3 Dureza

Os valores de dureza e microdureza obtidos estão descritos na Tabela 4.2, na qual pode-se observar um significativo ganho de dureza decorrente da alteração na microestrutura em função dos diferentes tratamentos térmicos realizados. A microestrutura do estado recozido é transformada em carbonetos dissolvidos em uma matriz de martensita revenida com possível presença de austenita retida.

Tabela 4.2 Medidas de dureza (Rockwell) e microdureza (Vickers) dos sistemas estudados.

Sistemas	Dureza Vickers (HV)	Dureza Rockwell (HRC)
Branco	201 ± 3,7	Não se aplica
U1.TR	553 ± 11,2	54 ± 0,4
R2.(-80)	594 ± 6,3	55 ± 0,5
U3.(-196)	612 ± 8,5	56 ± 0,5

De acordo com Farina (2012), a dissolução de carbonetos ocorre durante o período de austenitização do material. Como a temperatura e o tempo de austenitização foi o mesmo para os diferentes sistemas, presume-se que a quantidade de carbonetos dissolvidos deveria ser semelhante entre eles. O ganho de dureza pode estar relacionado a diminuição na porcentagem de austenita retida.

Partindo-se do pressuposto que a quantidade de carbonetos seria a mesma para os diferentes sistemas, utilizou-se o software ImageJ para mensurar a quantidade de austenita retida e carbonetos não dissolvidos. Obteve-se um percentual de $6,12 \pm 0,21\%$ para o sistema U1.TR, $3,94 \pm 0,35\%$ para o sistema R2.(-80) e $3,01 \pm 0,43\%$ para U3.(-196), justificando o possível aumento de dureza entre os sistemas decorrente da diminuição da austenita retida. Isso pode ser observado pela diferença entre os valores do sistema somente temperado e revenido em relação aos sistemas com tratamentos criogênicos.

Outro fato que pode estar associado ao aumento na dureza está ligado à formação de carbonetos nanométricos nos sistemas criogênicos, somando-se a diminuição no percentual de austenita retida.

4.4 Análise morfológica

A partir dos ensaios de rugosidade é possível avaliar a morfologia superficial das amostras para os diferentes sistemas. Na Tabela 4.3, observa-se a média e o desvio padrão dos valores encontrados e percebe-se que a preparação superficial resultou em valores próximos, garantindo assim, a mesma influência da rugosidade sobre a resistência ao desgaste para todos os sistemas. De acordo com Menezes (2013), o acabamento superficial é um parâmetro com significativa importância sobre o coeficiente de atrito.

Tabela 4.3 Medidas de rugosidade dos sistemas estudados.

Sistemas	Ra [μm]	Rz [μm]	Rt [μm]
Branco.EF	$0,16 \pm 0,04$	$1,19 \pm 0,19$	$1,84 \pm 0,38$
U1.TR	$0,14 \pm 0,03$	$1,06 \pm 0,19$	$1,73 \pm 0,31$
R2.(-80)	$0,15 \pm 0,03$	$1,13 \pm 0,20$	$1,61 \pm 0,31$
U3.(-196)	$0,13 \pm 0,01$	$0,97 \pm 0,08$	$1,64 \pm 0,06$

4.5 Ensaio tribológicos

A resistência ao desgaste dos sistemas estudados foi avaliada por ensaios tribológicos, já descrita em tópicos anteriores. De modo geral, utilizou-se um tribômetro na obtenção do coeficiente de atrito através da força normal e de cisalhamento entre os corpos de prova e seus respectivos pares tribológico (esfera de Al_2O_3) com movimento relativo entre

eles. A Figura 4.5 apresenta os resultados dos ensaios de desgaste a seco, através dos gráficos do COF (coeficiente de atrito), em função do tempo de ensaio, comparando os diferentes sistemas.

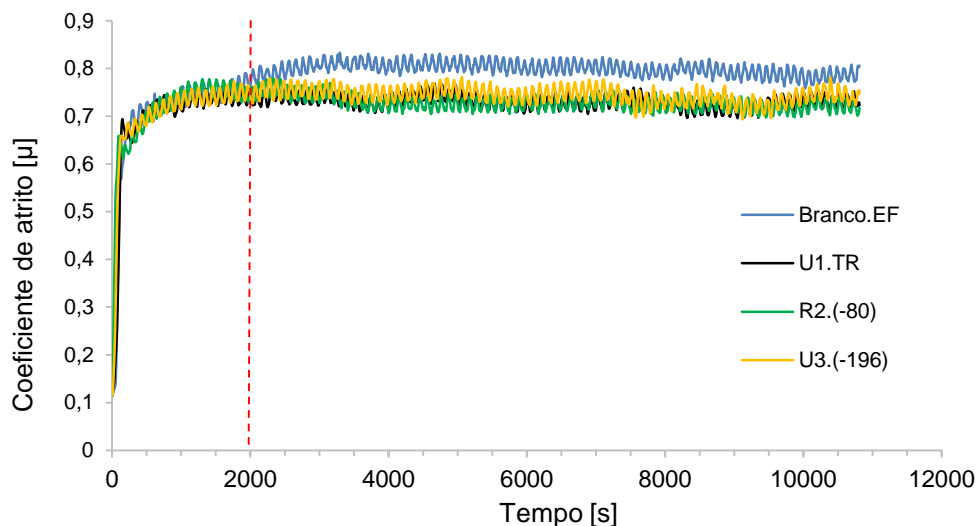


Figura 4.5 Gráfico do coeficiente de atrito (COF) pelo tempo (s) para as amostras dos sistemas: Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196).

Para todos os sistemas, observa-se um mesmo patamar de coeficiente de atrito no início do deslizamento, ocorrendo até aproximadamente 2000 segundos, Figura 4.5. Isso pode estar associado ao fato do desgaste estar ocorrendo na etapa de amaciamento ou *running-in*, na qual os diferentes sistemas apresentam uma camada superficial de óxido, possuindo o mesmo coeficiente de atrito estático (BALARINI, 2013). Podendo ser comprovado pela literatura que menciona que no início do ensaio o primeiro contato da esfera do tribometro se dá diretamente na camada de óxido, o que ocasiona um deslizamento mais favorável, sem que ocorra adesão de asperezas das superfícies. Em um segundo momento, com a diminuição dessa camada, começa a ocorrer o contato direto entre asperezas elevando o coeficiente de atrito (WISLOCKI, 2013).

Outro fato importante a ser considerado está ligado aos sistemas que apresentaram menor coeficiente de atrito. São os que apresentam maior dureza, estando de acordo com Wislocki (2013). Verifica-se que o sistema Branco.EF, de menor dureza, em torno de 200HV, apresentou um coeficiente de atrito na ordem de $0,78\mu$ enquanto que os demais sistemas apresentaram valor de coeficiente de atrito em torno de $0,7\mu$.

Na Figura 4.6 e Figura 4.7 estão apresentados imagens ópticas das trilhas geradas pela fricção do contra-corpo (esfera de alumina) obtidas pelo ensaio de desgaste linear e

recíproco, ou mais comumente chamado *ball-on-flat*, com a uma força normal de 2N, velocidade de 1Hz, durante 3 horas (10800 segundos) adaptado a partir da norma da ASTM Standards: G133-05.

A partir dos resultados de desgaste, as amostras foram analisadas por microscopia óptica e utilizou-se o software acoplado ao microscópio para mensurar as larguras das trilhas, apresentadas na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 Dados de largura e profundidade das trilhas desgastadas nos ensaios à seco.

Amostras	Largura da trilha [μm]
Branco.EF	$293,42 \pm 6,16$
U1.TR	$332,63 \pm 6,40$
R2.(-80)	$311,43 \pm 5,89$
U3.(-196)	$313,71 \pm 3,50$

O sistema Branco.EF, amostras no estado recozido, mesmo apresentando menor dureza e maior coeficiente de atrito, foi o sistema que apresentou menor largura de trilha desgastada, estando de acordo com Menezes (2013), que menciona que o atrito e o desgaste não são propriedades intrínsecas dos materiais. Não sendo possível afirmar a relação quanto maior coeficiente de atrito, maior taxa de desgaste, pois estes processos nem sempre são relacionados linearmente. Isso pode estar associado aos diferentes mecanismos de desgaste que o sistema pode ter apresentado.

Alguns autores, entre eles Both (2011), atentam ao fato da difícil classificação quanto ao mecanismo fundamental de desgaste devido à falta de informação, bem como a ocorrência de diferentes mecanismos que podem atuar ao mesmo tempo. Devido a não padronização e às diversas nomenclaturas utilizadas na literatura, no presente trabalho utilizou-se a terminologia mais aceita que considera a existência de três tipos básicos de desgaste: adesivo, abrasivo e erosivo, sendo o último não aplicável a este estudo.

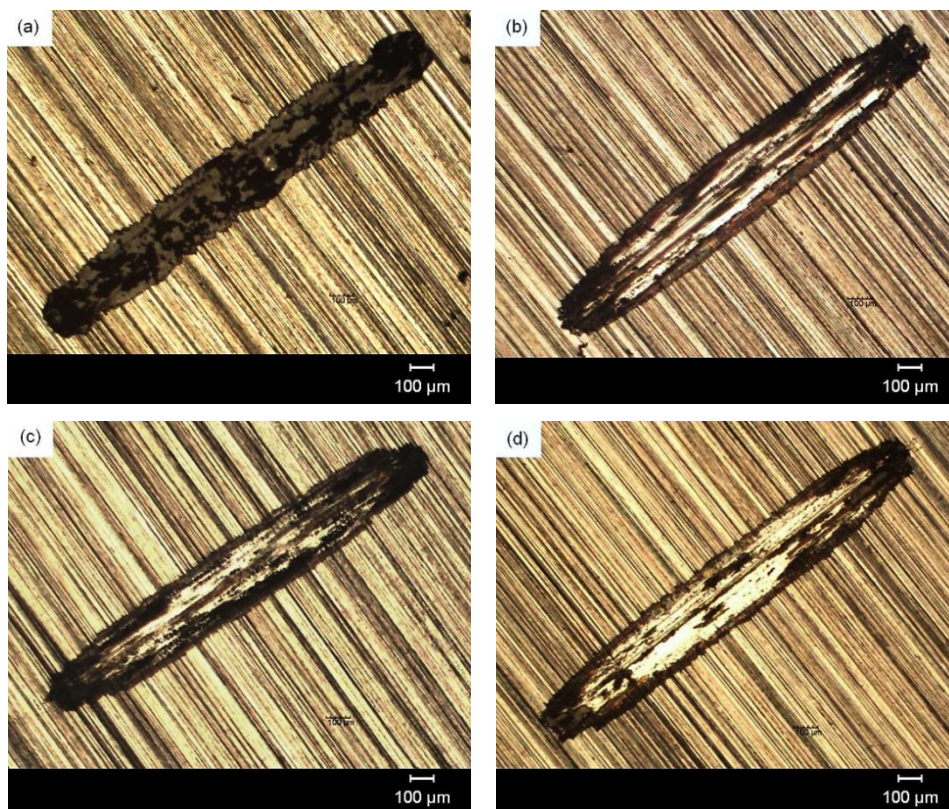


Figura 4.6 Imagem do desgaste à seco com aumento de 40x para as amostras dos sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).

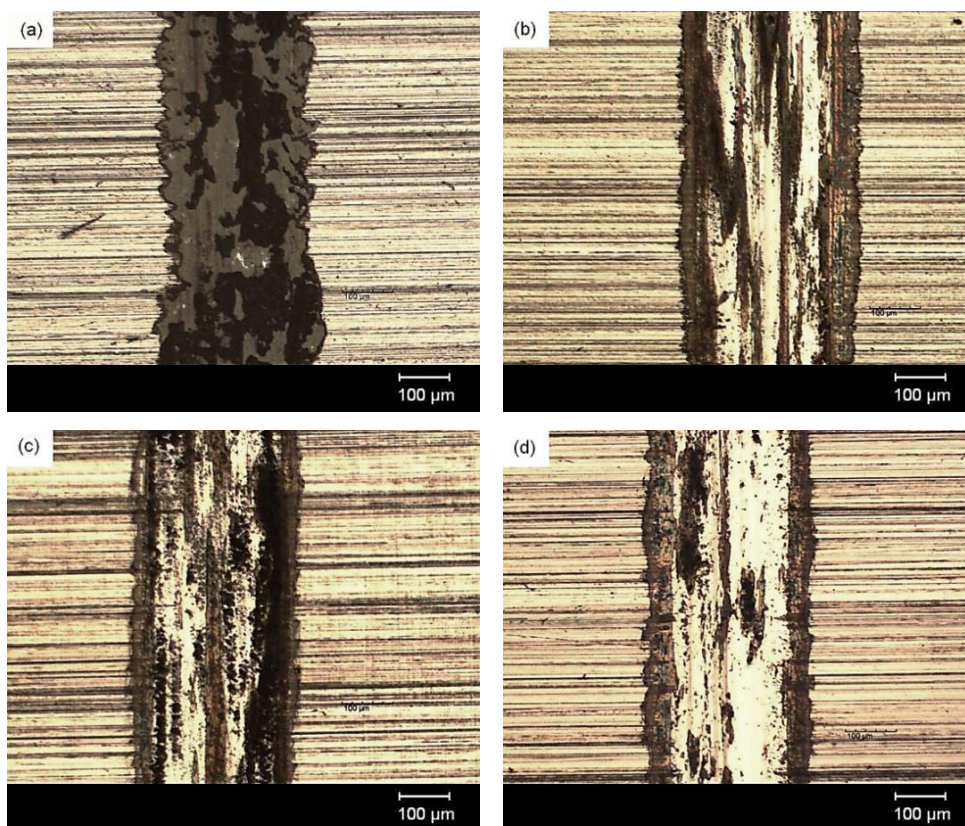


Figura 4.7 Imagem do desgaste à seco com aumento de 100x para as amostras dos sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).

Nos sistemas com tratamento térmico, de têmpera e revenido (Figura 4.7 (a)) e com tratamento criogênico a -80°C (Figura 4.7 (b)) e a -196°C (Figura 4.7 (c)), é possível observar a presença de ranhuras ou arranhões (do inglês *scrath*) no interior da trilha, característico do mecanismo de desgaste abrasivo. Nota-se a presença de partículas de terceiro corpo, ou *debris*, que são originados do próprio material desgastado, como também da esfera de Al_2O_3 , aparentemente causado pelo mecanismo de arrancamento de material. Essas partículas são arrastadas para o contorno e borda da trilha após certo número de ciclos (WU, 2009).

Na Figura 4.8, percebe-se a significativa transferência de material, apresentado pelos sistemas U1.TR, R2.(-80) e U3.(196), ao contra-corpo, o qual apresenta partículas aderidas decorrentes do desgaste dos materiais. Já o sistema Branco.EF, nota-se um diferente perfil da esfera alumina, não sendo possível observar partículas aderidas, provavelmente por não haver significativa transferência de material e desgaste adesivo.

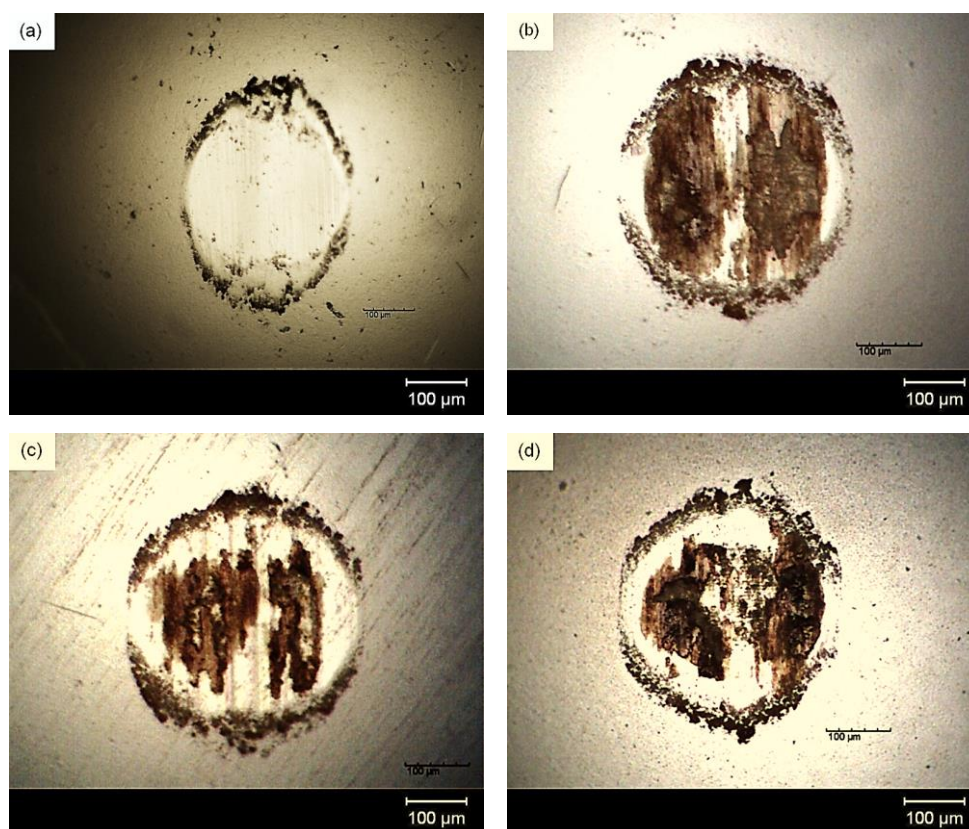


Figura 4.8 Imagem das esferas de Al_2O_3 , com um aumento de 100x, após ensaios de desgastes à seco para os sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).

Presume-se que o sistema recozido, Branco.EF, pode ter sofrido menor ruptura ou arrancamento do material, em função da sua baixa dureza. Apresentando mecanismos por deformação plástica e deslocamento de material, ao contrário das amostras com tratamento térmico que desenvolveram, principalmente, mecanismos de desgaste adesivo e abrasivo,

principalmente. Pode-se notar que o fundo da trilha apresenta um aspecto liso, sem ranhuras, característico de deformação plástica. Não foi possível verificar o deslocamento do material sofrido pelas amostras do sistema Branco.EF.

Por se tratar de um par tribológico, observa-se também grandes marcas de desgaste nas esferas de Alumina (Al_2O_3), pois o contra-corpo também sofre desgaste e injeta particulado de alta dureza na interface, o que contribui para um desgaste mais severo. Esse pode ser um dos fatos que tenha contribuído para o maior desgaste nos sistemas de maior dureza e fragilidade.

O menor desgaste do material de menor dureza provavelmente pode ter ocorrido, pois boa parte da energia de contato pode ter sido absorvida por deformação plástica, seguida por mecanismos de desgaste adesivo sem a transferência de material para o contra-corpo. É possível perceber a existência de descontinuidades na fundo da trilha, Figura 4.7(a). Já os outros sistemas partiram de desgaste adesivo-abrasivo desde o começo, supostamente por mecanismo de micro-corte e fratura frágil, formando trihas mais largas.

4.6 Caracterização Eletroquímica

“Para garantir uma vida útil satisfatória, a condição da superfície dos aços inoxidáveis deve ser levada em consideração. Em geral superfícies com menores rugosidades, tem uma maior resistência à corrosão” (LIMA, 2014).

Foram realizadas medidas de potencial de circuito aberto (OCP) com o objetivo de monitorar a variação do potencial com o tempo de imersão em solução de NaCl 0,05M, conforme ilustrado na Figura 4.9.

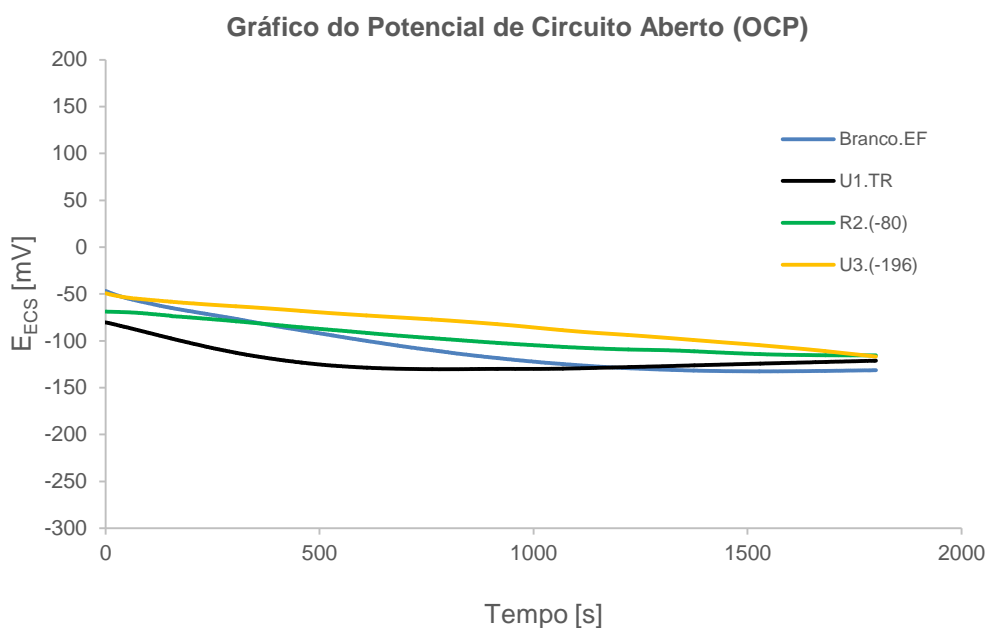


Figura 4.9 Curvas de potencial de circuito aberto (OCP) pelo tempo (s) para as amostras dos sistemas: Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196).

Para todos os sistemas estudados, em termos de potenciais de circuito aberto os potenciais desenvolvidos ficaram bem próximos, como pode ser observado na Figura 4.9. É possível considerar que os sistemas tendem para um mesmo potencial de estabilidade. Em face da pequena diferença entre os valores de potencial encontrado, não é possível determinar qual sistema apresenta um comportamento mais anódico ou catódico apenas pelo ensaio de potencial de circuito aberto e qual sistema seria mais eficaz quanto a resistência à corrosão (PELTZ, 2013)

Entretanto, observa-se um deslocamento do potencial de circuito aberto no sentido de potenciais mais negativos, mais ativos. Isso pode estar relacionado a uma camada de óxido um pouco porosa e frágil.

A Figura 4.10 mostra a curva de polarização para os sistemas estudados. Na Tabela 4.5, determinou-se o potencial de corrosão (E_{corr}), a corrente de corrosão (I_{corr}), o potencial de pite (E_{pit}), assim como a faixa de potencial de passivação (ΔE_{pass}).

Os valores da densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) obtidos das curvas de polarização foram determinados pela extrapolação das retas de Tafel, melhor descritas anteriormente.

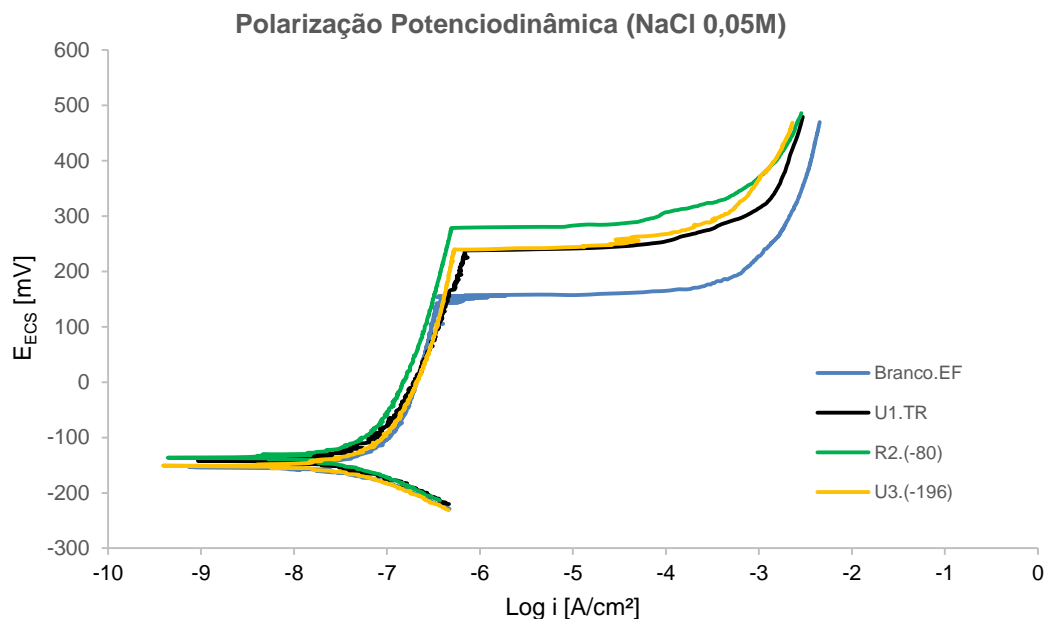


Figura 4.10 Curva de polarização para os sistemas estudados: Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196) em solução NaCl 0,05M.

Tabela 4.5 Valores obtidos a partir da extrapolação das retas de Tafel.

Amostras	E_{corr} (mV)	i_{corr} (A/cm^2)	E_{Pit} (mV)
Branco.EF	-152	$1,9 \times 10^{-07}$	142
U1.TR	-142	$4,3 \times 10^{-08}$	236
R2.(-80)	-136	$4,8 \times 10^{-08}$	273
U3.(-196)	-152	$6,6 \times 10^{-08}$	240

Através dos resultados das curvas de polarização, Figura 4.10, é possível observar nos primeiros potenciais de varredura que todos os sistemas apresentaram um comportamento muito semelhante. Os resultados obtidos, descritos na Tabela 4.5, mostraram que, o aço com e sem tratamento criogênico, promoveu uma diminuição do i_{corr} comparativamente ao aço no estado recozido, evidenciando uma melhora na resistência à corrosão e também observar a diferença quanto ao potencial de pite atingido em função dos tratamentos térmicos de têmpera e revenido em relação ao tratamento criogênico subzero (TSZ, realizado a -80°C) e o tratamento criogênico (TC, realizado a -196°C).

Na Figura 4.10, é possível observar os potenciais onde ocorrem a corrosão por pites, segundo Peltz (2013), onde ocorre os disparos de densidade de corrente sob o mesmo valor

do potencial. Quando há formação de pites, a densidade de corrente sofre um brusco aumento causado pela desestabilização das películas ou dos equilíbrios formados na região passiva. Ou, segundo Sanches (2009), onde há inflexão na curva de polarização. Percebe-se, portanto, um menor potencial de pite, 142mV, para o sistema Branco.EF, comparado aos demais sistemas.

Nota-se que a faixa de potencial de passivação (ΔE_{pass}) que inicia no potencial de corrosão e termina no potencial de pite para as amostras no estado recozido (Branco.EF) é menor em relação aos demais sistemas, correspondendo a 294 mV enquanto que para os sistemas U1.TR, R2.(80) e U3.(196) correspondem a 378 mV, 409 mV e 392 mV, respectivamente. Demonstrando assim, uma menor região de passividade e uma maior susceptibilidade a corrosão por pites, podendo ser observado na Figura 4.10 (SANCHES, 2009).

4.7 Ensaio em Tribocorrosão

Para os ensaios em tribocorrosão foi monitorado simultaneamente as curvas de OCP e coeficiente de atrito (COF), realizados em NaCl 0,05M apresentadas na Figura 4.11.

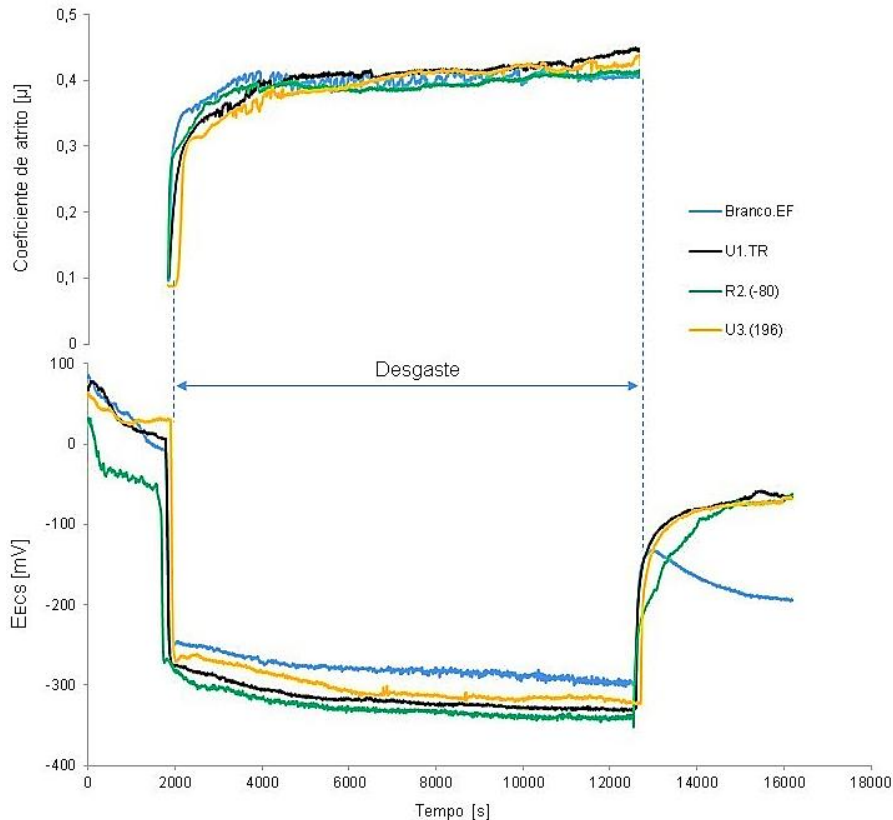


Figura 4.11 Gráfico do coeficiente de atrito (COF) em conjunto ao monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP) antes, durante e após o desgaste realizado em NaCl 0,05M para os sistemas: Branco.EF, U1.TR, R2.(-80) e U3.(196).

É possível observar que todos os sistemas apresentaram uma queda brusca do potencial de circuito aberto no início da fricção, causada pela contínua remoção da camada de óxido passiva na zona de desgaste e a subsequente exposição da superfície eletroquímica mais ativa ao ambiente em solução. Estando de acordo com Manhabosco (2009) e Azzi (2009).

Após o desgaste, os sistemas U1.TR, R2.(-80) e U3.(-196) apresetaram potenciais estáveis bem próximos que tenderam aos potenciais de circuito aberto, como os que foram obtidos nos ensaios eletroquímicos.

Assim como no desgaste a seco, ambos os sistemas atingiram um patamar estável de coeficiente de atrito em aproximadamente $0,42\mu$. No entanto, observa-se que o sistema Branco.EF apresentou valor de coeficiente de atrito mais próximo das amostras com e sem tratamento criogênico, diferentemente do desgaste à seco. Isso pode estar associado aos mecanismos de desgaste que ocorreram quando em meio corrosivo, descritos anteriormente.

Nota-se também que, ao comparar o desgaste a seco ao em tribocorrosão, o coeficiente de atrito de cada sistema teve uma certa redução no valor, passando de aproximadamente $0,72\mu$ para $0,42\mu$. Isso está associado ao fato que, mesmo sendo um meio corrosivo e agressivo o atrito diminui. Presume-se que o meio tenha atuando como um lubrificante.

Pode ser observado na Figura 4.12 e Figura 4.13 as trilhas de desgaste obtidas pelo ensaio em tribocorrosão. Nota-se que as amostras recozidas de menor dureza (Branco.EF) apresentaram um aspecto da trilha diferente dos ensaios de desgaste à seco. Sendo possível, assim, perceber maior semelhança entre os diferentes sistemas.

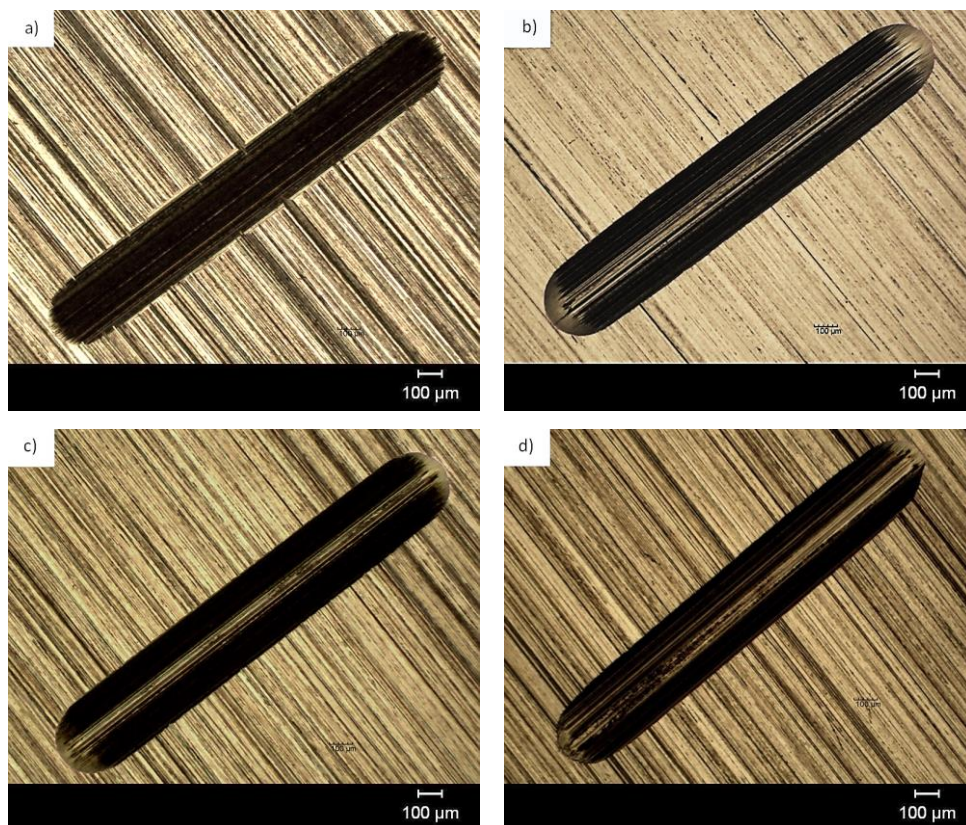


Figura 4.12 Imagem do desgaste em tribocorrosão com um aumento de 400x os sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).

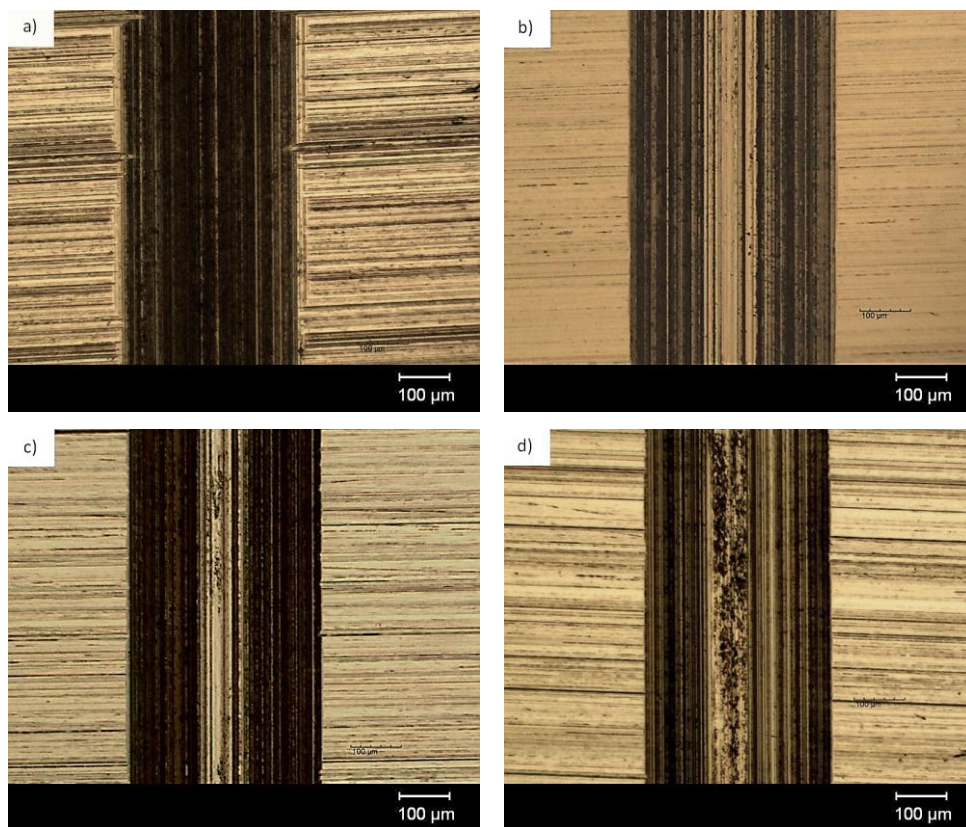


Figura 4.13 Imagem do desgaste em tribocorrosão com um aumento de 1000x os sistemas: (a) Branco.EF (b) U1.TR, (c) R2.(-80), (d) U3.(-196).

Por microscopia óptica e utilização do software ImageJ, foi possível mensurar as larguras das trilhas desgastadas obtidas nos ensaios em tribocorrosão, sendo apresentadas na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 Dados de largura das trilhas desgastadas nos ensaios em tribocorrosão.

Amostras	Largura da trilha [μm]
Branco.EF	$332,55 \pm 7,55$
U1.TR	$388,85 \pm 8,15$
R2.(-80)	$360,73 \pm 4,03$
U3.(-196)	$365,65 \pm 6,95$

A partir dos resultados obtidos, segundo a Tabela 4.6, o sistema Branco.EF, mesmo apresentando menor dureza, foi o sistema que apresentou menor largura de trilha desgastada, da mesma forma como o desgaste à seco. Como mencionado anteriormente, esse fato está ligado à deformação plástica e deslocamento de material que pode estar ocorrendo nesse sistema, por apresentar menor dureza, mesmo no ensaio em tribocorrosão.

A imagem do fundo das trilhas, Figura 4.12 e Figura 4.13, apresenta um aspecto característico do desgaste abrasivo, contendo ranhuras (ou arranhões), também observado por diversos autores como Manhabosco (2009), Azzi (2009) e Mafatti (2009). Pressupõe-se que esse aspecto está ligado ao desgaste da camada de óxido que está em constante formação.

Quando à corrosão e o desgaste são simultaneamente envolvidos, os mecanismos atuam de forma sinérgica, resultando em uma degradação acelerada e significativa dos materiais em contato. Fato que pode ser comprovado pela comparação dos valores de largura das trilhas desgastadas entre os resultados obtidos nos ensaios de desgaste à seco e em tribocorrosão, no qual tem-se um maior desgaste quando associado à um meio agressivo.

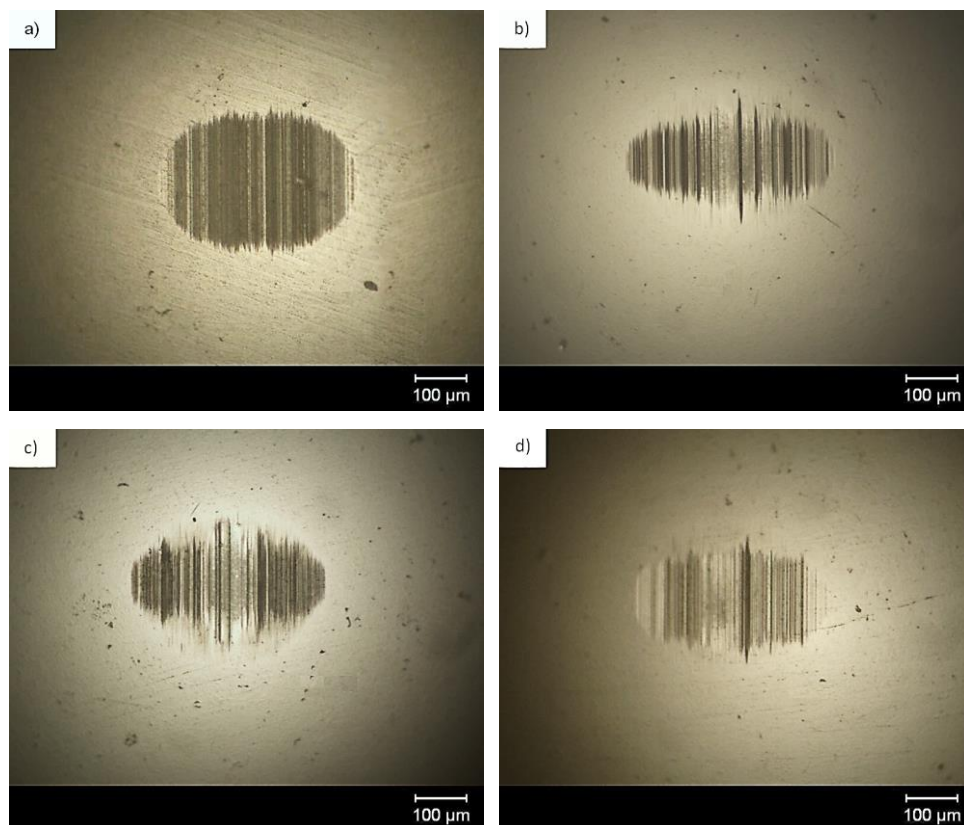


Figura 4.14 Imagem do contra-corpo (esfera de alumina), com aumento de 1000x de aumento, utilizados no ensaio em tribocorrosão para os sistema: a) Branco.EF; b) U1.TR; c) R2.(-80); d) U3.(-196).

Da mesma forma que nos ensaios de desgaste a seco, é possível notar que os contra-corpos (esfera de alumina) apresentaram desgaste. No entanto, nos ensaios em tribocorrosão não se observa a presença de material depositado sobre os contra-corpos, Figura 4.14. Isso pode estar ligado à ejeção das partículas de terceiro corpo, ou *debris*, pela presença do eletrólito, que acabaram se diluindo na solução. É importante mencionar que as esferas de alumina são inertes e não sofrem ação do meio corrosivo (SANTOS, 2006).

Santos (2006) e Manhadosco (2009) atentam ao fato de que, para aços inoxidáveis submetidos a certas condições eletroquímicas, as partículas metálicas formadas pelo desgaste mecânico dissolvem-se parcial ou completamente na solução eletrolítica, pois apresentam significativa importância na taxa de formação dos *debris*. Essas condições não são avaliadas no presente trabalho, mas podem ser melhor compreendidas em Manhadosco (2009).

Comparando-se as esferas de alumina dos diferentes sistemas, observa-se que o sistema Branco. EF, Figura 4.14 (a) apresenta uma forma mais esferoidal. Presume-se que isto esteja ligado a uma maior deformação plástica do sistema no estado recozido, que

apresenta menor dureza, como observado anteriormente, havendo um maior contato entre a esfera e o corpo de prova.

Na Figura 4.15 é possível fazer uma comparação entre as imagens ao microscópio óptico do desgaste à seco e em tribocorrosão. Nota-se uma diferença de coloração das amostra em uma região adjacente à borda da trilha, indicando uma possível oxidação nesta região sujeita a atrito e tensão. Estando de acordo com os valores de OCP, que indicam esse processo de regeneração da camada passiva sobre a superfície das amostras (MANHABOSCO, 2009).

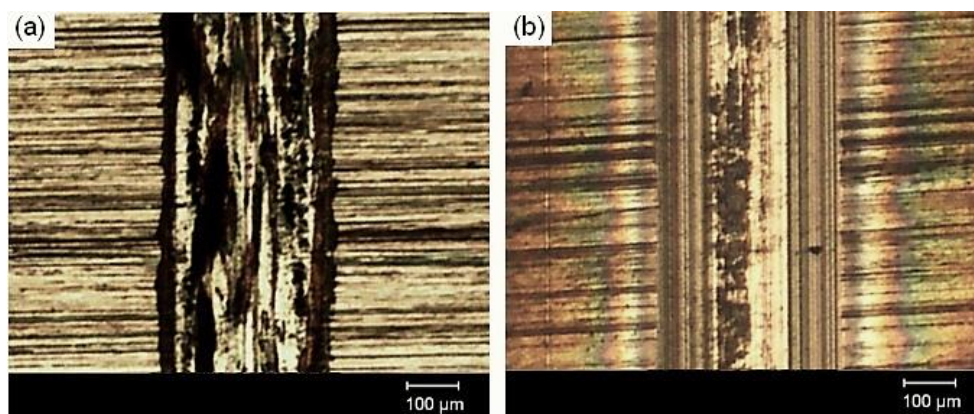


Figura 4.15 Imagem ao microscópio óptico, com 1000x de aumento, da trilha desgastada no ensaio de desgaste à seco (a) e em tribocorrosão (b) realizado em NaCl 0,05M.

5.0 CONCLUSÕES

No presente trabalho foi avaliada a influência de diferentes tratamentos térmicos, têmpera e revenido, tratamento subzero (-80°C) e tratamento criogênico (-196°C) sobre o comportamento em desgaste, corrosão e tribocorrosão do aço inoxidável martensítico DIN 1.4110. A partir dos resultados obtidos apresentados neste trabalho, pode-se concluir que:

- As amostras tratadas termicamente apresentaram uma microestrutura composta por carbonetos dispersos e austenita retida em uma matriz de martensita revenida.
- Observou-se que os tratamentos criogênicos levaram à diminuição na porcentagem austenita retida, em que se obteve um percentual de $6,12 \pm 0,21\%$ para o sistema U1.TR (temperado e revenido), $3,94 \pm 0,35\%$ para o sistema R2.(-80) (TSZ) e $3,01 \pm 0,43\%$ para U3.(-196) (TC), obtidos pelo tratamento de imagens no software ImageJ.
- Quanto a resistência à corrosão, não é possível afirmar uma significativa influência devido a aplicação dos tratamentos térmicos com ou sem tratamento criogênico, quando comparados ao sistema recozido.
- Em relação a resistência ao desgaste foi observado que os tratamentos criogênicos não apresentaram melhora significativa comparativamente ao tratamento térmico convencional de têmpera e revenido. Já em relação as amostras no estado recozido, foi possível notar que materiais com menor dureza podem apresentar menor desgaste, decorrente de diferentes mecanismos de desgaste que podem atuar no sistema.
- O sistema recozido, Branco.EF, apresentou mecanismos de deformação plástica, causando deslocamento de material ao invés de desgaste por arrancamento ou transferência de material, como nos demais sistemas.
- Em tribocorrosão, não foi observado a transferência de material para nenhum dos sistemas estudados. No entanto, o desgaste ocorreu por mecanismos abrasivos por apresentar ranhuras características desse mecanismo. Em relação ao potencial de circuito aberto, observou-se uma queda no início do desgaste seguido pela regeneração do filme protetor.

- Quando comparado às larguras das trilhas desgastadas, observou-se que sistemas em tribocorrosão causaram maior dano ao material, pois os mecanismos de desgaste e corrosão atuam de forma sinérgica e essa combinação de solicitações resulta na degradação acelerada e significativa dos materiais.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar a presença de austenita retida utilizando outro reagente químico que ataque preferencialmente a austenita, juntamente com análise por difração de raio-x para melhor quantificar sua presença.
- Realizar ensaios eletroquímicos utilizando outro eletrólito para verificar a influência dos tratamentos térmicos sobre comportamento do aço em diferentes meios.
- Verificar por perfilometria a profundidade dos desgastes para melhor quantificar o volume desgastado e analisar se houve significativo deslocamento de material no sistema recozido.
- Alterar os parâmetros de desgaste e verificar a influência destes quanto ao comportamento tribológico do aço.
- Explorar mais os ensaios de tribocorrosão usando outras metodologias aplicáveis.
- Realizar EDS e MEV no contra-corpo para verificar se as esferas contêm significativa indicação de Fe na superfície decorrente do possível desgaste por adesão do material, assim como analisar o desgaste que a esfera pode ter sofrido.

7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGOSTINHO, O.L. et al. **Tolerâncias, ajustes, desvios e análise de dimensões**. Ed. Edgard Blucher, São Paulo, 1995.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT ISO 4287: Especificações geométricas do produto (GPS) – Rugosidade: Método do perfil – Termos, definições e parâmetros da rugosidade**. 2002.

ASTM Standards: **G133-05 Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear**. 2010

AZZI M. et al. **Tribocorrosion behavior of DLC-coated 316L stainless steel**. *Wear* 267, p. 860 - 866. Canadá. 2009

BALARINI, R. **Ultra Baixo Coeficiente de Atrito no Deslizamento de Si₃N₄-Al₂O₃ em Água: Estudo AB INITIO do RUNNING-IN**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica: UFES. Espírito Santo. 2013

BOTH, G. B. **Caracterização e Avaliação Tribológica de Superfícies Resistentes ao Desgaste para Aplicação em Ferramentas de Conformação a Frio**. Dissertação de Mestrado em Ciência e Tecnologia dos materiais do PPGEM 3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. 2011.

CALLISTER, W. D, **Materials Science and Engineering an Introduction**; 7. ed. s.l. : gen John Wiley & Sons. 2007

DARWIN, J. D. et al. **Optimization of Cryogenic Treatment to Maximize the wear Resistance of 18% Cr Martensitic Stainless Steel by Taguchi Method**. *Journal of Materials Processing Technology* 195, p. 241 – 247. India. 2008

DIN EN 10088-2: 2005. **Stainless Steel. Technical - Part 2: Technical delivery conditions for sheet/plate and strip of corrosion resisting steels for general purposes**.

EYRE T. S.; **Wear Characteristic of Metals, Source Book on Wear Control Technology**, ASM, Metals Park, Ohio – USA, (1978).

FARINA, P. F. S. et al. **Tratamento Criogênico e de Alívio de Tensões em uma Aço AISI D2**. Tecnol. Metal. Mater. Miner v. 9, n.2, p. 140 – 147. São Paulo. 2012

FRANCESCHINI, J. **Avaliação do Fenômeno de STICK-SLIP em Materiais de Fricção com utilização de um Tribômetro**. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. 2014.

GAHR, K. H. **Microstructure and wear of materials Tribology**. Amsterdam. 10^o edição.s.l.gen Elsevier, 1987. p.560

GALLIANO, F. et al. **Tribocorrosion Behavior os Plasma Nitrited Ti-6AL-4V Alloy in Neutral NaCl Solution**. Surface & Coatings Technology 145, p.121- 131. Italia. 2001

GEMELLI, E. **Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caraterização** –.1^a edição.s.l. gen LTC, 2001

GENTIL, V. **Corrosão**. 5^a edição.s.l. gen LTC. 2007

GOBBI, S. J. **Influência do Tratamento Criogênico na Resistência ao Desgaste do Aço para Trabalho a Frio AISI D2**. Dissertação submetida ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília como parte do requisito necessário para obtenção do grau de Mestre em Ciências dos Materiais. Brasília. 2009

GONÇALVES, T. et al. **Aplicação de Reagentes Químicos no Estudo Metalográfico dos Materiais Usados nos Reparos das Turbinas da Usina Hidrelétrica de Ilha Solteira**. São Paulo. 2005

GREGOLIN, J. A. R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) Resistentes ao Desgaste**. Tese de doutorado, Universidade Estadual de Campinas (1990).

GWIDON, W. et al. **Engineering Tribology**, Department of Mechanical and Materials Engineering, University of Western Australia, Australia 2007.

HONYCOMBE, R. W. K. **Structure and Strength of Alloy Steels**. Climax Molybdenum Co Ltd, 36 p. 1983

ISFAHANY, A. N. et al. **The Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties and Corrosion Behavior of AISI 420 Martensitic Stainless Steel.** Journal of Alloys and Compounds 509, p. 3931 – 3936. Irã. 2011

ISO 12085:1996 - Geometrical Product Specifications (GPS) — Surface texture: Profile method — Motif parameters

KRAUSS, G. **Processing, structure and performance.** s.l.gen: ASM international. 2005 p. 516

KWIETNIEWSKI, C. E. F. **Metalografia e Tratamentos Térmicos de aços e ferros fundidos.** 3ª edição. 2011

LANDOLFT, D. et. al. **Electrochemical Methods in Tribocorrosion: a Critical Appraisal.** Electrochimica Acta 46, p. 3913 – 3929. Suíça. 2001.

LEITE, R. V. M., MARQUES, P.V. **Estudo Comparativo da Resistência ao Desgaste Abrasivo do Revestimento de Três Ligas Metálicas Utilizadas na Indústria, Aplicadas por Soldagem com Arames Tubulares.** Belo Horizonte, MG. 2009

LIMA, D. A. S. **Revestimento em aço inoxidável AISI 430 para aplicação em alta temperatura: Óxido tipo Perovskita ($\text{La}_{0,6}\text{Sr}_{0,4}\text{CoO}_3$) sobre óxido tipo Espinélio (NiFe_2O_4).** Dissertação de Mestrado em Ciência e Tecnologia dos materiais do PPGEM 3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. 2014.

LUBINI, M. **Caracterização Eletroquímica e Microestrutural de Espinélios Mistos Nanocristalinos Produzidos Eletroquimicamente Sobre o Aço AISI 304.** Dissertação de Mestrado em Ciência e Tecnologia dos materiais do PPGEM 3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. 2011.

MALFATTI, C. F. et al. **Heat Treated NiP-SiC Composite Coatings: Elaboration and Tribocorrosion Behavior in NaCl Solution.** Tribol Lett 36, p. 165 – 173. Porto Alegre. 2009

MANHOBOSCO, T. M. **Tribocorrosão da Liga Ti6Al4V, Liga Nitretada, Ti6Al4V Revestida por Filmes *Diamond-Like Carbon* (DLC) e Obtenção Eletroquímica de Filmes DLC.** Tese para Obtenção do título de Doutor em Engenharia. UFRGS. Porto Alegre. 2009

MELO, R. V. **Estudo Comparativo Entre Ligas Resistentes ao Desgaste Abrasivo, Aplicadas Por Soldagem, Em Chapas Metálicas Para Fabricação de Placas Anti Desgaste.** Belo Horizonte. 2008

MENEZES, P. L. et. al. **Tribology for Scientists and Engineers.** New York. 2013

METHEW, M. T. et al. **Wimmer M. A. Significance of Tribocorrosion in Biomedical Applications: Overview and Current Status.** 2009

NORMA DIN 50 320 – **Análise Sistemática dos Processos de desgaste.** Classificação dos Fenômenos de Desgaste. Metalurgia & Materiais, p.619-622, 1997

PELTZ, J.S. **Efeito do Processo de SHOT PEENING na Morfologia da Superfície, Resistência à Corrosão e Resistência à Oxidação do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 430.** Dissertação de Mestrado em Ciência e Tecnologia dos materiais do PPGEM 3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. 2013.

Physical properties of Alumina, Zirconia and Sapphire. SJC Advanced Ceramics. <<http://www.swiss-jewel.com/property.htm>>. Acessado em: 15 de maio de 2015

PINEDO, C. E. **Heat and Surface Treatment for the Martensitic Stainless Steel Type AISI 420 Used in Plastic Moulding Part I – Heat Treatment.** São Paulo. 2011

POLETTO, T. **Avaliação Metalúrgica de Tratamentos Criogênicos em Aço Inoxidável Martensítico DIN 1.4110.** Dissertação de Mestrado em Ciência e Tecnologia dos Materiais do PPGE 3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. 2013.

RADI, P. A. et al. **Tribologia, Conceitos e Aplicações.** Anais do 13º Encontro de Iniciação Científica e Pós-Graduação do ITA – XIII ENCITA. 2007

RAMOS, L. B. **Estudo do Comportamento de Níquel Obtidos por Aspersão Térmica HVOF Sobre o Aço API 5CT P110.** Trabalho de Diplomação do Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. 2014.

SANCHES, L.P. **Estudo comparativo quanto a resistência à corrosão entre aços inoxidáveis utilizados em trocadores de calor.** Rio de Janeiro. 2009

SANTOS, C.B. **Desenvolvimento de um Sistema de Medidas de Tribocorrosão**; Dissertação de Doutorado em Ciência e Tecnologia dos materiais do PPGEM 3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. 2006.

SCHWARTZ, M. **Encyclopedia of Materials, parts, and Finishes**. 2^o edição. s.l.: gen CRC Press. 2002

SERNA, C. A. **Resistência à corrosão do aço inoxidável ferrítico UNS S43000: avaliação por método de reativação eletroquímica, efeito de tratamento isotérmico e mecanismo de sensibilização**. São Paulo. 2009

SOUZA, C. J., **Desgaste Abrasivo em Compósitos Metal/Cerâmicos: Estudo Aplicado ao Desenvolvimento de Coroas de Perfuração**. Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT. Ouro Preto. 2011

SUSKI, C. A. **Estudo do Efeito de Tratamentos e Revestimentos Superficiais na Vida de Ferramentas de Conformação Mecânica à Frio**. Dissertação submetida à Unversidade Federal de Santa Catarina para obtenção do grau de mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.20042008)

VIMAL, A. J et al. **Deep Cryogenic Treatment Improves Wear Resistance of em 31 Steel. India**. 2008

WISLOCKI, Z. L. **Propriedades Superficiais de Chapas de Ti-CP Conformadas por Estampagem Incremental**. Trabalho de diplomação na Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre. 2013

WU, L. et al. **Reciprocating friction and wear behavior of Ti₃AlC₂ and Ti₃AlC₂/Al₂O₃ composites against AISI52100 bearing steel**. Wear 266, p. 158 – 166. China. 2009