

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE PELOTAS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS - PPGCEM
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: MATERIAIS NANOESTRUTURADOS**



FREDERICO TRINDADE GREQUI

**ANÁLISE DE FALHA EM ROLETE RECRAVADOR SUJEITO A SOLICITAÇÕES
SIMULTÂNEAS DE CORROSÃO E DESGASTE**

**Pelotas
2014**

FREDERICO TRINDADE GREQUI

**ANÁLISE DE FALHA EM ROLETE RECRAVADOR SUJEITO A SOLICITAÇÕES
SIMULTÂNEAS DE CORROSÃO E DESGASTE**

Dissertação entregue ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Pelotas como parte dos requisitos necessários para obtenção do grau de Mestre em Engenharia dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Shigueaki Takimi

**Pelotas
2014**

FREDERICO TRINDADE GREQUI

**ANÁLISE DE FALHA EM ROLETE RECRAVADOR SUJEITO A SOLICITAÇÕES
SIMULTÂNEAS DE CORROSÃO E DESGASTE**

Dissertação aprovada, como requisito parcial, para obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Pelotas.

DATA da Defesa: 19 de dezembro de 2014.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Antonio Shigueaki Takimi (Orientador).
Doutor em Ciência e Tecnologia de Materiais pelo Programa de Pós- Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof^a. Dr^a. Margarete Regina Freitas Gonçalves.
Doutora em Ciência e Tecnologia de Materiais pelo Programa de Pós- Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof^a. Dr^a. Alice Gonçalves Osório
Doutora em Ciência e Tecnologia de Materiais pelo Programa de Pós- Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Dedico este trabalho a minha esposa,
meu filho e a meus pais.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me guiado ao longo deste difícil ano, mas fez com que eu chegasse até aqui.

À minha esposa e meu filho, pela paciência e tolerância com minha ausência.

Aos meus pais, pela existência e conselhos.

Ao meu orientador, pessoa de conhecimento singular, que não mediu esforços em me ajudar sempre que necessário.

À Universidade Federal de Pelotas, em específico aos professores e funcionários do PPGCEM, pela acolhida.

Ao Curso Técnico em Química do IFSul, na figura do Prof. Dr. Cláudio Rafael Kuhn e do Sr. José Rosa Silva, pela elaboração dos reagentes que utilizei neste trabalho.

Aos meus colegas do IFSul, parceiros do Curso Técnico em Mecânica e colegas de mestrado, pelas trocas de ideias, disciplinas e trabalhos que fizemos juntos.

À UFRGS, em específico aos Laboratório LAPEC, na pessoa da Prof^a Dr^a Célia de Fraga Malfatti, do Sr. Leandro Brunholi e da Srta. Karine Parise, pelos ensaios realizados, bem como ao LAMEF e ao LACER, também pelos ensaios que fizeram.

RESUMO

O aço inoxidável martensítico AISI 440C, tem sido utilizado cada vez mais na indústria, devido às suas propriedades de resistência à corrosão e desgaste, principalmente após ter sido tratado termicamente. Visando à redução de custos, a indústria de alimentos enlatados tem buscado alternativas de materiais para a fabricação dos roletes das recravadoras de latas, substituindo o material original dos roletes, fabricados com revestimento de TiN, pelo aço martensítico AISI 440C, temperado e revenido. Entretanto, se observa que a vida útil desses roletes fabricado em AISI 440C tem sido muito baixa, fato que ao invés de reduzir custos, tem aumentado as intervenções de manutenção provocando aumento nos custos de produção. Este trabalho objetiva realizar uma análise de falha e investigar os mecanismos atuantes no processo de degradação acelerada em roletes fabricados em aço inoxidável martensítico AISI 440C, empregado em uma indústria alimentícia. Amostras de roletes foram obtidas e caracterizadas através de análise metalográfica e medições de dureza e microdureza. Os resultados obtidos mostram a ocorrência de corrosão intergranular nas amostras analisadas, possivelmente atribuída a um tratamento térmico inadequado, o qual pode estar contribuindo para a redução da vida útil dos roletes, devido à existência de sollicitação simultânea de desgaste por deslizamento, mecanismo conhecido por tribocorrosão. Neste trabalho também foram preparadas amostras de aço inoxidável AISI 440C, submetidas a tratamento térmico visando a uma melhor dissolução de carbeto de cromo, para, a partir do melhor resultado de dissolução, submeter o material tratado termicamente com a melhor condição de cromo solubilizado a ensaios de tribocorrosão e polarização potenciodinâmica.

Palavras-chave: aço inoxidável martensítico AISI 440C, sensitização, desgaste, tribocorrosão.

ABSTRACT

The use of martensitic stainless steel AISI 440C, has increased significantly in the food industry due to their properties of resistance to corrosion and wear, especially after being heat treated. In order to obtain lower cost, the canned food industry has sought alternative materials to manufacture the rollers of recravadoras cans, replacing the original material of the rollers, manufactured with TiN coating, by the hardened and tempered martensitic AISI 440C steel. However, it is observed that the lifespan of rollers made of AISI 440C has been very low, this fact, instead of reducing costs, has increased maintenance interventions causing an increase in production costs. This paper aims to conduct a failure analysis and investigate the mechanisms active in the process of accelerated degradation in rollers made of martensitic stainless steel AISI 440C, employed in a food industry. Samples'roller were obtained and characterized by metallographic analysis and hardness and microhardness measurements. The results show the occurrence of intergranular corrosion in the samples, possibly attributed to inadequate heat treatment, and that may be contributing to the reduction of the lifespan of the rollers due to the existence of simultaneous request for sliding wear, mechanism known tribocorrosion. In this work were also prepared in stainless steel AISI 440C samples that were subjected to heat treatment to improve the dissolution of chromium carbides, for, from the best result of dissolution submit material heat treated with the best chrome condition solubilized trials of tribocorrosion and potentiodynamic polarization.

Keywords: martensitic stainless steel AISI 440C, sensitization, wear, tribocorrosion

LISTAS DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1	Rolete recravador.....	14
Figura 2	Formação da camada passiva em aços inoxidáveis	17
Figura 3	Diagrama de fases Ferro-Cromo, com destaque para a região chamada "lupa austenítica".....	22
Figura 4	Detalhamento da região chamada "Lupa austenítica".....	24
Figura 5	Primeira e segunda operação de recravação da lata.....	26
Figura 6	Corrosão uniforme.....	28
Figura 7	Corrosão por placas.....	28
Figura 8	Corrosão alveolar.....	29
Figura 9	Corrosão puntiforme.....	29
Figura 10	Corrosão sob tensão.....	30
Figura 11	Sensitização em aço inox.....	30
Figura 12	Corrosão intergranular	31
Figura 13	Corrosão intragranular	31
Figura 14	Exemplificação da sensitização	32
Figura 15	Representação esquemática do ensaio de polarização potenciodinâmico	34
Figura 16	Esquema de curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido.....	36
Figura 17	Mecanismos de Desgaste, conforme DIN 50320	37
Figura 18	Representação esquemática de desgaste a 2 corpos e 3 corpos... ..	38
Figura 19	Mecanismos de desgaste envolvidos em desgaste abrasivo.....	39
Figura 20	Evolução do potencial misto para aço inoxidável 304L em testes bi-direcionais de deslizamento.....	43
Figura 21	Representação esquemática do ensaio de tribocorrosão.....	45
Figura 22	Fluxograma com a descrição das três fases de desenvolvimento deste trabalho	47
Figura 23	Fotos do rolete de recravação fornecido para estudo deste trabalho	48
Figura 24	Gráfico com os valores encontrados nos ensaios de dureza e valor médio da Dureza Vickers (HV) obtidos no rolete recravador fornecido	55

Figura 25	Gráfico com os valores encontrados nos ensaios de microdureza e valor médio da Dureza Vickers encontrada (HV)	56
Figura 26	Micrografia obtida na região externa da peça, onde é possível observar a ocorrência de corrosão intergranular no material, destacado pelo quadrado vermelho. Precipitados de carbeto de cromo estão indicados pelas setas. Sem ataque	57
Figura 27	Micrografia obtida na região externa da peça, evidenciando a ocorrência de corrosão intergranular no material, destacado pelo quadrado vermelho. Sem ataque	57
Figura 28	Micrografia obtida na região externa da peça, onde observa-se a presença de trincas originadas provavelmente pela corrosão intergranular. Após ataque com reagente Villela.....	58
Figura 29	Micrografia obtida no núcleo da peça, mostrando a presença de grande partículas de carbetos precipitados (fases com coloração branca). Após ataque com reagente Villela.....	59
Figura 30	Micrografia obtida no núcleo da peça, onde se observa a presença de carbetos finos homogeneamente dispersos na matriz, junto com carbetos grosseiros. Após ataque com reagente Villela.....	59
Figura 31	Microestrutura de um aço inoxidável martensítico AISI 440C temperado e revenido, com pequenos precipitados distribuídos homogeneamente pela matriz, junto com carbetos grosseiros	60
Figura 32(A)	Microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 440C em diferentes temperaturas de austenitização.....	61
Figura 32(B)	Microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 440C em diferentes temperaturas de austenitização.....	61
Figura 32(C)	Microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 440C em diferentes temperaturas de austenitização.....	61
Figura 32(D)	Microestrutura do rolete fornecido para análise	61
Figura 33	Dureza Vickers média dos corpos de prova submetidos a têmpera em temperatura e tempo diferentes, do material na condição fornecida originalmente e do rolete fornecido.	63

Figura 34	Gráfico com a medida média dos carbetos, nos corpos de prova submetidos a têmpera com diferentes parâmetros. com o material no estado original e do rolete fornecido para estudo.	64
Figura 35	Micrografia do corpo de prova no estado original. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella.	66
Figura 36	Micrografia do rolete fornecido. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella.....	66
Figura 37	Micrografia do corpo de prova temperado a 1000 °C, por 15min. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella.....	66
Figura 38	Micrografia do corpo de prova temperado a 1030 °C, por 60min. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella.....	66
Figura 39	Micrografia do corpo de prova temperado a 1100 °C, por 30min. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella.....	66
Figura 40	Micrografia do corpo de prova temperado a 1100 °C, após 60min. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella.....	66
Figura 41	Comparação entre as micrografias dos corpos de prova na condição original, do rolete fornecido e do corpo de prova temperado a 1100 °C por 60 minutos	67
Figura 42	Gráfico do coeficiente de atrito em função do tempo gerado através da coleta de dados do ensaio de tribocorrosão	69
Figura 43	Imagem do corpo de prova após ensaio de tribocorrosão	69
Figura 44	Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas no ensaio de polarização potenciodinâmico	71
Figura 45	Curvas de polarização do aço AISI 440C.....	72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química de alguns aços inoxidáveis martensíticos.....	19
Tabela 2	Temperaturas indicativas e durezas resultantes do recozimento pleno e do recozimento isotérmico dos aços inoxidáveis martensíticos.....	25
Tabela 3	Tratamentos Térmicos dos aços inoxidáveis martensíticos e propriedades mecânicas resultantes.....	25
Tabela 4	Parâmetros para os ensaios de têmpera e revenido nas peças da fase 2	50
Tabela 5	Resultado da análise química (% em massa)	62
Tabela 6	Resultados aproximados de volume de material retirado de cada corpo de prova no ensaio de tribocorrosão	70

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	OBJETIVOS	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS.....	16
3.1.1	A camada passiva no aço inoxidável.....	17
3.1.2	Aços Inoxidáveis Martensíticos	18
3.1.2.1	Tratamento Térmico para o Aço Inoxidável Martensítico.....	21
3.2	RECRAVAÇÃO.....	26
3.3	TRIBOLOGIA E TRIBOCORROSÃO.....	26
3.3.1	Corrosão.....	27
3.3.1.1	A sensitização e a corrosão intergranular no aço inoxidável	31
3.3.1.2	Ensaio de Polarização Potenciodinâmica.....	33
3.3.2	Desgaste.....	36
3.3.2.1	Tipos de desgaste - Segundo norma DIN 50320.....	37
3.3.2.2	Importância relativa das formas de desgaste	39
3.3.3	Tribocorrosão	40
3.3.3.1	Ensaio de Tribocorrosão.....	44
4	MATERIAIS E MÉTODOS	46
4.1	ANÁLISE DO PROBLEMA	46
4.2	FLUXOGRAMA.....	46
4.3	ENSAIO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA	48
4.4	ENSAIO DE DUREZA VICKERS	49
4.5	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	49
4.6	ENSAIO METALOGRÁFICO	49
4.7	TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E REVENIDO	50
4.8	ENSAIO DE TRIBOCORROSÃO	51
4.9	ENSAIO DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICO	52
4.10	MEDIÇÃO DO VOLUME RETIRADO NO ENSAIO DE TRIBOCORROSÃO.....	53
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	54
5.1	CARACTERIZAÇÃO DO ROLETE	54
5.1.1	Ensaio de dureza no rolete fornecido.....	54

5.1.2	Ensaio de microdureza no rolete fornecido	55
5.1.3	Ensaio de metalografia	56
5.2	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL ADQUIRIDO	62
5.2.1	Ensaio de Composição Química	62
5.2.2	Ensaio de Dureza Vickers	63
5.2.3	Ensaio Metalográfico e Medição de Carbetos	64
5.3	CARACTERIZAÇÃO DO AÇO AISI 440C TEMPERADO E REVENIDO.	67
5.3.1	Ensaio de Tribocorrosão	68
5.3.2	Medição do Volume Retirado no Ensaio de Tribocorrosão	69
5.3.3	Ensaio Polarização Potenciodinâmica	71
6	CONCLUSÃO.....	74
7	TRABALHOS FUTUROS.....	75
	BIBLIOGRAFIA.....	76

1 INTRODUÇÃO

A manutenção, até certo tempo, era considerada um setor com a função corretiva dos equipamentos em uma fábrica. Com o passar dos anos, a indústria percebeu que, através de investimentos em pesquisas e tecnologias na manutenção, é possível alcançar a redução dos custos ao aliar aumento de produtividade, com planejamento de paradas de manutenção das máquinas, trocando apenas os componentes que estão com sua vida útil praticamente no fim. Atualmente, planejar a manutenção é tão importante quanto planejar produção, estoque e compra de matéria prima, não se limitando apenas a promover o reparo de equipamentos. Mas, em alguns casos, trabalhar em conjunto com o setor de projetos, buscando adequações para certos equipamentos com o objetivo de aumentar a vida útil.

Estima-se que uma parcela superior a 30% do aço produzido no mundo seja usada para reposição de peças e partes de equipamentos e instalações deterioradas pela corrosão, o que corresponde a 150 milhões de toneladas por ano (GONÇALVES 2012). Também é estimado que o custo econômico anual devido à corrosão atinja 3,5% do produto nacional bruto nos países industrializados. No Brasil, o custo anual da corrosão é estimado em U\$8 bilhões de dólares (SANTOS, 2008).

Calcular o custo de uma máquina de alta produção, parada para uma manutenção não programada – como uma recravadora de latas para a indústria de alimentos, que possui capacidade para recravar de 300 a 1000 latas por minuto – gera custos consideráveis.

A indústria visando à redução de custos relativos ao tempo de máquina parada – seja por manutenção, aumentando o intervalo de troca de um certo componente, para diminuir o tempo de máquina ociosa, ou para reduzir o valor da compra de insumos para um determinado equipamento – busca constantemente por materiais alternativos para a confecção de componentes específicos que possam sofrer desgaste acentuado, como por exemplo os roletes das recravadoras de latas.

A indústria de alimentos enlatados, tem procurado alternativas de materiais para a fabricação dos roletes das recravadoras de latas. Os roletes, figura 1, são componentes mecânicos utilizados para o fechamento de embalagens metálicas, em específico no processo de "união" de uma lata com a tampa. Portanto, são

elementos sujeitos à ação de desgaste, devido ao deslizamento destes na borda da lata. Uma proposta consiste em utilizar roletes fabricados com aço inoxidável martensítico 440C. Essa escolha foi feita pelas características do material, no que tange às propriedades mecânicas de dureza, resistência ao desgaste e resistência à corrosão.

Figura 1: Rolete recravador.



Fonte: <http://www.gil.com.br/br/produtos_mostra.php?id=152>

Algumas empresas do ramo alimentício trocaram os roletes de recravação, revestidos com nitreto de titânio, pelos fabricados com aço inoxidável martensítico 440C, de uma linha particular de produtos (que utiliza salmoura para conservar o alimento), apresentaram desgaste acentuado, exigindo paradas de manutenção corretivas a cada 72h de serviço, impactando severamente a produtividade. Roletes de recravação similares, utilizados em outras linhas de produtos, e que não empregam salmoura, possuem uma vida útil de aproximadamente 20 dias.

Como a principal diferença entre as linhas de produção é a presença de salmoura, a hipótese inicial aponta para um processo de aceleração do desgaste, através de mecanismos de tribocorrosão, onde o desgaste adesivo é acelerado devido à presença de agentes corrosivos (neste caso, cloretos).

Este trabalho visa a avaliar os mecanismos envolvidos no processo de desgaste acelerado, relacionando o desempenho dos materiais com a sua microestrutura e propriedades, e propõe mudanças no processo de fabricação do rolete recravador, a fim de otimizar sua vida útil em serviço, reduzindo o número de paradas de manutenção.

2 OBJETIVOS

Este trabalho tem como principal objetivo investigar e determinar as causas metalúrgicas de a vida útil dos roletes recravadores, na linha de conservas de salmoura, seja tão reduzida e propor um tratamento térmico para o Aço Inoxidável Martensítico AISI 440C, visando à redução de carbetos de cromo.

Como objetivos específicos, este trabalho se propõem:

- determinar o tipo de corrosão atuante nos roletes recravadores fornecidos;
- realizar tratamento térmico, com parâmetros variados, em amostras que utilizam a mesma matéria prima do rolete, para análise segundo as mesmas condições de uso dos roletes;
- avaliar a influência das condições do tratamento térmico na resistência à corrosão intergranular de aços inoxidáveis martensíticos AISI 440C;
- analisar o comportamento do aço inoxidável AISI 440C, em condições de tribocorrosão, correlacionando aos resultados com a microestrutura e às condições de tratamento térmico realizadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Aço inoxidável é uma liga que possui, pelo menos, 10% de cromo (ROMEIRO, 1997). O aço inoxidável tem elevada porcentagem de cromo em sua composição química (dissolvido na matriz metálica), sua principal característica é ter elevado índice de resistência a corrosão (POLETTO, 2009).

Os aços inoxidáveis são classificados de acordo com a norma ABNT NBR 5601:2011, conforme a sua composição química. Existem três grandes classes de aço inoxidável, que são divididos com base na fase constituinte predominante na sua microestrutura, sendo eles: ferrítico, austenítico e martensítico. Porém, existem outras classes, tais como o aço inoxidável Duplex (mistura entre ferríticos e austeníticos) e os endurecidos por precipitação (POLETTO, 2009).

A corrosão e a oxidação dos metais constituem uma importante causa de perdas na indústria. No caso da corrosão, diversos meios são utilizados para proteger o metal contra o fenômeno. Vários metais e ligas metálicas possuem essa característica, o qual é atribuído à formação espontânea de uma película superficial de óxido, de alta resistência à ação corrosiva do meio. Essa película, ao interpor-se entre o material e o meio circunvizinho, evita que esta exerça sua ação corrosiva. Os aços resistentes à corrosão são chamados de inoxidáveis (CHIAVERINI, 1990).

O elemento de liga mais importante para tornar um aço menos suscetível à corrosão é o cromo, no qual um teor de 5% é suficiente (Aço-cromo), mas para que seja considerado inoxidável, o aço deve conter mais de 10% de cromo. Em segundo lugar está o níquel, que em teores acima de 7% melhora a resistência à corrosão pelo ataque de soluções de cloreto neutras, como também as propriedades mecânicas (ROMEIRO, 1997).

O carbono quando dissolvido na liga pouco ajuda na resistência a corrosão dos aços inoxidáveis, e também quando na forma de carbonetos, principalmente no contorno de grãos, prejudica muito essa propriedade (CHIAVERINI, 1990).

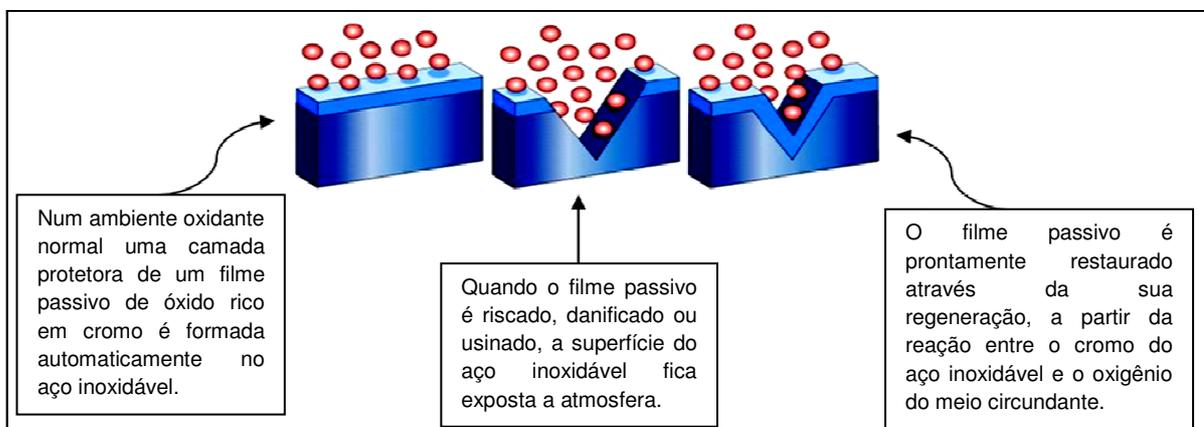
3.1.1 A camada passiva no aço inoxidável

A película conhecida como camada passiva, resulta da reação entre o cromo presente na composição do aço inoxidável, o oxigênio (meio oxidante) e a água existente no ambiente (a umidade do ar condensada sobre a superfície fria do material). O produto dessa reação é um oxi-hidróxido estável de cromo, sendo que, na região mais próxima da interface com o metal, predomina um óxido e, na região mais externa predomina um hidróxido. Apesar de invisível e de espessura nanométrica, essa película é muito aderente ao aço inoxidável e tem sua resistência à corrosão aumentada à medida que mais cromo é adicionado à liga (PRATES, 2009).

As ligas metálicas que formam óxidos de superfície passivos compactos, com propriedades de autoregeneração, normalmente apresentam taxas de corrosão reduzida a um mínimo, enquanto o filme passivo permanecer intacto e, em uma situação onde ocorrer a ruptura desta camada, esta pode se regenerar, repassivando o aço inoxidável (HERTING; WALLINDER, 2009).

A figura 2 mostra que na prática, a superfície do aço inoxidável já é naturalmente protegida pela camada passiva, no entanto, quando esta superfície do aço inoxidável é danificada por um arranhão, por exemplo, a camada passiva se recompõe quase que instantaneamente, pois o cromo presente na liga continua a reagir com o oxigênio do meio.

Figura 2: Formação da camada passiva em aços inoxidáveis.



Fonte: Euroinox, 2007.

A camada passiva é estável, invisível, aderente e de espessura muito fina, sua resistência aumenta à medida que a liga possui mais cromo.

Características gerais da camada passiva (EUROINOX, 2007):

- protege o inox contra a corrosão do meio ambiente;
- tem formação instantânea (cerca de 0,01 s);
- apresenta alta adesividade, o que dificulta seu desprendimento;
- é termodinamicamente estável, não reagindo com outros elementos para formar novos compostos;
- está presente em toda a superfície do material;
- não é porosa (bloqueia a ação do meio agressivo) ;
- é muito fina com 30-50 Å de espessura ($1 \text{ \AA} = 10^{-1} \text{ nm} = 10^{-10} \text{ m}$), e por isso invisível ao olho humano;
- é auto regenerável;
- é inerente ao aço inoxidável, uma vez que o cromo faz parte de sua composição química.

3.1.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos

Aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente ligas de ferro, cromo e carbono, sendo o teor de cromo na faixa de 10,5% a 18%. São ferromagnéticos, endurecíveis por tratamento térmico e, geralmente, só resistem a corrosão em ambiente não muito agressivo. Possuem estrutura cúbica de corpo centrado e apresenta matriz martensítica, após tratamento térmico de têmpera e revenido, podem também possuir alguma austenita residual e carbonetos de cromo na microestrutura, carbonetos estes que podem ser reduzidos, aumentando a temperatura e o tempo de austenitização, após o resfriamento, à temperatura ambiente apresentam estrutura martensítica (SALLEH; OMAR; SYARIF; GHAZALI; ABDULLAH; SAJURI, 2009). Os teores de cromo e de carbono são equilibrados para garantir a estrutura martensítica (KRABBE, 2006). Elementos como o nióbio, silício, tungstênio e vanádio podem ser adicionados, para modificar a temperabilidade, e pequenas quantidades de níquel podem ser adicionadas para melhorar a resistência à corrosão. O enxofre e o selênio podem ser adicionados para melhorar a usinabilidade (ASM Handbook, 2004).

Estão divididos em três classes principais, que são: baixo carbono – também chamado tipo "**turbina**"; médio carbono - também denominado tipo "**cutelaria**"; e alto carbono, também chamado tipo "**resistente ao desgaste**" (OLIVEIRA, 2014). Esses aços estão todos incluídos na classificação AISI (*American Iron and steel Institute*), que considera os tipos indicados na tabela 1. Entre suas características mais importantes, destacam-se:

- serem ferromagnéticos;
- podem ser facilmente trabalhados, tanto a quente como a frio, sobretudo quando o teor de carbono for baixo;
- apresentam boa resistência à corrosão quando expostos ao tempo, à ação da água e de certas substâncias químicas; à medida que aumenta o teor de carbono, fica prejudicada a resistência à corrosão, o que, entretanto, é compensado pelo maior teor de cromo;
- o níquel melhora a sua resistência à corrosão; o melhor aço inoxidável martensítico, sob o ponto de vista de resistência à corrosão, é o 431, devido ao baixo carbono, alto cromo e presença de níquel;
- a têmpera também melhora a resistência à corrosão, pois contribui para evitar a possibilidade de precipitação de carbonetos (CHIAVERINI, 1990).

Tabela 1: Composição química de alguns aços inoxidáveis martensíticos.

Tipo AISI	C	Mn (máx.)	P (máx.)	S (máx.)	Si (máx.)	Cr	Ni	Mo	Outros
403, 410	0,15 máx.	1,00	0,04	0,03	0,50	11,5/13,0	-	-	-
414	0,15 máx.	1,00	0,04	0,03	1,00	11,5/13,5	1,25/2,50	-	-
416	0,15 máx.	1,25	0,06	0,15 min.	1,00	12,0/14,0	-	0,60 máx.	-
416 Se	0,15 máx.	1,25	0,06	0,06	1,00	12,0/14,0	-	-	Se=0,15 min.
420	0,16/0,25	1,00	0,04	0,03	1,00	12,0/14,0	1,0 máx.	-	-
420	0,26/0,35	1,00	0,04	0,03	1,00	12,0/14,1	1,0 máx.	-	-
420	0,36/0,45	1,00	0,04	0,03	1,00	12,5/14,5	1,0 máx.	-	-
420 F	0,15 min.	1,25	0,06	0,15 min.	1,00	12,0/14,0	-	0,60 máx*	-
422	0,20/0,25	1,00	0,025	0,025	0,75	11,0/13,0	0,50/1,00	0,75/,25	0,15/0,30 V; 0,75/1,25 W
431	0,20 máx.	1,00	0,04	0,03	1,00	15,0/17,0	1,25/1,00	-	-
440 A	0,60/0,75	1,00	0,04	0,03	1,00	16,0/18,0	-	0,75 máx.	-
440 B	0,75/0,95	1,00	0,04	0,03	1,00	16,0/18,0	-	-	-
440 C	0,95/1,20	1,00	0,04	0,03	1,00	16,0/18,0	-	-	-

* Opcional

Fonte: Chiaverini, 1990.

As características e aplicações dos aços inoxidáveis martensíticos em função da sua composição química (Tabela 1), das características desses aços e das aplicações mais comuns, são as seguintes:

- a) *tipos 403 e 410* — aços inoxidáveis martensíticos do tipo 410 são amplamente utilizados em aplicações de engenharia, tais como: válvulas de vapor e de água, bombas, turbinas, compressores, componentes shafting, talheres, instrumentos cirúrgicos, rolamentos, lâminas de turbina forjadas ou usinadas, compressores, tesouras, canos de fuzil, componentes de micrômetros, instrumentos de medida, componentes para a indústria petroquímica, moldes para a indústria de polímeros e misturadores de produtos químicos, que exigem elevada resistência ao desgaste e à corrosão. No entanto, pelo seu baixo teor de carbono, o desempenho destes aços inoxidáveis é reduzido devido ao efeito simultâneo de mecanismos de desgaste e corrosão, ou seja, possui baixa resistência ao desgaste e comportamento tribológico, tornando necessário fazer uso de algum tipo de revestimento (KRISHNA; BANDYOPADHAYAY, 2009). O fato de possuir baixo teor de carbono o torna fácil de conformar a frio no estado recozido;
- b) *tipos 420* — Os aços inoxidáveis do tipo 420, são aços com médio teor de carbono, com microestrutura martensítica muito fina (ANJOS, 2013). São amplamente utilizados em meio industrial, em função da excelente combinação entre propriedades mecânicas e resistência à corrosão (SCHEUER, 2011). São empregados em cutelaria, instrumentos cirúrgicos, eixos de bomba, válvulas, peças de motores a jato, mancais de esfera, parafusos, buchas, etc.;
- c) *tipos 414 e 431* — pela alta dureza e resistência mecânica, são empregados em molas, parafusos e porcas, peças para bombas, peças para aviões, eixos de hélices marítimas, peças para fornos, componentes para a indústria petroquímica, etc. O tipo 431 é o de melhor resistência à corrosão, entre os aços inoxidáveis martensíticos (CHIAVERINI, 1990);
- d) *tipos 416, 416Se e 420F* — por serem de usinagem fácil, adaptam-se facilmente a operações de usinagem, sendo empregados em parafusos, porcas, hastes de válvulas, lâminas de turbina, cutelaria etc. O aço inoxidável 420F, é uma variante do 420, na qual o aumento na quantidade de enxofre facilita a usinagem do material (CARBÓ, 2008);
- e) *tipos 440 A, 440 B e 440 C* — os aços inoxidáveis martensíticos AISI 440 são os mais resistentes e duros da classe. São usados em uma variedade

de aplicações industriais (PULI; RAM, 2012). O alto teor de carbono confere alta resistência ao desgaste; por isso são empregados em instrumentos cirúrgicos e odontológicos, mancais de esfera, válvulas, bocais e outras aplicações em que, além da resistência à corrosão, sejam exigidas alta dureza e resistência ao desgaste.

3.1.2.1 Tratamento Térmico para o Aço Inoxidável Martensítico

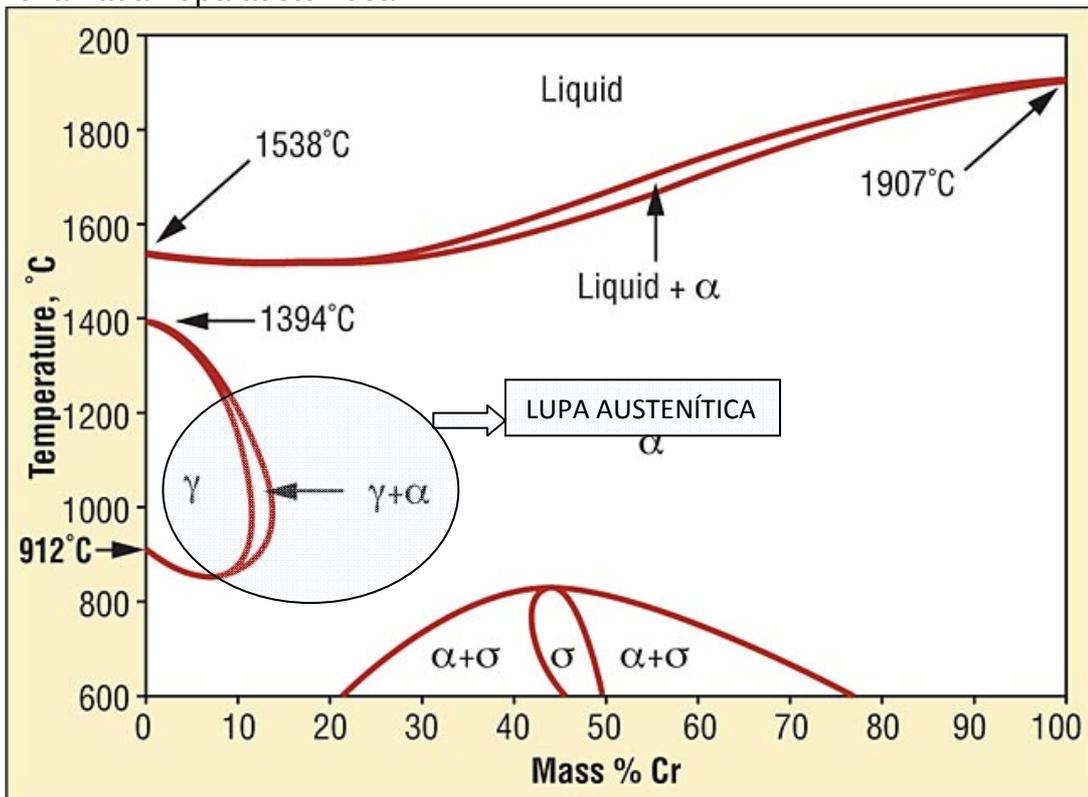
Entre os diversos tipos de aço inoxidável, o martensítico pode ser tratado termicamente pelo processo de têmpera e revenido. Têmpera é um tratamento térmico onde determinado material é submetido a um aumento de temperatura até atingir a austenitização, para depois submeter o material a um resfriamento rápido, para obtenção de estrutura martensítica. Após a têmpera, o material ganha dureza, mas perde tenacidade. Nos aços inoxidáveis martensíticos, esse processo é feito para conferir maior dureza ao material e também para controlar e diminuir a quantidade de carbeto nos contornos de grãos. Entre os diversos meios de resfriamento para têmpera em geral, pode-se citar: têmpera em óleo, em água, em gases (hélio, argônio, nitrogênio), etc. (POLETTTO, 2009).

Revenimento consiste em aquecer o material abaixo da temperatura crítica (austenitização), seguido de um resfriamento a uma determinada taxa, para obter ductilidade e tenacidade. Normalmente, é feito após um aço passar pelo processo de têmpera. Pode fazer a dureza da peça cair consideravelmente. São fatores a serem considerados no processo de revenimento: temperatura, tempo exposto a esta temperatura, taxa de resfriamento, composição do material (quantidade de carbono e elementos de liga) (POLETTTO, 2009).

O tratamento térmico nos aços inoxidáveis martensíticos, serve para aumentar sua resistência mecânica e tenacidade. É essencialmente o mesmo tratamento que se efetua para os aços-carbono e para os aços de baixa liga. Isto é, a liga é austenitizada, resfriada rapidamente – para se formar uma estrutura martensítica – e depois revenida para aliviar tensões. Entretanto, considerando que o aço inox martensítico possui teor de cromo, entre 12 a 17%, e carbono em quantidade suficiente para formar estrutura martensítica, pode-se utilizar na têmpera velocidades de resfriamento menores, utilizando, por exemplo, óleo ou ar, (SMITH, 1998).

A figura 3, representa o diagrama Ferro-Cromo válido para aços inoxidáveis martensíticos. Estes devem ser aquecidos até a temperatura de austenitização – a partir de 980°C – a uma taxa de aquecimento lento, ou pré-aquecimento até chegar na temperatura adequada ao processo. É recomendado, para evitar trincas nas classes altas de carbono (por exemplo, 440C), o pré-aquecimento a 790°C, seguido por aquecimento até à temperatura de austenitização. O resfriamento deve ser feito ao ar ou em banho de óleo, a partir da temperatura de austenitização. O revenimento, deve ser feito assim que as peças estiverem à temperatura ambiente. Para temperaturas de revenido – acima 510°C – é necessário um resfriamento rápido até temperaturas abaixo de 400°C para evitar fragilização do grão, que ocorre até 475°C (HERRING, 2012).

Figura 3: Diagrama de fases Ferro-Cromo, com destaque para a região chamada "lupa austenítica".



Fonte: <http://www.industrialheating.com/articles/90371-sigma-phase-embrittlement>

O carbono, no diagrama ferro-cromo, apresentado na figura 3, altera o limite da "lupa austenítica", figura 4. Maiores concentrações de cromo aumentam o campo da fase α (ferrita)+ γ (austenita) e forma carbeto especiais, fato este que, do ponto de vista da resistência à corrosão, é prejudicial, uma vez que o carbono reage com o

romo, diminuindo o teor deste na matriz. O carbono promove a formação da austenita e, no aço inoxidável martensítico, é o responsável por promover dureza após o tratamento térmico. Também promove o aumento da fase σ , por formar carbeto de cromo, reduzindo a quantidade de cromo em solução sólida (ISHIDA, 2009).

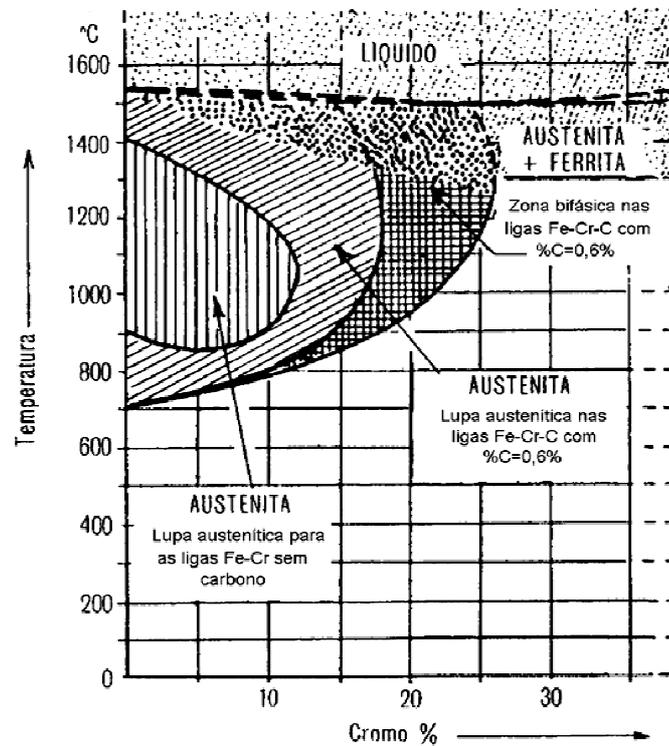
A fase σ é um composto intermetálico de cromo e de ferro, duro, quebradiço e não-magnético. Possui forma pura entre 42% e 50% de cromo (figura 4), correspondendo a uma das fases de equilíbrio no diagrama de fase ferro-cromo. Em teores de cromo, inferior a 20%, a fase sigma é difícil de formar, mas a presença de molibdenio, silício, manganês ou níquel, têm uma tendência a deslocar para baixo seu limite inferior (HERRING, 2012).

No sistema Ferro-Carbono-Cromo, podem ser formados carbonetos complexos ligados ao cromo, este pode ser dissolvido formando o carboneto de ferro, Cromo $(Fe,Cr)_3C$, M_3C ou formar mais dois tipos de carbonetos de cromo com novas estequiometrias, dissolvendo ferro simultaneamente, como: $(Cr,Fe)_{23}C_6$ e $(Cr,Fe)_7C_3$, ou $M_{23}C_6$ e M_7C_3 , onde $M=Cr,Fe$ ou outro elemento de liga formador de carboneto presente na composição da liga em menor concentração (PINEDO, 2002).

O carboneto $M_{23}C_6$ é um carboneto rico em cromo e estável no estado recozido, em aços contendo cromo e molibdênio, a composição do carboneto pode variar entre $Cr_{23}C_6$ e $Mo_2Fe_{21}C_6$. O carboneto $M_{23}C_6$ é considerado um carboneto secundário porque se dissolve totalmente no tratamento térmico, precipitando de modo incoerente no estado recozido em contornos de grão e de ripas. A dissolução do carboneto $M_{23}C_6$ garante elevada temperabilidade (SCHLATTER, 2012)

O carboneto M_7C_3 é muito estável, formado essencialmente por cromo, e em ordem decrescente por ferro, manganês, vanádio e molibdênio. O carboneto M_7C_3 é considerado um carboneto secundário, pelo fato de se dissolver no tratamento térmico (SCHLATTER, 2012).

Figura 4: Detalhamento da região chamada "Lupa austenítica".



Fonte: <<http://demec.ufpr.br/pesquisas/superficie/material%20didatico/Acos%20inoxidaveis.pdf>>

As tabelas 2 e 3 apresentam respectivamente as temperaturas de recozimento e recozimento pleno, bem como as temperaturas e meios de resfriamento para têmpera e revenido, além das propriedades mecânicas médias resultantes.

Tabela 2: Temperaturas indicativas e durezas resultantes do recozimento pleno e do recozimento isotérmico dos aços inoxidáveis martensíticos.

TIPOAISI	Recozimento Pleno				Recozimento Isotérmico	
	Temperatura °C	Tempo h	Resfriamento	Dureza Brinell	Procedimento	Dureza Rockwell
403, 410 (baixo C)	840/870	1 a 3	lento*	135/160	Aquecimento a 830/885°C. Manutenção a 705°C durante 6h	B85
416	840/870	1 a 3	lento*		Idem	B85
416, 416Se (baixo C)	-	-	-	-	Aquecimento a 830/885°C. Manutenção a 720°C, durante 2 horas.	B85
420 (médio C)	840/970	1 a 2	lento*	170/200	Aquecimento a 630/875°C. Manutenção a 705°C, durante 2 horas.	B95
414, 431 (médio C e Ni).	tratamento geralmente não empregados					
440A	890/910	2 a 3	lento*	205/230	Aquecimento a 840/900°C. Manutenção a 690°C durante 4 horas.	B98
440B	idem	idem	idem	215/240	idem	C20
440C	idem	idem	idem	230/255	idem	C25

* A velocidade entre 15 a 25°C/h até 590°C.

Fonte: Chiaverini, 1990.

Tabela 3: Tratamentos Térmicos dos aços inoxidáveis martensíticos e propriedades mecânicas resultantes.

Tipo AISI	Têmpera			Revenido		Propriedades mecânicas médias, após o tratamento térmico							
	Temperatura °C	Tempo min.	Meio de resfriamento	Temperatura °C	Tempo h	Dureza Brinell	Limite resistência a tração		Limite de escoamento		Alongamento %	Resistência ao choque	
							Kgf/mm ²	Mpa	Kgf/mm ²	Mpa		Kgfm	J
403	925/1000	15 a 30	óleo	225/375	1 a 3	360/380	130	1280	98	960	15	2,8/6,2	27,5/60,8
410	925/1000	15 a 30	óleo	225/375	1 a 3	360/380	130	1280	98	960	15	2,8/6,2	27,5/60,8
414	975/1050	15 a 30	óleo ou ar	225/400	1 a 3	370/400	137	1340	102	1000	15	4,1/8,3	40,2/81,4
416	925/1000	15 a 30	óleo	225/375	1 a 3	360/380	130	1280	98	960	12	2,8/6,2	27,5/60,8
431	375/1075	15 a 30	ar, óleo, água	225/400	1 a 3	370/400	137	1340	102	1000	17	4,1/8,3	40,2/81,4
420	975/1050	15 a 30	ar, óleo quente	150/375	1 a 2	470/530	175	1720	158	1550	8	1,1/2,1	10,8/20,6
440A	1000/1075	15 a 30	idem	150/375	1 a 2	500/560	189	1850	182	1790	5	0,4/0,8	3,9/8,85
440B	1000/1075	15 a 30	idem	150/375	1 a 2	520/590	196	1920	189	1850	3	0,0/0,7	2,9/6,9
440C	1000/1075	15 a 30	idem	100/375	1 a 2	540/620	200	1960	193	1890	2	0,3/0,7	2,9/6,9

Fonte: Chiaverini, 1990.

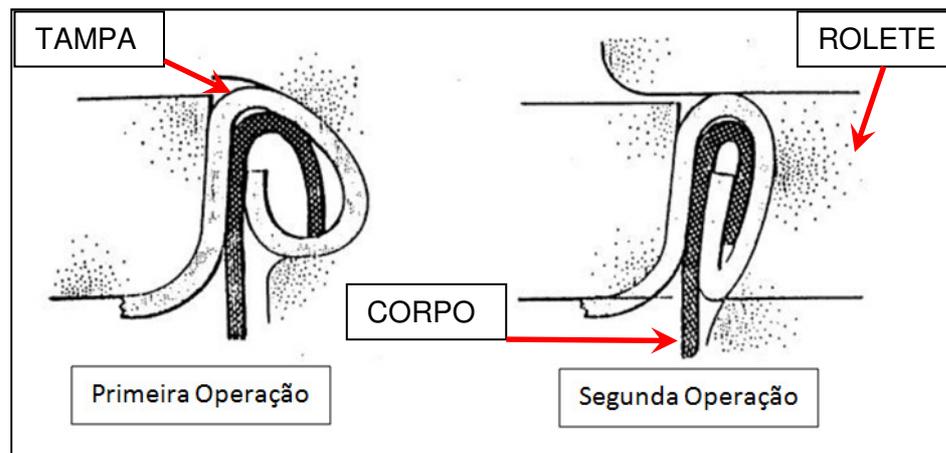
3.2 RECRAVAÇÃO

A operação de recravação é o nome dado ao fechamento hermético da lata. É definido como uma operação mecânica de união do corpo da lata com a tampa e o fundo, sendo formado por duas espessuras do corpo e três espessuras da tampa, ou do fundo, realizada em duas operações. A figura 5 exemplifica essas operações (FILHO, 2007).

Na primeira operação, o rolete promove um pré-fechamento da lata, seguido da segunda operação, na qual o rolete recravador promove o fechamento final, através do esmagamento da borda da tampa com a borda do corpo da lata.

A união entre o corpo e a tampa, ou entre o corpo e o fundo da lata, ocorre através de movimento relativo entre rolete, corpo e tampa ou fundo da lata.

Figura 5: primeira e segunda operação de recravação da lata.



Fonte: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAAAt5gAK/embalagens-metal-02>

3.3 TRIBOLOGIA E TRIBOCORROSÃO

Tribologia é a arte da análise operacional aplicada para problemas de grande significado econômico, determinação da confiabilidade de um equipamento, manutenção, equipamentos técnicos para análise de desgaste. Interações superficiais em uma interface tribológica são altamente complexas (BHUSHAN, 1999).

3.3.1 Corrosão

Corrosão é a deterioração dos materiais pela ação química ou eletroquímica do meio, podendo estar ou não associada a esforços mecânicos (NUNES, 2007).

Os processos de corrosão são considerados reações químicas heterogêneas ou reações eletroquímicas, que se passam geralmente na superfície de separação entre o metal e o meio corrosivo. A corrosão pode acontecer sob diversas formas (ou tipos), as quais podem ser apresentadas considerando-se a aparência ou forma de ataque e as diferentes causas e seus mecanismos. Assim pode-se ter corrosão segundo:

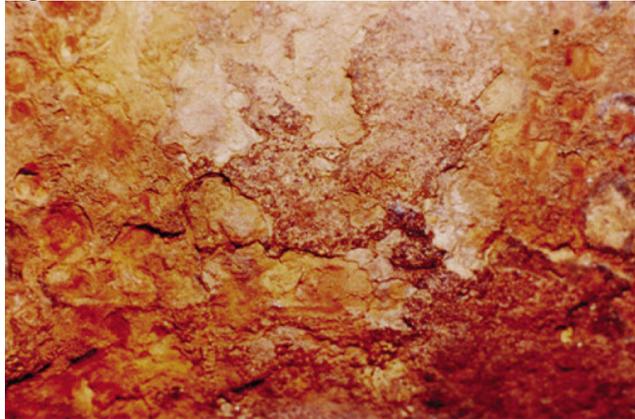
- a morfologia: uniforme, por placas, alveolar, puntiforme ou por pite, intergranular (ou intercrystalina), intragranular (ou transgranular ou transcristalina), filiforme, por esfoliação, gráfitica, dezincificação, em torno do cordão de solda e empolamento por hidrogênio (GENTIL, 2007);
- as causas ou mecanismos: por aeração diferencial, eletrolítica ou por correntes de fuga galvânica, associada a solicitações mecânicas (corrosão sob tensão fraturante), em torno de cordão de solda seletiva (gráfitica ou dezincificação), empolamento ou fragilização pelo hidrogênio (GENTIL, 2007);
- os fatores mecânicos: sob tensão, sob fadiga, por atrito, associada à erosão (GENTIL, 2007);
- o meio corrosivo: atmosférica, pelo solo, induzida por microrganismos, pela água do mar, por sais fundidos, etc. (GENTIL, 2007);
- a localização do ataque: por pite, uniforme, intergranular, transgranular, etc. (GENTIL, 2007).

A caracterização da forma de corrosão auxilia muito no entendimento do mecanismo e na aplicação de medidas ideais de proteção. Abaixo são citadas algumas das diversas formas de corrosão:

CORROSÃO UNIFORME: é o tipo mais comum, sendo, em geral, caracterizada por uma reação química ou eletroquímica que ataca uniformemente toda a área superficial exposta, tornando o metal menos espesso. Representa a maior parcela de destruição de metais, em termos de perda de massa. Porém, não é

representativo sob o ponto de vista técnico, avaliando os cálculos de vida útil de equipamentos que consideram no coeficiente de segurança a possibilidade de corrosão (FONTANA, 1986). A figura 6, mostra um elemento de máquina com corrosão generalizada.

Figura 6: Corrosão uniforme.



Fonte: Gentil, 2007.

CORROSÃO POR PLACAS: a figura 7 refere-se a um material com corrosão por placas, no qual se observa a formação de placas que se desprendem progressivamente. É comum em metais que formam películas inicialmente protetoras, mas que, ao se tornarem espessas, fraturam e perdem aderência, expondo o metal a novo ataque (NUNES, 2007).

Figura 7: Corrosão por placas.



Fonte: <<http://www.epoxipiso.com.br/2012/11/formas-de-corrosao.html>>

CORROSÃO ALVEOLAR: é exemplificada na figura 8. Seu processamento ocorre na superfície metálica, produzindo sulcos ou escavações semelhantes a

alvéolos. É uma corrosão de forma muito localizada, caracterizada por possuir profundidade maior do que o diâmetro, com fundo arredondado (MEDEIROS, 2014).

Figura 8: Corrosão alveolar.



Fonte: <<http://dc378.4shared.com/doc/ymiehej5/preview.html>>

CORROSÃO PUNTIFORME OU POR PITE: é uma corrosão localizada que continua produzindo cavidades a partir da superfície. É um caso extremo, no qual áreas muito pequenas da superfície metálica são atacadas, enquanto a parte principal da superfície permanece não afetada. A formação de pites geralmente ocorre sobre metais que são cobertos com uma película muito fina, frequentemente invisível, aderente e protetora. Ou seja, ocorre em superfícies de magnésio, alumínio, titânio e aço inoxidável – materiais que desenvolvem película protetora. Apresentam o fundo em forma angulosa e profundidade geralmente maior que o seu diâmetro. A figura 9 apresenta um elemento de máquina com corrosão puntiforme (RAMANATHAN, 1988).

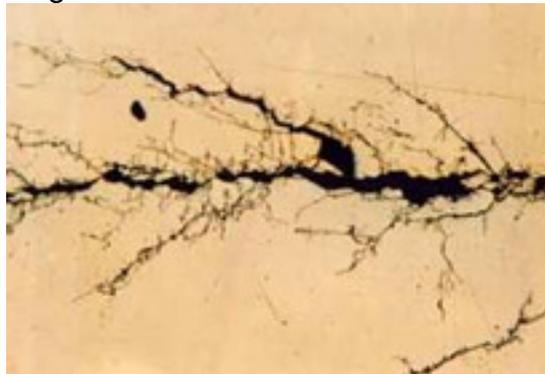
Figura 9: Corrosão puntiforme.



Fonte: <http://www.epoxipiso.com.br/2012/11/formas-de-corrosao.html>

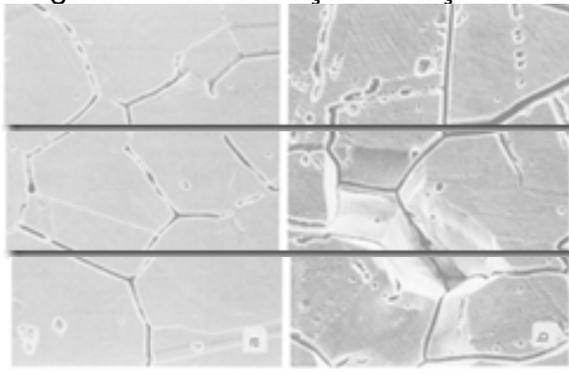
CORROSÃO INTERGRANULAR: a corrosão se processa entre os grãos da rede cristalina do material metálico, o qual perde suas propriedades mecânicas e pode fraturar quando solicitado por esforços mecânicos, levando, então, à *corrosão sob tensão fraturante (CTF) (Stress Corrosion Cracking - SCC)*, ver figura 10 (GENTIL, 2007). Este tipo de corrosão ocorre em certas condições, cujos contornos de grãos são reativos, causando desintegração da liga ou perda da resistência do material. Muitas falhas de aços inoxidáveis ocorrem devido à corrosão intergranular causada pelo fenômeno da sensitização do cromo, quando há o aquecimento da liga entre temperaturas de 600°C e 780°C (ver figuras 11, 12 e 13). O empobrecimento de cromo, nas regiões de contorno de grão, faz com que a resistência fique reduzida. Nos aços inoxidáveis com elevada porcentagem de carbono a interação entre o cromo e o carbono propicia a formação de uma nova superfície no contorno de grão, composta por carboneto de cromo (FONTANA, 1986).

Figura 10: Corrosão sob tensão.



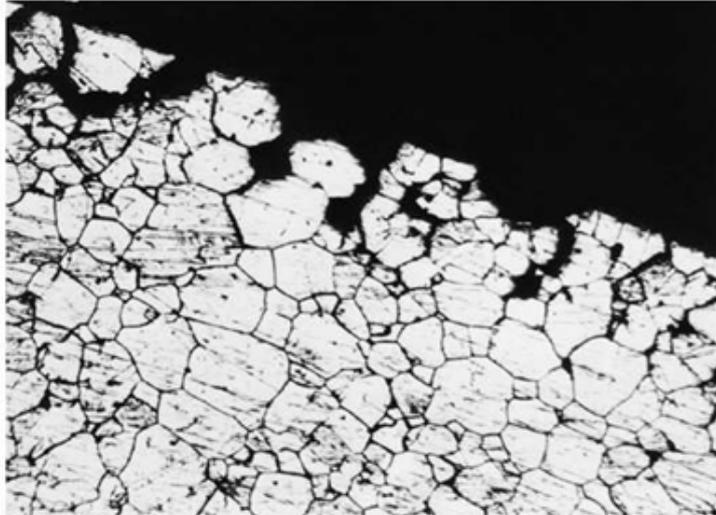
Fonte: <<http://www.epoxipiso.com.br/2012/11/formas-de-corrosao.html>>

Figura 11: Sensitização em aço inox.



Fonte: <<http://www.epoxipiso.com.br/2012/11/formas-de-corrosao.html>>

Figura 12: Corrosão intergranular.



Fonte: <<http://www.epoxipiso.com.br/2012/11/formas-de-corrosao.html>>

Figura 13: Corrosão intragranular.



Fonte: <<http://www.epoxipiso.com.br/2012/11/formas-de-corrosao.html>>

3.3.1.1 A sensitização e a corrosão intergranular no aço inoxidável

A corrosão intergranular é um processo de corrosão seletiva nos contornos de grão, devido a alterações em sua composição química ou na microestrutura ocorrida durante o tratamento térmico ou soldagem. O aquecimento na faixa de temperatura de 400 °C a 850 °C provoca a sensitização do material, que consiste na precipitação de carbonetos de cromo (Cr_{23}C_6) nos contornos de grão, empobrecendo a matriz em cromo e tornando-a susceptível à corrosão (DILLON, 1995).

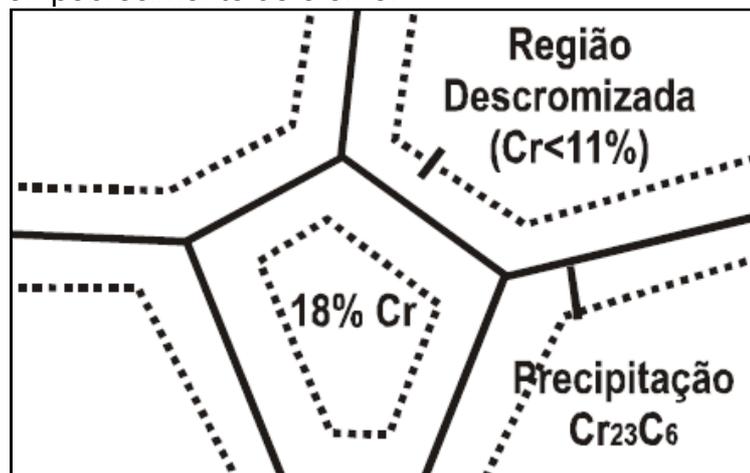
A sensitização é tanto mais intensa, quanto maior for a quantidade de carbono no aço, ou quanto mais tempo o material permanecer na faixa de temperaturas críticas. Um aço com 0,1%C sensitiza em dois minutos à 650°C, ao passo que são necessários 10 minutos para um aço com 0,06%C (TELLES, 2003).

A sensitização dos aços inoxidáveis pode ser prevenida: (a) Se o teor de carbono puder ser reduzido para valores muito baixos (abaixo de 0,03% C); (b) Se o aço for resfriado rapidamente por têmpera, através da faixa de temperatura crítica; (c) Se os elementos estabilizantes, tais como nióbio, titânio, vanádio e outros forem adicionados à liga. Estes elementos têm uma afinidade maior por carbono e formam carbonetos, preferencialmente em temperaturas acima da crítica. (RAMANATHAN, 1988).

A corrosão intergranular ocorre principalmente quando o material está inserido em meios ácidos (ácidos sulfúrico, nítrico, fosfórico, crômico, cianídrico, acético, oxálico, cloreto de ferro, etc.) (ZANETIC; ALONSO-FALLEIROS, 2001).

A figura 14, mostra uma representação esquemática da sensitização devido ao empobrecimento de cromo no contorno de grão.

Figura 14: Exemplificação da sensitização devido ao empobrecimento de cromo.



Fonte: <http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/downlo ads/A% E7o% 20Inoxid% E1vel_ No% E7% F5es% 20b% E1sica s.pdf>

Os aços inoxidáveis martensíticos são geralmente tratados termicamente, para proporcionar uma resistência moderada à corrosão e uma boa combinação de propriedades mecânicas. Isso envolve um tratamento térmico de austenitização seguido por ar ou ventilador de têmpera. No entanto, para a maioria dos aços

inoxidáveis, têmpera no intervalo 450-540 °C também conduz a propriedades pobres de impacto e baixa resistência à corrosão (LIM; LAI; MA; NORTHWOOD; MIAO BAIHE, 1993).

Os aços inoxidáveis martensíticos são susceptíveis a corrosão intergranular, agravado pela presença da martensita após o processo de tempera (AQUINO; DELLA ROVERE; KURI, 2009 e AYDOGDU; AYDINOL, 2006 e ALONSO-FALLEIROS; MAGRI; FALLEIROS, 1999). Nos aços martensíticos, a presença de agulhas de martensita e uma maior quantidade de discordâncias propiciam mais sítios favoráveis a precipitação. A martensita presente nestes aços inoxidáveis caracteriza-se pela elevada dureza e fragilidade. Portanto, após o tratamento térmico da têmpera, realiza-se o tratamento de revenido para proporcionar certo grau de ductilidade e tenacidade. Durante esse tratamento ocorre a precipitação de carbonetos na estrutura martensítica, exercendo grande influência na resistência à corrosão dos aços (HIGA, 2011).

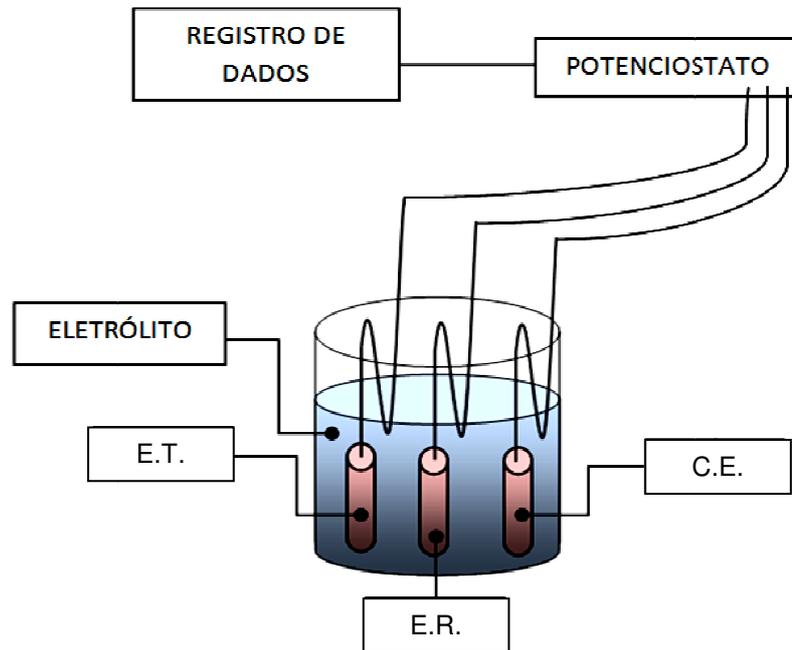
3.3.1.2 Ensaio de Polarização Potenciodinâmica

Consiste em estudar o comportamento eletroquímico de um material imerso em uma solução (soluto).

Segundo EDELEANU (1958, apud, MAGNABOSCO, 2001) destaca-se a importância da técnica no estudo do comportamento eletroquímico de materiais resistentes à corrosão e, particularmente, dos aços inoxidáveis. Basicamente, o potenciostato é descrito como um circuito elétrico capaz de manter constante uma diferença de potencial entre o corpo-de-prova em estudo, chamado eletrodo de trabalho (E.T.); um eletrodo inerte, chamado de contra-eletrodo (C.E.) – usualmente construído de grafite ou platina – e um eletrodo de referência (E.R.), sendo os mais usuais o eletrodo de Calomelano Saturado (ECS) ou o eletrodo de Prata /Cloreto de Prata (Ag/AgCl).

O eletrodo de referência permite a leitura do potencial ao qual está submetido o eletrodo de trabalho. Esta informação e a corrente são registradas em um sistema, permitindo caracterizar as reações eletroquímicas que se estabelecem, ajudando, por exemplo, na compreensão da passividade dos aços inoxidáveis. A figura 15 mostra a representação esquemática do ensaio de polarização potenciodinâmica.

Figura 15: Representação esquemática do ensaio de polarização potenciodinâmico, onde: E.T., significa eletrodo de trabalho, C.E., contra eletrodo e E.R., eletrodo de referência.



Fonte: adaptado, WOLYNEC, 2003.

Conforme Sedriks (1986, apud, GONÇALVES, 2011) as reações eletroquímicas, que podem ocorrer na interface de um corpo-de-prova, dependem do potencial de eletrodo ao qual a superfície está submetida. O estudo destas reações pode ser feito através da relação entre o potencial aplicado e a corrente gerada nas reações eletroquímicas (anódicas e catódicas) que se desenvolvem. Assim, a varredura contínua de potencial e o correspondente registro da corrente gerada permitem o estudo do comportamento eletroquímico de um material, gerando a curva de polarização deste.

De acordo com Stansbury (1985, apud, GONÇALVES, 2011), a polarização potenciodinâmica é a técnica para a obtenção de curvas de polarização e prevê a varredura contínua do potencial, iniciando-se ou no potencial de corrosão (aquele que se estabelece quando da imersão do material na solução) – também chamado de potencial de circuito aberto (OCP) – ou em potenciais onde predominam reações catódicas (aqueles menores que o potencial de corrosão), elevando-se o potencial à taxa de varredura constante. A velocidade de varredura, a composição da solução, o tempo de imersão anterior à varredura de potencial e a temperatura de ensaio

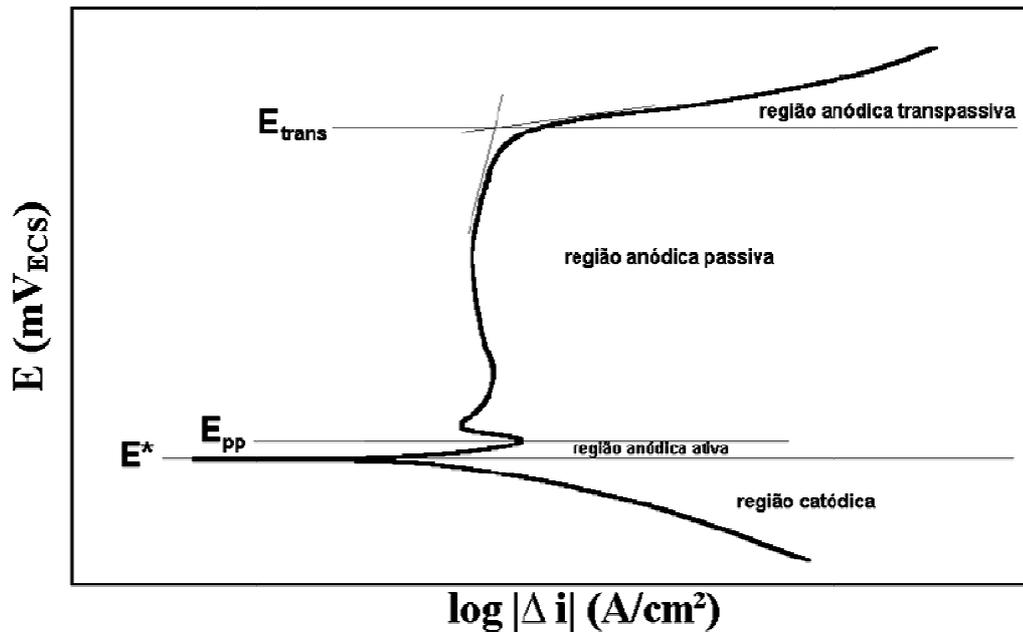
podem influenciar a forma das curvas de polarização (STANSBURY, 1985; SEDRIKS, 1986).

Na Figura 16 tem-se um esquema típico de uma curva de polarização de aço inoxidável em meio ácido, onde podem ser observadas regiões denominadas catódica e anódica. Esta última é subdividida em regiões: ativa, passiva e transpassiva. Na porção catódica – ou nos potenciais abaixo do potencial de corrosão (E^*) – a taxa de dissolução de metal é baixa, devido à predominância de reações catódicas. Com o aumento do potencial, há reversão de corrente no potencial de corrosão e, a partir daí, tem início o trecho anódico da curva de polarização. Todo o trecho anódico da curva de polarização representa a faixa de potencial na qual pode ocorrer a dissolução anódica (corrosão) do metal ou reações de interface metal/solução, podendo haver redução ou oxidação de compostos da solução utilizada. Na região anódica ativa, a densidade de corrente cresce com o aumento de potencial, caracterizando a dissolução anódica (corrosão) do metal. Em alguns materiais, como os aços inoxidáveis, atingindo-se um valor máximo de corrente há, devido à formação de películas aderentes ou à estabilização de um determinado equilíbrio (metal/íon, metal/óxido ou metal/hidróxido), redução da densidade de corrente. Tem início, então, a região anódica passiva, caracterizada nos aços inoxidáveis por baixa densidade de corrente e, portanto, baixa, ou praticamente nenhuma, taxa de corrosão. A ocorrência da região passiva nos aços inoxidáveis – iniciada no potencial indicado na figura 16 por E_{pp} – se deve à formação de película passiva, caracterizada por excelente aderência à superfície, ausência de condutividade elétrica, pequena espessura e alta capacidade de autorregeneração (WEST 1970, apud, MAGNABOSCO, 2001).

Apesar das excelentes propriedades de proteção das películas passivas dos aços inoxidáveis, pode ocorrer, localmente, a quebra da passividade, levando a fenômenos de corrosão localizada, como a corrosão por pite. A quebra da película passiva pode ocorrer em fases precipitadas e nas suas interfaces, zonas empobrecidas em cromo. Assim, a região anódica passiva pode ser prematuramente danificada, levando à ocorrência de corrosão por pite. Numa curva de polarização, a ocorrência de pite gera um grande aumento de densidade de corrente. O potencial eletroquímico onde este ocorre é chamado potencial de pite. Na figura 16, é indicado como E_{trans} o ponto da curva de polarização onde começa a região catódica

transpassiva. Quanto mais elevado for este potencial, maior a resistência do material à formação de pites de corrosão (SEDRIKS 1986, apud, MAGNABOSCO, 2001).

Figura 16: Esquema de curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido. E^* : potencial de corrosão. E_{pp} : potencial de início da passivação. E_{trans} : potencial de início da região anódica transpassiva.



Fonte: MAGNABOSCO, 2001.

O gráfico que resulta deste ensaio é chamado curva de polarização e fornece uma informação do comportamento do material, quando sujeito a uma variação de potencial em um ambiente o mais próximo do real. É possível, dessa forma, definir se o material é mais ou menos resistente à corrosão, em relação ao eletrodo de referência.

3.3.2 Desgaste

Existem diversas definições para desgaste. Abaixo são citadas algumas:

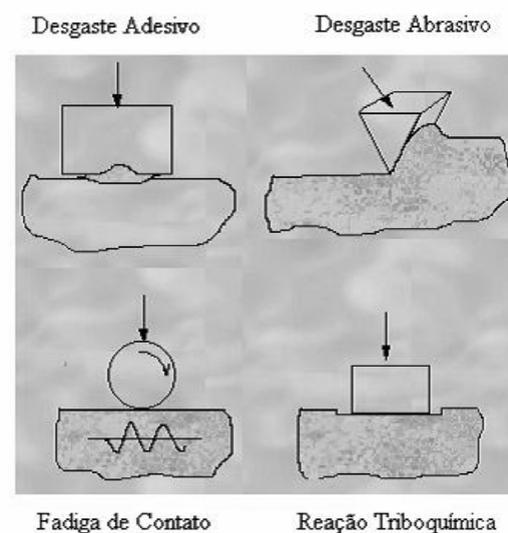
Desgaste pode ser definido como a remoção de material de superfícies sólidas, como resultado de uma ação mecânica. É característico do processo de desgaste, a retirada de quantidades muito pequenas de material, muitas vezes indetectável por inspeção visual (RABINOWICZ, 1995).

Desgaste é a perda progressiva de matéria da superfície de um corpo sólido devido ao contato e movimento relativo com um outro corpo sólido, líquido ou gasoso (CASTRO, 2010).

3.3.2.1 Tipos de desgaste - Segundo norma DIN 50320

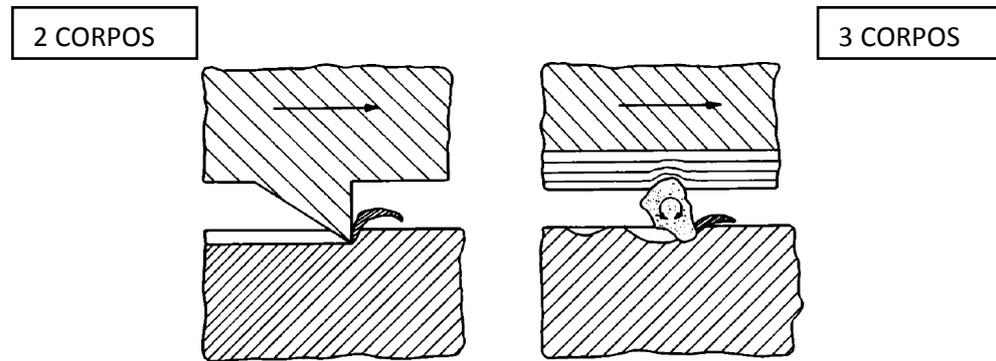
Desgaste por aderência: (também chamado de desgaste adesivo) é o que ocorre quando dois corpos lisos são deslizados sobre o outro e seus fragmentos são puxados para fora de uma superfície de adesão. Mais tarde, estes fragmentos podem se soltar da superfície sobre a qual são formados e serem transferidos de volta para a superfície original ou, então, formar partículas soltas de desgaste. Desgaste adesivo surge das forças adesivas fortes, estabelecidas sempre que átomos entram em contato íntimo. Durante o deslize, um pequeno pedaço de uma das superfícies entra em contato com um pedaço semelhante na outra superfície, e há uma probabilidade que, quando este contato for quebrado, a ruptura não ocorra na interface original, mas dentro de um dos materiais. Em consequência, um fragmento transferido será formado, ver figuras 17 e 18 (RABINOWICZ, 1995).

Figura 17: Mecanismos de Desgaste, conforme DIN 50320.



Fonte: Resin, 2014.

Figura 18: Representação esquemática de desgaste a 2 corpos e 3 corpos.

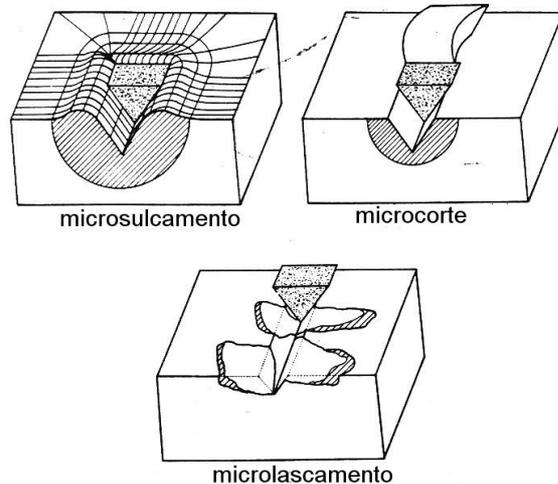


Fonte: Gahr, 1987.

Desgaste por Abrasão: exemplificado na figura 19, o desgaste abrasivo é a retirada de material causada pela presença de partículas duras. Estas podem estar aprisionadas na interface, entre as duas superfícies em movimento relativo, ou serem as protuberâncias que fazem parte da rugosidade de uma das superfícies. O desgaste abrasivo pode ocorrer em baixo ou alto nível, dependendo da razão entre a dureza da partícula e da superfície. O desgaste abrasivo está relacionado a alguns mecanismos, dentre eles, os principais estão mostrados na figura 19 e são: microcorte, microsulcamento, microlascamento (PASCOALI,2004).

O desgaste abrasivo é o tipo de desgaste de maior ocorrência. É tipicamente classificado de acordo com o tipo de contato e com o ambiente de contato, tipos de contato incluem desgaste de “2-corpos” e “3-corpos”. O desgaste de 2-corpos ocorre quando um abrasivo desliza ao longo de uma superfície com pouca trituração (redução de tamanho). O de 3-corpos ocorre quando um abrasivo é aprisionado entre uma superfície e outra, ver figura 18 (CORRÊA, 2005).

Figura 19: Mecanismos de desgaste envolvidos em desgaste abrasivo.



Fonte: Gahr, 1987.

Desgaste por Corrosão: este processo se caracteriza pela formação de produtos de reação química, como resultado de interações entre os elementos do sistema tribológico, iniciada por uma ação tribológica (PASCOALI, 2004). Na figura 17 (página 37), a ilustração que representa o desgaste por corrosão recebe o nome de Reação Triboquímica – segundo a nomenclatura utilizada por alguns autores para tal processo.

Desgaste por Fadiga de Superfície: é observado em materiais que estão sujeitos a esforços cíclicos. O desgaste é provocado pela propagação de fissuras, que levam à formação de fragmentos. Neste tipo de desgaste é relevante o número de ciclos e o tempo decorrido até se verificar a falha à fadiga, ao invés da quantidade de material removido (RIBEIRO, 2012). A figura 17 (página 37) exemplifica o desgaste por fadiga da superfície.

3.3.2.2 Importância relativa das formas de desgaste

Em vista do fato de existirem, pelo menos, quatro formas de desgaste, pode parecer estranho que materiais em contato deslizante desfrutem de qualquer tipo de vida útil que seja. Deve-se compreender, no entanto, que três das quatro formas de desgaste podem ser reduzidas ou evitadas sem grande dificuldade, enquanto uma

pode ser grandemente minimizada. Desgaste abrasivo ocorre somente quando uma superfície dura, áspera está presente, ou quando os grãos abrasivos rígidos estão presentes entre duas superfícies de deslizamento, aderindo à superfície mais suave. Se as superfícies do sistema são de dureza muito elevada, deve-se providenciar para que os grãos abrasivos, que se desprendem, sejam eliminados e não entrem no sistema do desgaste abrasivo, eliminando-o desta forma. Do mesmo modo, o desgaste corrosivo é impedido ao se certificar de que os materiais do sistema não reagem quimicamente com a atmosfera ou lubrificante em que operam.

Desgaste por fadiga de superfície ocorre apenas em sistemas em que o mesmo volume da matéria na superfície de deslizamento é carregada e descarregada um grande número de vezes. Portanto, não ocorre em um sistema no qual outras formas de desgaste ocorrem, uma vez que nas outras há remoção contínua de material de superfície antes que ele tenha a chance de ficar fadigado. Somente em casos de contato de rolamento (rolamentos ou engrenagens), situação em que outras formas de desgaste são muito baixas, é que o desgaste por fadiga pode ocorrer. A fratura frágil, análoga ao desgaste por fadiga, só ocorre com materiais frágeis, mas estas são situações excepcionais (RABINOWICZ, 1995).

O desgaste adesivo é a forma mais comum e menos evitável. Esse tipo de desgaste é universal em todos os sistemas mecânicos em que dois sólidos deslizam em contato uns com os outros. Ele não pode ser eliminado, apenas reduzido. Embora o desgaste adesivo seja a forma mais comum, não é necessariamente o mais perigoso. As taxas de remoção de material no desgaste adesivo são geralmente bastante baixas. A ocorrência inesperada das outras formas de desgaste, juntamente com o adesivo, como por exemplo desgaste abrasivo, faz com que muitas vezes sejam produzidas, inesperadamente, elevadas taxas de desgaste, promovendo a falha precoce do mecanismo (RABINOWICZ, 1995).

3.3.3 Tribocorrosão

Tribocorrosão resulta do efeito sinérgico da corrosão e desgaste atuando em conjunto (PRIYA; MALLIKA; MUDALI, 2014).

A tribocorrosão é um processo de degradação resultante da ação combinada de desgaste mecânico e químico (ou eletroquímico), sendo que estes dois mecanismos funcionam concomitantemente, de uma maneira complexa, em que a

corrosão é acelerada pelo desgaste mecânico e, simultaneamente, o desgaste pode ser afetado pela corrosão (GALO, 2008 e MISCHLER; DEBAUD; LANDOLT, 1998).

Quando o material sofre tribocorrosão, passa por uma transformação irreversível onde há ação combinada entre a corrosão e o desgaste (GONÇALVES, 2012). A corrosão em materiais de uso industrial é influenciada por diversos fatores tais como: microestrutura e composição química do material. No entanto, a resistência à corrosão – assim como o atrito – não é uma propriedade intrínseca do material e sim uma resposta às condições do ambiente. Por isso, é importante estudar o comportamento eletroquímico do material no ambiente o mais próximo possível das condições de uso (GONÇALVES, 2012).

O atrito e o desgaste podem modificar a sensibilidade do material à corrosão e esta, por outro lado, modificar as condições de atrito. Há sinergia entre desgaste e corrosão. Exemplos de sistemas de engenharia sujeitos a tribocorrosão são equipamentos de mineração, equipamentos de processamento de alimentos, implantes biomédicos, entre outros (MISCHLER, 2008).

Muitos aspectos da tribocorrosão não estão completamente compreendidos devido, principalmente, à complexidade dos mecanismos químicos, eletroquímicos, físicos e processos mecânicos. Além disso, na prática, a tribocorrosão ainda não está bem definida (GALO, 2008 e PONTTHIAUX; WENGER; DREES; CELIS, 2004).

Ao longo dos últimos anos, um interesse crescente foi observado, na literatura, sobre a possibilidade de se investigar a degradação corrosão-desgaste de materiais combinados, através de métodos eletroquímicos. A imersão de um material em um eletrólito permite simular uma caracterização muito próxima da situação real, com relação ao estado da superfície do material e a sua evolução durante os testes de deslizamento. Esse estado de superfície pode ser determinado por diferentes técnicas eletroquímicas, como medição de potencial de circuito aberto (OCP) e medição de polarização. A informação obtida por tais técnicas eletroquímicas, em uma simulação, pode ser ligada a medidas mecânicas, como o coeficiente de atrito obtido em ensaios de deslizamento (PONTTHIAUX; WENGER; DREES; CELIS, 2004).

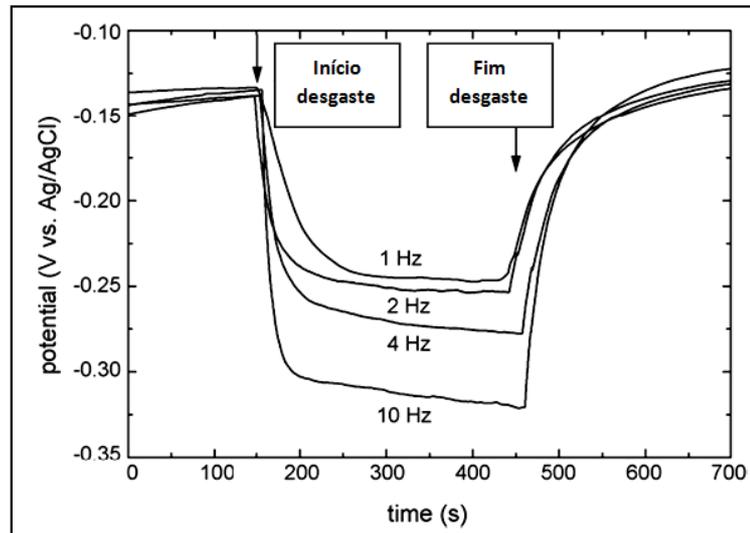
A característica principal das experiências em tribocorrosão é a possibilidade de controlar não só os parâmetros da mecânica, mas também as condições do teste relacionados à parte química. Utilizar eletrólitos aquosos e técnicas eletroquímicas, oferecem a possibilidade de controlar, em tempo real, a reatividade da superfície de

metais e outros materiais condutores. Estas técnicas são amplamente utilizadas em estudos de ciência da corrosão e, cada vez mais utilizadas em experiências de tribocorrosão, porque permitem compreender como o desgaste pode afetar a cinética das reações de corrosão. Também é possível avaliar o comportamento e a influência dessas reações em um processo mecânico de contato. Aplicar tensões elétricas bem definidas oferece a possibilidade de simular o comportamento de um metal, em uma variedade de situações práticas de corrosão, bem como controlar e monitorar as condições de corrosão do metal durante a fricção (MISCHLER, 2008).

As perdas por tribocorrosão nos materiais passivos são controlados pela cinética de despassivação e repassivação do material submetido a desgaste por deslizamento num ambiente corrosivo (AZZI; PAQUETTE; SZPUNAR; KLEMBERG-SAPIEHA; MARTINU, 2009 e SUN; HARUMAN, 2011). A taxa de despassivação depende, principalmente, do comportamento do material em contato, da velocidade de deslizamento e a força aplicada entre os elementos. Qualquer dano mecânico sobre a superfície de um material passivo conduz ao desgaste por corrosão acelerada (SUN; HARUMAN, 2011 e STACHOWIAK; ZWIERZYCKI, 2011).

Celis, Ponthiaux, Wenger (2006) realizaram ensaios de medição de circuito aberto em um ensaio de tribocorrosão, utilizando um tribômetro de movimento linear alternativo. A figura 20 apresenta um gráfico com os resultados de medições de potencial, antes, durante e depois do ensaio de tribocorrosão. Foi observado que no momento em que o teste de deslizamento foi interrompido, uma recuperação gradual do potencial inicial em circuito aberto tomou lugar, indicando que a variação de potencial de circuito aberto pode não estar apenas relacionada a um efeito de carga, mas também a uma reação da superfície.

Figura 20: Evolução do potencial misto para aço inoxidável 304L realizado em teste bidirecional de deslizamento.



Fonte: Adaptado, Gahr, Celis, Ponthiaux, Wenger, 2006

Ponthiaux, Wenger, Drees e Celis (2004) também realizaram ensaios de tribocorrosão e concluíram que, antes de iniciar o processo de desgaste do material – ou seja, apenas o material em contato com o eletrólito – há um valor de potencial indicando haver um estado de superfície passiva. Quando a ação de desgaste no ensaio começa, há uma diminuição repentina do potencial de circuito aberto. O valor de potencial durante o teste de corrosão-desgaste é bastante próximo do potencial do material de base ativa em imersão no eletrólito. Após o término da ação de desgaste no ensaio, o potencial de circuito aberto começa a aumentar (deslocamento anódico) e alcança o potencial de circuito aberto inicial, indicando o reestabelecimento de um tipo de estado passivo sobre a superfície do material de aço inoxidável.

Mischler (2008) apresentou um estudo sobre a corrosão por atrito. Neste, observou que nos resultados de deterioração do material há dois mecanismos distintos: (1) o desgaste mecânico e (2) desgaste por corrosão acelerada. O primeiro mecanismo é devido às partículas de metal formadas pela ação de um penetrador duro, o qual promove remoção de material na região da superfície do metal. O penetrador, ao promover tal remoção de material, deixa uma faixa de metal "limpo", mais propenso à corrosão do que o metal quando protegido pela camada passiva. Assim, a corrosão acelerada ocorre no metal "limpo" até se formar um filme passivo novamente. O grau de corrosão acelerada por desgaste está intimamente

relacionado com a área de superfície depassivada que, por sua vez, depende das condições de carga, das propriedades mecânicas e químicas e do grau de abrasividade.

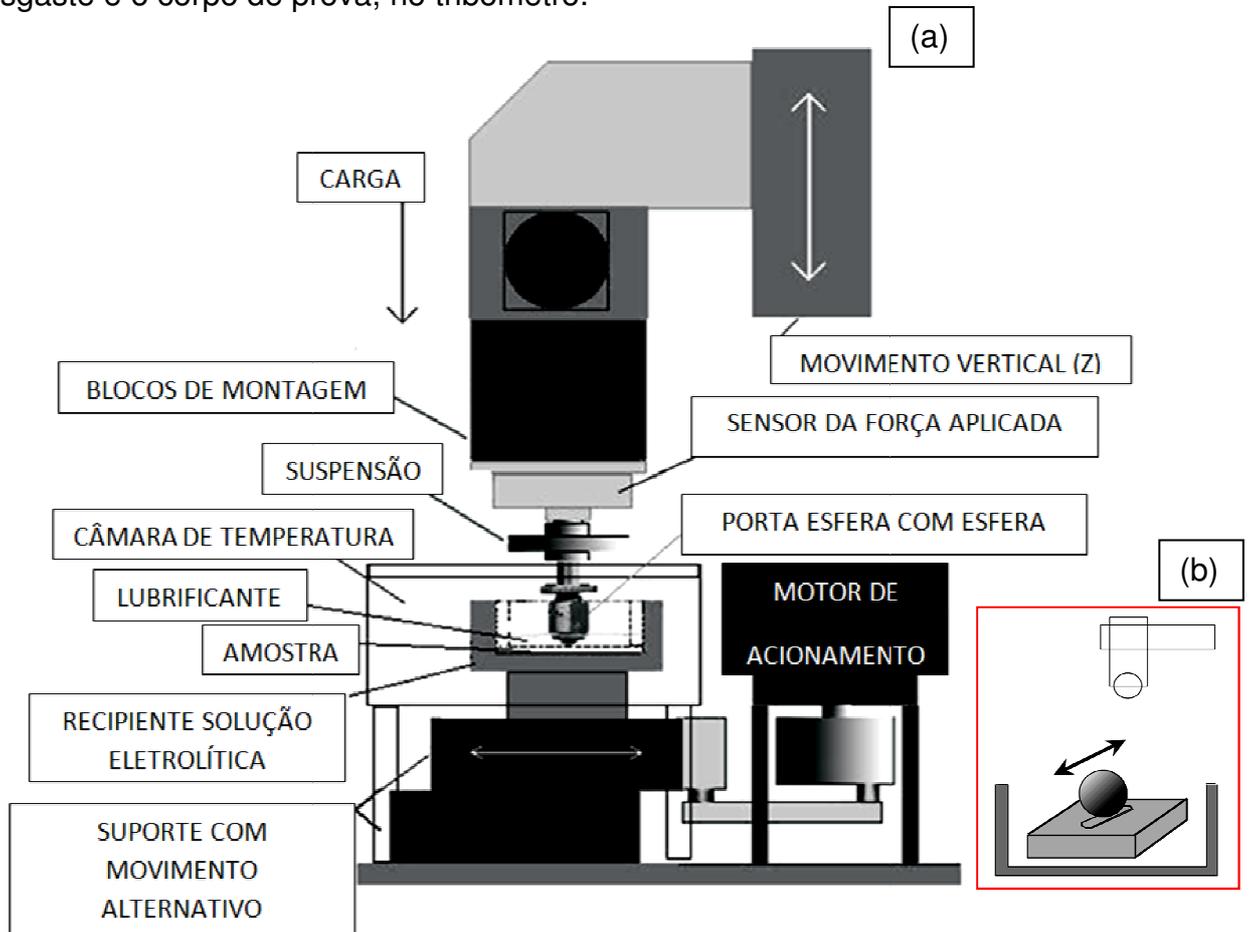
O aço inoxidável martensítico, AISI 440C pelas suas propriedades tribológicas, é um dos materiais mais utilizados para rolamento. Sua aplicação se justifica pelo fato de que rolamentos são periodicamente submetidos a cargas axiais extremamente elevadas. Além disso, ocorrem microdeslizamentos em condições normais, entretanto, condições brutas de derrapagem poderão prevalecer durante períodos de elevada carga e forças de atrito na interface da esfera do rolamento, podendo atingir valores elevados (CHAUDHURI; SLIFKA; SIEGWARTH, 1993 e WEDEVEN; MILLER, 1988).

3.3.3.1 Ensaio de Tribocorrosão

Definido pela norma ASTM G133, este ensaio objetiva simular uma condição de desgaste em uma geometria de contato de uma esfera sobre uma superfície plana, em movimento recíproco. Para a realização deste ensaio, faz-se necessário preparar uma amostra plana, montada na horizontal e que fica na parte inferior, e uma esfera que se localiza na parte superior desliza contra a amostra preparada. O movimento relativo da esfera, em relação à amostra, descreve uma trajetória linear com movimento alternado ou recíproco, sob um conjunto determinado de condições. Neste ensaio, é aplicada uma carga verticalmente para baixo através da esfera contra a amostra plana preparada. São variáveis do ensaio a carga normal, o comprimento do curso, a frequência de oscilação, a temperatura de ensaio, definição se o ensaio será à seco ou com uso de lubrificante e duração (BRUKER).

A figura 21 mostra uma representação do ensaio de tribocorrosão.

Figura 21: (a) Representação esquemática do ensaio de tribocorrosão de acordo com a norma ASTM g133-95(2002)e1. (b) Geometria de contato entre o elemento de desgaste e o corpo de prova, no tribômetro.



Fonte: <http://www.cetr.com/eng/services/astm-tests.html>

Conforme Gonçalves (2012), é importante estudar o comportamento eletroquímico do material no ambiente mais próximo possível das condições de uso. O tribômetro, mostrado na figura 21, foi adaptado para a realização do ensaio de tribocorrosão, onde a amostra e a esfera ficam imersos em uma solução eletrolítica, juntamente com um eletrodo de referência (E.R.) e um eletrodo de trabalho (E.T.). Através deste ensaio pretende-se relacionar a condição de desgaste, coeficiente de atrito e material mais sensível ao processo de tribocorrosão.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 ANÁLISE DO PROBLEMA

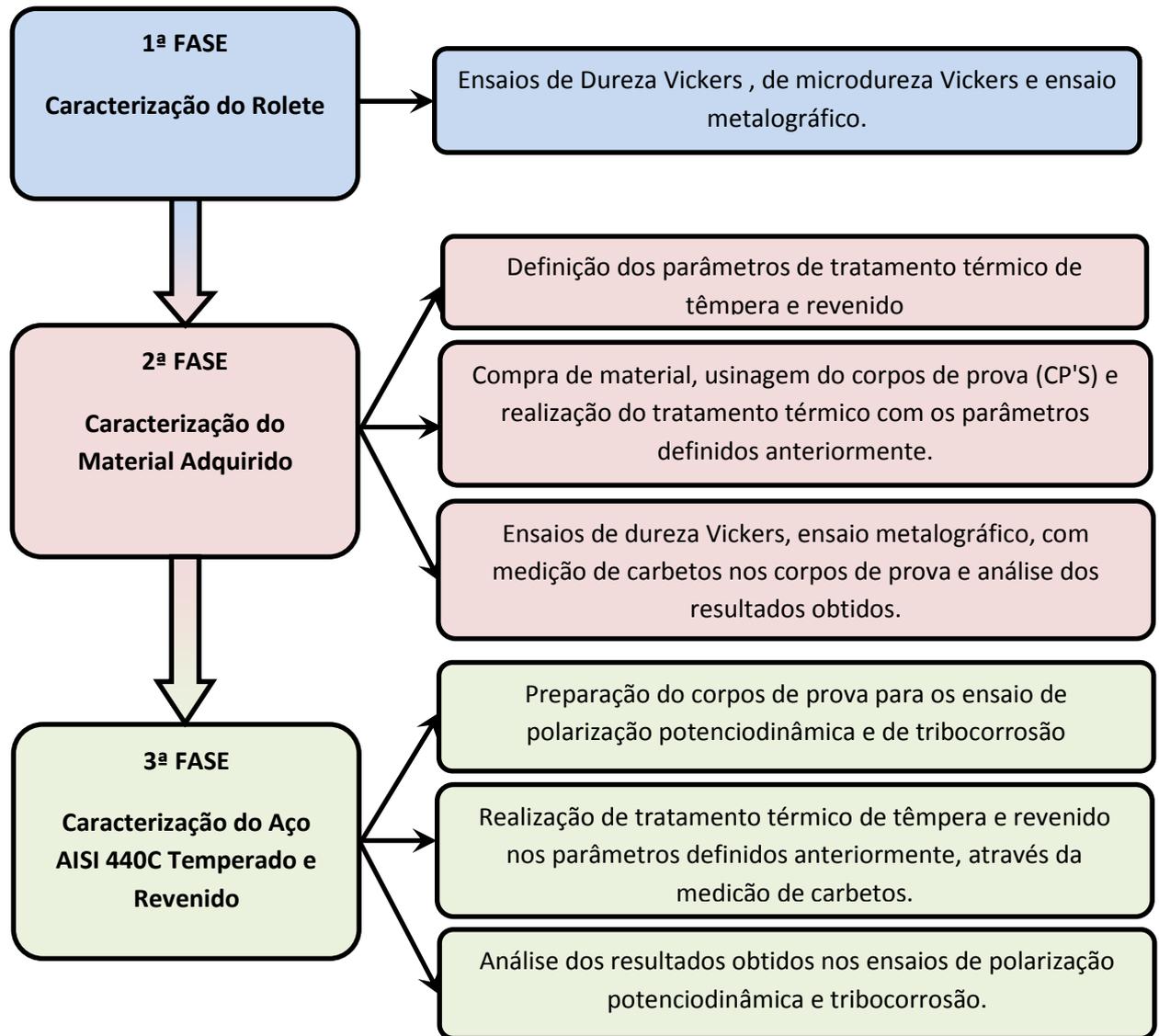
Pelo descrito ao longo do capítulo 3, observa-se que o elemento de máquina citado na linha de conservas, apresenta uma corrosão muito acentuada. Tal fato, ao se considerar o material no qual o rolete está sendo fabricado, assim como o processo de tratamento térmico ao qual o mesmo é submetido, as suspeitas maiores são para o processo de têmpera e revenido feito nos roletes. Este processo pode estar ocorrendo com algum equívoco, provocando o processo de corrosão intergranular, resultado de um processo de tratamento térmico que se preocupa apenas com a dureza global, ignorando a considerável formação de carbonetos de cromo, conforme visto no item 3.3.1.1.

A condição de enfraquecimento acentuada da camada passiva, conhecida como sensitização, permite que o material sofra de corrosão intergranular. Tal fato, aliado à condição de desgaste, à qual os roletes estão normalmente sujeitos, e ao contato constante com líquido altamente oxidante, faz com que seja investigada a possibilidade destes roletes estarem com corrosão intergranular, mas submetidos ao processo de tribocorrosão (desgaste mais ataque químico), acelerando o processo de corrosão do mesmo. Através dos ensaios propostos nos objetivos específicos, será possível entender se o elemento de máquina está com corrosão intergranular, se a dureza encontra-se dentro de valores aceitáveis e, também, será possível verificar o comportamento do material em simulação de uso.

4.2 FLUXOGRAMA

Este trabalho foi desenvolvido em três fases, conforme fluxograma apresentado na figura 22.

Figura 22: Fluxograma com a descrição das três fases de desenvolvimento deste trabalho.



Fonte: autor do trabalho, 2014.

Todos os ensaios realizados neste trabalho têm seus métodos descritos ao longo deste capítulo. A primeira fase consistiu em caracterizar o rolete através de ensaio de dureza, ensaio de microdureza e ensaio metalográfico, no rolete fornecido. Na figura 23 está destacada, com seta em amarelo, a parte do rolete responsável pela recavação, onde é possível perceber que, pelo desgaste constante, este não se encontra com o tom alaranjado referente à corrosão, coloração esta perceptível no restante do rolete.

Figura 23: Fotos do rolete de recravação fornecido para estudo deste trabalho, retirado de serviço devido ao avançado processo de deterioração. A parte responsável pela recravação está indicada na seta em amarelo.



Fonte: autor do trabalho, 2014.

A segunda fase caracterizou o material adquirido e se desenvolveu da seguinte forma: inicialmente foi adquirida uma barra de aço inoxidável martensítico AISI 440C. Desta, foi produzida uma amostra com dimensões de 19mm de diâmetro e 10mm de altura para realização da análise química. Através do ensaio de composição química, é possível confirmar que o material adquirido possui composição característica do aço inoxidável martensítico AISI 440C, definido pela tabela 1 da página 19. Após confirmação, foram produzidas mais onze amostras do material adquirido mantendo as mesmas dimensões. Estes submetidos a tratamento térmico de têmpera e revenido, ensaio de dureza e ensaio metalográfico com medição de tamanho de carbeto.

Uma terceira fase consistiu em preparar amostras para os ensaios de tribocorrosão e de polarização potenciodinâmica, nas quais foram tratadas termicamente por têmpera e revenido, com parâmetros de acordo com os resultados obtidos nos ensaios da segunda fase.

4.3 ENSAIO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química da matéria prima utilizada foi determinada, através de espectroscopia de emissão ótica modelo Spectrolab (Spectro), no Laboratório de

Metalurgia Física (LAMEF), da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

4.4 ENSAIO DE DUREZA VICKERS

A norma brasileira que padroniza os ensaios de dureza e microdureza é a ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008, corrigida pela errata 1 de 23.09.2010.

Os ensaios de dureza foram realizados no Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia Sul Rio-grandense (IFSUL), *campus* Pelotas, nas dependências do curso Técnico em Mecânica. Os ensaios de dureza foram feitos no padrão Vickers, utilizando durômetro WPM modelo HPO 250 com carga de 50kgf.

4.5 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Os ensaios de microdureza foram realizados seguindo os padrões citados no item 4.4, no Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia Sul Rio-grandense (IFSUL), *campus* Pelotas, nas dependências do curso Técnico em Mecânica. O ensaio de Microdureza, foi realizado em um microdurômetro marca Ernst Leitz com carga de 0,3 kgf. Foram feitas sete medições em pontos distribuídos através da seção transversal do rolete.

4.6 ENSAIO METALOGRÁFICO

Os ensaios metalográficos tiveram suas amostras preparadas no Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia Sul Rio-grandense (IFSUL), *campus* Pelotas, nas dependências do curso Técnico em Mecânica. A preparação da amostra retirada do rolete fornecido passou por processo de corte, embutimento metalográfico a quente, lixamento com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600 e 1200, todas com grão abrasivo de carboneto de silício (SiC), polimento com alumina de granulometria 5 μ m, ataque químico com reagente Vilella (100ml de álcool etílico, 1g de ácido pícrico e 5ml de ácido clorídrico), pelo tempo de 40 segundos. As imagens de microscopia foram feitas na Universidade Federal de Pelotas (UFPel), nas dependências do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEM), em um microscópio Olympus, modelo BX41M.

4.7 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E REVENIDO

Os onze corpos de prova (CP's), citados no item 4.2, após usinagem, foram separados. Um corpo de prova foi identificado por "O" pelo fato de ter sido mantido conforme o material foi recebido do fornecedor, estado Original. As outras dez peças foram numeradas de 01 a 10, separadas em pares, e tratadas termicamente por têmpera e revenido de acordo com os parâmetros indicados na tabela 4.

Tabela 4: Parâmetros para os ensaios de têmpera e revenido nas peças da fase 2.

CORPO DE PROVA (CP)	CONDIÇÃO	TÊMPERA			REVENIDO	
		TEMP. (°C)	MEIO RESF.	TEMPO (min)	TEMP. (°C)	TEMPO (min)
0	Estado Original	-	-	-	-	-
1	Têmpera sem dissolução de carbeto	1000	ÓLEO	15	160	60
2						
3	Têmpera em material austenitizado 30 min.	1030	ÓLEO	30	160	60
4		1030	ÓLEO	30	160	60
5	Têmpera em material austenitizado 60 min.	1030	ÓLEO	60	160	60
6		1030	ÓLEO	60	160	60
7	Têmpera em material austenitizado 30 min.	1100	ÓLEO	30	160	60
8		1100	ÓLEO	30	160	60
9	Têmpera em material austenitizado 60 min.	1100	ÓLEO	60	160	60
10		1100	ÓLEO	60	160	60

Fonte: autor do trabalho, 2014.

Os parâmetros de têmpera e revenido foram definidos de acordo com as informações citadas na tabela 3, da página 25. Tais definições seguem os parâmetros utilizados por JIANG, 2013 em seu trabalho que analisa as influências dos parâmetros de tratamento térmico de têmpera e revenido em diversos aços inoxidáveis – inclusive no Aço Inoxidável AISI 440C – e pelo livro ASM Handbook,

Volume 9 - Metallography and Microstructures, que indica as melhores condições de revenido para os aços inoxidáveis.

Após realizar o tratamento de têmpera e revenido em todos os CP, estes foram submetidos ao ensaio metalográfico, com os mesmos parâmetros, equipamentos e reagente citados no item 4.6. Após este ensaio, foram feitas medições do tamanho médio de carbeto, presente em cada corpo de prova. As medições foram feitas com o auxílio do software "ImageJ".

4.8 ENSAIO DE TRIBOCORROSÃO

O ensaio de tribocorrosão foi feito nas dependências do Laboratório de Pesquisas em Corrosão (LAPEC), da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). A partir de uma barra de aço inoxidável martensítico AISI 440C foram fabricadas duas peças planas com dimensões de 15mm X 19mm e espessura de 2mm. Após a usinagem que deixou os CP nas dimensões citadas, estes foram tratados termicamente com têmpera e revenido da seguinte forma: um corpo de prova foi austenitizado a 1000°C por 15 minutos, temperado em óleo agitado, seguido de revenimento na temperatura de 160°C por uma hora; o segundo corpo de prova foi austenitizado a 1100°C pelo tempo de 60 minutos, também temperado em óleo e revenido na temperatura de 160°C.

Após o tratamento térmico, ambas as peças passaram pelo processo de lixamento com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600, todas com grão abrasivo de carboneto de silício (SiC), seguido de polimento com alumina de granulometria 5µm. Os parâmetros utilizados para têmpera e revenido foram estabelecidos com base nos resultados dos ensaios de metalografia e medição de carbeto, obtidos através dos ensaios anteriores. O ensaio de tribocorrosão foi realizado no Tribômetro CETR, com os seguintes parâmetros:

- Tempo de medição de corrente de circuito aberto (OCP): 30min antes do ensaio e 30min de depois;
- Tempo de desgaste: 35min;
- Frequência: 2Hz;
- Carga: 2N;
- Elemento de contato: esfera de alumina com diâmetro de 4,76mm;

- Eletrólito: solução com concentração de 2,5% de cloreto de sódio;
- Linha de desgaste com comprimento de 2mm;
- Material do eletrodo de referência: Prata/Cloreto de Prata (Ag/AgCl);
- Temperatura ambiente e do eletrólito no momento do ensaio: 20°C.

A concentração de 2,5% de NaCl no eletrólito foi utilizada por ser um valor médio de concentração para salmouras (informação verbal)¹. Os outros parâmetros deste ensaio foram decididos em conjunto com os profissionais do LAPEC, considerando características/limitações do equipamento disponível para o ensaio.

4.9 ENSAIO DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

O ensaio de polarização potenciodinâmica foi feito nas dependências do Laboratório de Pesquisas em Corrosão (LAPEC), da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). A partir de uma barra de aço inoxidável martensítico AISI 440C foram fabricadas, para este ensaio, duas peças cilíndricas com diâmetro de 12mm e altura de 10mm. Após a usinagem, estes corpos de prova passaram pelo processo de tratamento térmico de têmpera com parâmetros diferentes: um corpo de prova foi austenitizado na temperatura de 1000°C, tempo de 15min, temperado em óleo agitado; enquanto o outro foi austenitizado na temperatura de 1100°C, pelo tempo de 60min e temperado em óleo agitado.

Ambos os corpos de prova foram revenidos à temperatura de 160°C por 60min. Após o tratamento térmico, ambas as peças passaram pelo processo de lixamento com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600, todas com grão abrasivo de carboneto de silício (SiC), seguido de polimento com alumina de granulometria 5µm. Os parâmetros utilizados para têmpera e revenido foram estabelecidos com base nos resultados dos ensaios de metalografia e medição de carbetos, obtidos nos ensaios anteriores. O ensaio potenciodinâmico foi realizado com os seguintes parâmetros:

- Velocidade de varredura: 0,5mV/s;
- Variação do potencial: de -600mV a 1000mV;
- Variação do potencial versus OCP;

¹ Informação fornecida pelo Prof. Dr. Cláudio Kuhn, engenheiro de alimentos com mestrado e doutorado na área de alimentos em conserva.

- Tempo de medição de corrente de circuito aberto (OCP), antes do ensaio: 30 minutos;
- Material do contra eletrodo: platina;
- Material do eletrodo de referência: Calomelano Saturado (ECS);
- Diâmetro interno do anel elástico de encaixe do corpo de prova: 4,4mm;
- Eletrólito: solução com concentração de 2,5% de cloreto de sódio (NaCl);
- Temperatura ambiente e do eletrólito no momento do ensaio: 20 °C.

Os parâmetros deste ensaio foram decididos utilizando como referência o estudo de Marcuci; de Souza; Camilo; Di Lorenzo e Rollo (2014), no qual realizaram ensaio de polarização potenciodinâmica em aço inoxidável martensítico 440C, temperado e revenido em diversas temperaturas de austenitização, para verificar a melhor condição, no que diz respeito à resistência à corrosão, tendo como eletrólito enzimas sintéticas que simulam enzimas do corpo humano.

4.10 MEDIÇÃO DO VOLUME RETIRADO NO ENSAIO DE TRIBOCORROSÃO

Como método auxiliar para determinar qual material teve maior degradação em uma simulação de condição tribocorrosiva, a medição do volume do material retirado dos CP, submetidos ao ensaio de tribocorrosão, fornece uma ideia de qual material sofreu maior processo de degradação. Para medição deste volume, foi utilizado um rugosímetro a fim de verificar o perfil da trilha desgastada. Conhecendo-se o comprimento da trilha e calculando-se a área referente ao perfil apontado pelo rugosímetro, chega-se a um valor aproximado de volume do material retirado. Para este ensaio foi utilizado rugosímetro marca Mitutoyo, modelo surfestest SJ-400.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

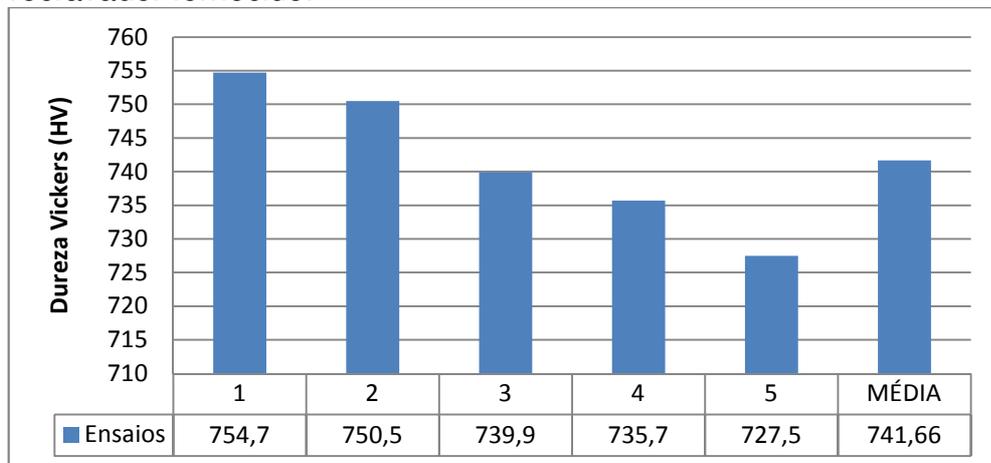
5.1 CARACTERIZAÇÃO DO ROLETE

Os resultados apresentados nesta seção são referentes aos ensaios da primeira fase deste trabalho, nos quais foram realizadas as análises *post-mortem* (depois do fim de vida útil) de um rolete de recravação, fornecido por uma indústria de conservas da região de Pelotas, foi retirado de uso devido ao avançado processo de deterioração.

5.1.1 Ensaio de Dureza Vickers

A figura 24, mostra os valores de dureza encontrados no rolete recravador, após ensaio de Dureza Vickers. Foram realizados ensaios de dureza em cinco pontos distintos, sendo que o maior valor encontrado foi de 754,7HV e o menor valor de dureza Vickers de 727,5. O valor médio encontrado, considerando os cinco pontos medidos, foi de 741,66HV. A diferença entre o ponto com maior dureza em relação ao ponto com menor, possui variação inferior a 4%. Este fato pode ser atribuído – considerando que todos os pontos submetidos à medição de dureza foram na parte externa do rolete fornecido para estudo – a uma variação muito grande na degradação ao longo do seu perímetro. É possível perceber que as durezas encontradas nos diversos pontos do rolete estão acima do valor de referência, indicando que o tratamento térmico foi bem realizado nesse aspecto.

Figura 24: gráfico com os valores encontrados nos ensaios de dureza e valor médio da Dureza Vickers (HV) obtidos no rolete recravador fornecido.

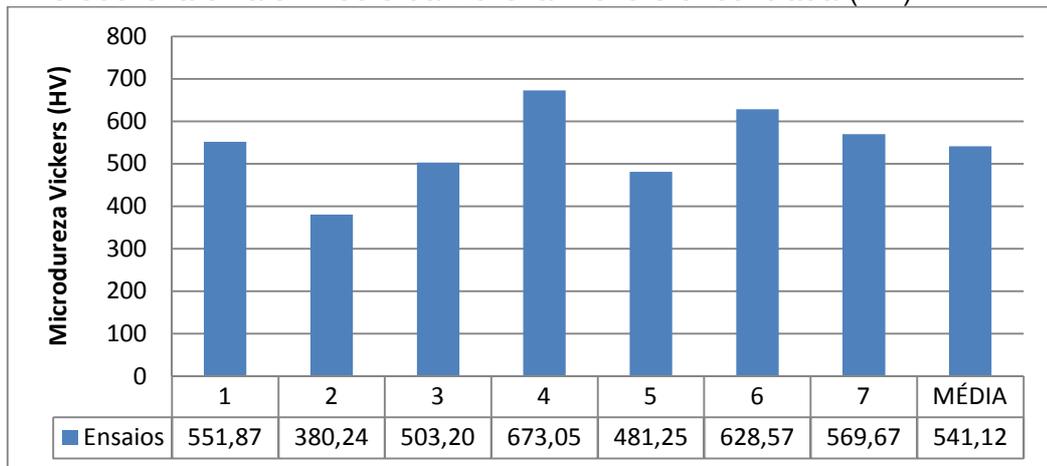


Fonte: Autor da Pesquisa, 2014.

5.1.2 Ensaio de Microdureza Vickers

A figura 25 mostra os valores de dureza encontrados no rolete recravador. No ensaio de microdureza Vickers, é possível observar uma grande variação entre o menor e o maior valor encontrados no ensaio, considerando que este procedimento trabalha com cargas muito menores que o ensaio de dureza. Além disso, o tamanho do penetrador é menor, o local onde foi feito o ensaio de microdureza ser no núcleo do rolete – e não na parte externa, como realizado no ensaio de dureza –, indica a possibilidade de as cargas terem sido aplicadas em locais que possuam um carbeto, em uma falha de contorno de grão, justificando a diferença entre valores no ensaio de dureza e de microdureza. Entretanto, pelo fato dos resultados obtidos no ensaio de microdureza serem abaixo dos valores de referência, não é possível afirmar que este seja o motivo para que o rolete em estudo apresente vida útil reduzida.

Figura 25: gráfico com os valores encontrados nos ensaios de microdureza e valor médio da Dureza Vickers encontrada (HV).

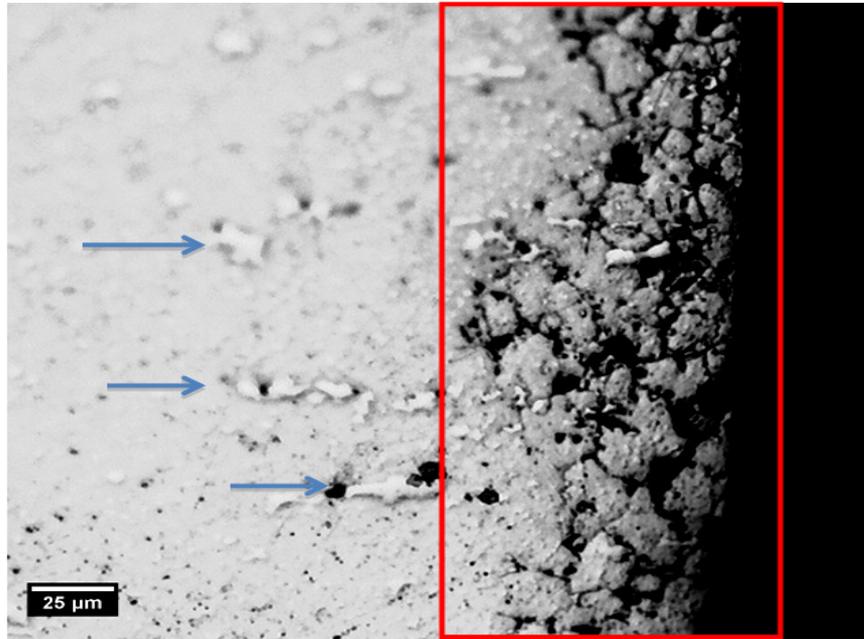


Fonte: Autor da Pesquisa, 2014.

5.1.3 Ensaio de metalografia

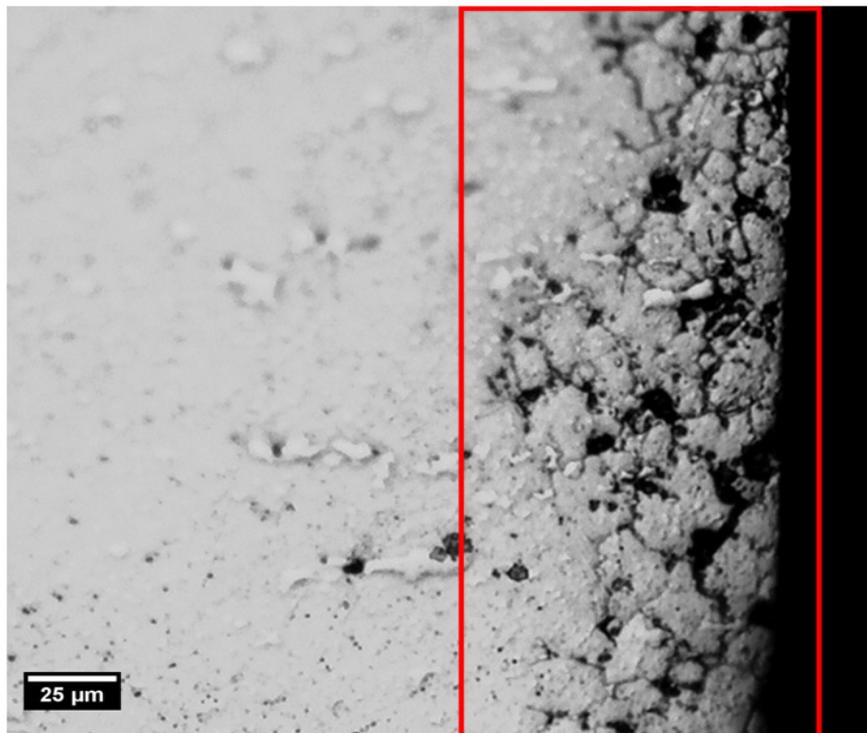
A figura 26 refere-se à micrografia obtida na região externa do rolete recravador. No lado direito da imagem é possível observar a ocorrência de corrosão intergranular no material (destacado pelo quadrado vermelho). Precipitados de carbeto de cromo estão indicados pelas setas. Imagem feita no material após polimento e sem ataque metalográfico.

Figura 26: Micrografia obtida na região externa da peça, onde é possível observar a ocorrência de corrosão intergranular no material, destacado pelo quadrado vermelho. Precipitados de carbeto de cromo estão indicados pelas setas. Sem ataque.



Fonte: autor do trabalho, 2014.

Figura 27: Micrografia obtida na região externa da peça, evidenciando a ocorrência de corrosão intergranular no material, destacado pelo quadrado vermelho. Sem ataque.

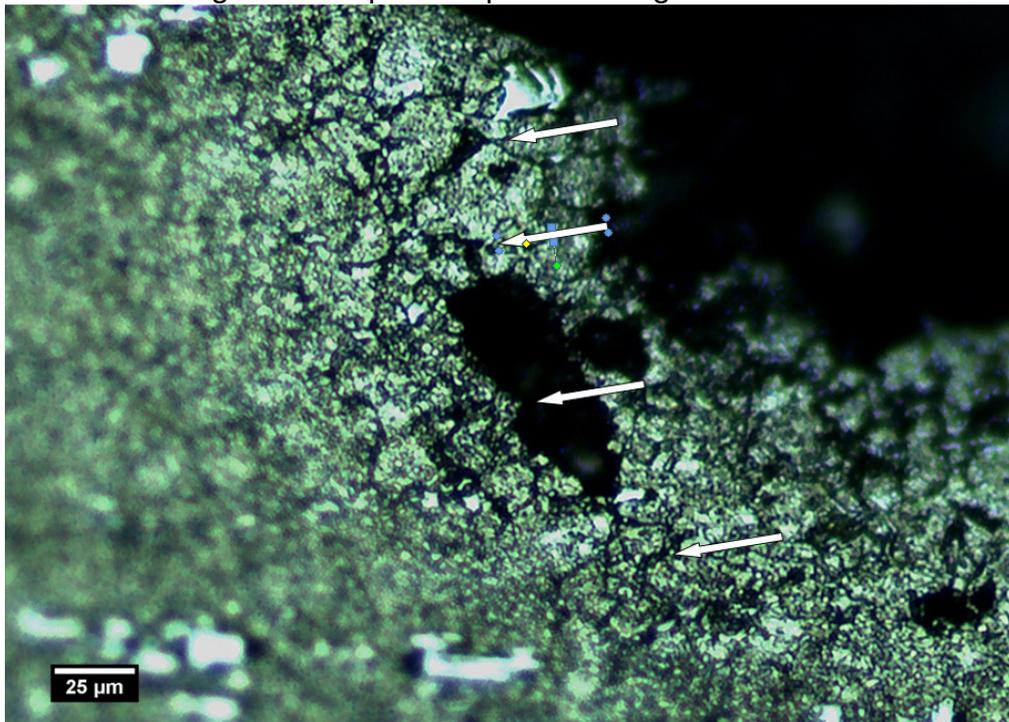


Fonte: autor do trabalho, 2014.

Através da análise das figuras 26 e 27, observa-se a presença de corrosão intergranular na borda da peça, confirmando a hipótese da ocorrência de sensitização nestas amostras,

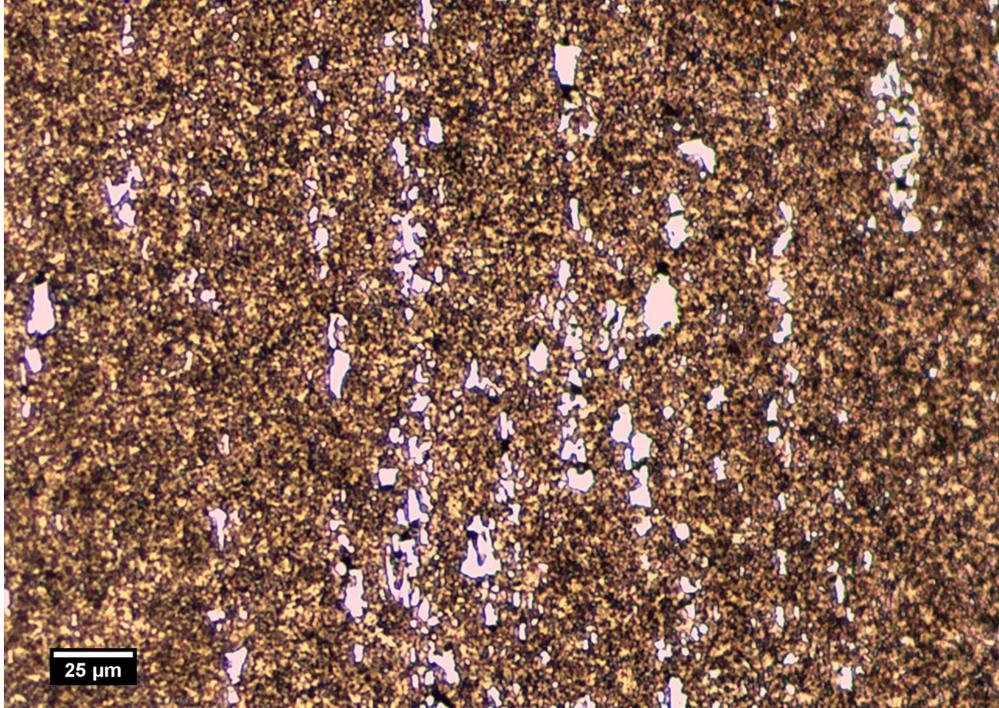
Na figura 28 é possível perceber a degradação do material na borda do rolete, com trincas da parte externa em direção ao núcleo (ver setas em branco), reafirmando a condição de que o rolete está com corrosão intergranular. As figuras 29 e 30 são referentes ao núcleo do rolete. É possível observar a grande quantidade de carbeto de cromo, $M_{23}C_6$ e M_7C_3 . Provavelmente, a elevada quantidade de carbono, presente no aço 440C, interagiu com seu próprio cromo e promoveu a formação desses carbeto, ao invés de formar a camada passiva de óxido de cromo. Conseqüentemente, o grão ficou sem a devida proteção contra corrosão – que deveria ter sido feita pelo óxido de cromo – permitindo que o grão fique sujeito à ação da corrosão intergranular. A presença de grande partículas de carbeto precipitados pode estar associada a tratamento térmico inadequado, sugerindo que o aquecimento do material pode não ter ocorrido durante tempo suficiente na temperatura de austenitização, a fim de promover a completa dissolução dos carbeto de cromo.

Figura 28: Micrografia obtida na região externa da peça, onde se observa a presença de trincas originadas provavelmente pela corrosão intergranular. Após ataque com reagente Villela.



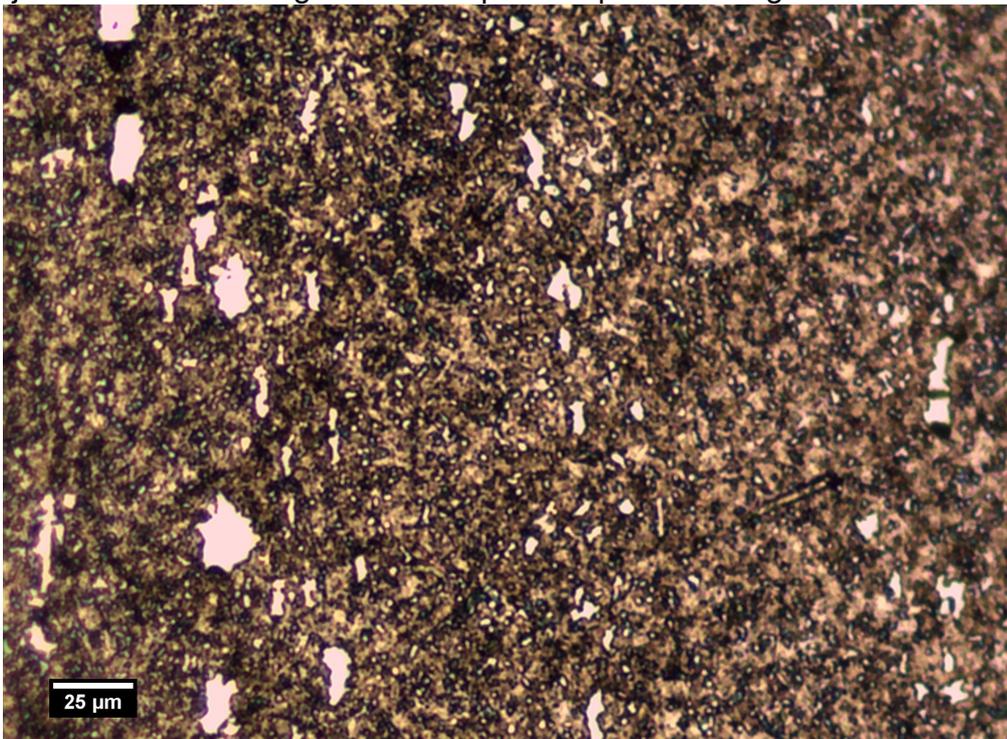
Fonte: autor do trabalho, 2014.

Figura 29: Micrografia obtida no núcleo da peça, mostrando a presença de grande partículas de carbeto precipitados (fases com coloração branca). Após ataque com reagente Villela.



Fonte: autor do trabalho, 2014.

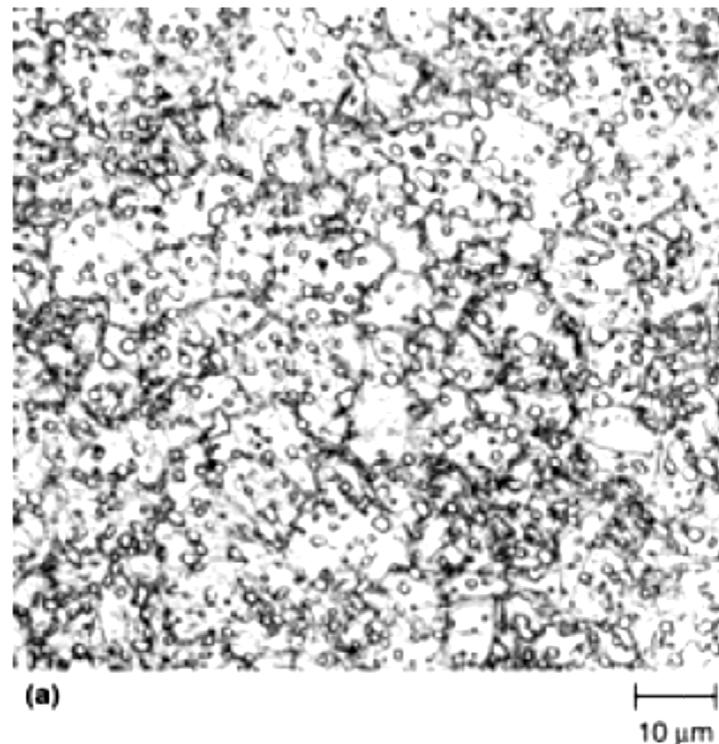
Figura 30: Micrografia obtida no núcleo da peça, onde se observa a presença de carbeto finos homogeneamente dispersos na matriz, junto com carbeto grosseiros. Após ataque com reagente Villela.



Fonte: autor do trabalho, 2014

Observando as figuras 25 a 30, percebe-se a presença de grandes precipitados – possivelmente de carbeto de cromo – reforçando a hipótese de que o processo de austenitização não foi mantido a uma temperatura ou tempo suficientes para a conclusão do processo. Outra característica interessante a observar é com relação ao tamanho dos precipitados: extremamente grandes, o que produz efeitos negativos nas propriedades mecânicas e na resistência ao desgaste. A microestrutura correta para este tipo de aço pode ser vista na figura 31, com uma magnificação de 1000X.

Figura 31: Microestrutura de um aço inoxidável martensítico AISI 440c temperado e revenido, com pequenos precipitados distribuídos homogeneamente pela matriz.



Fonte: ASM Handbook, Vol. 9.

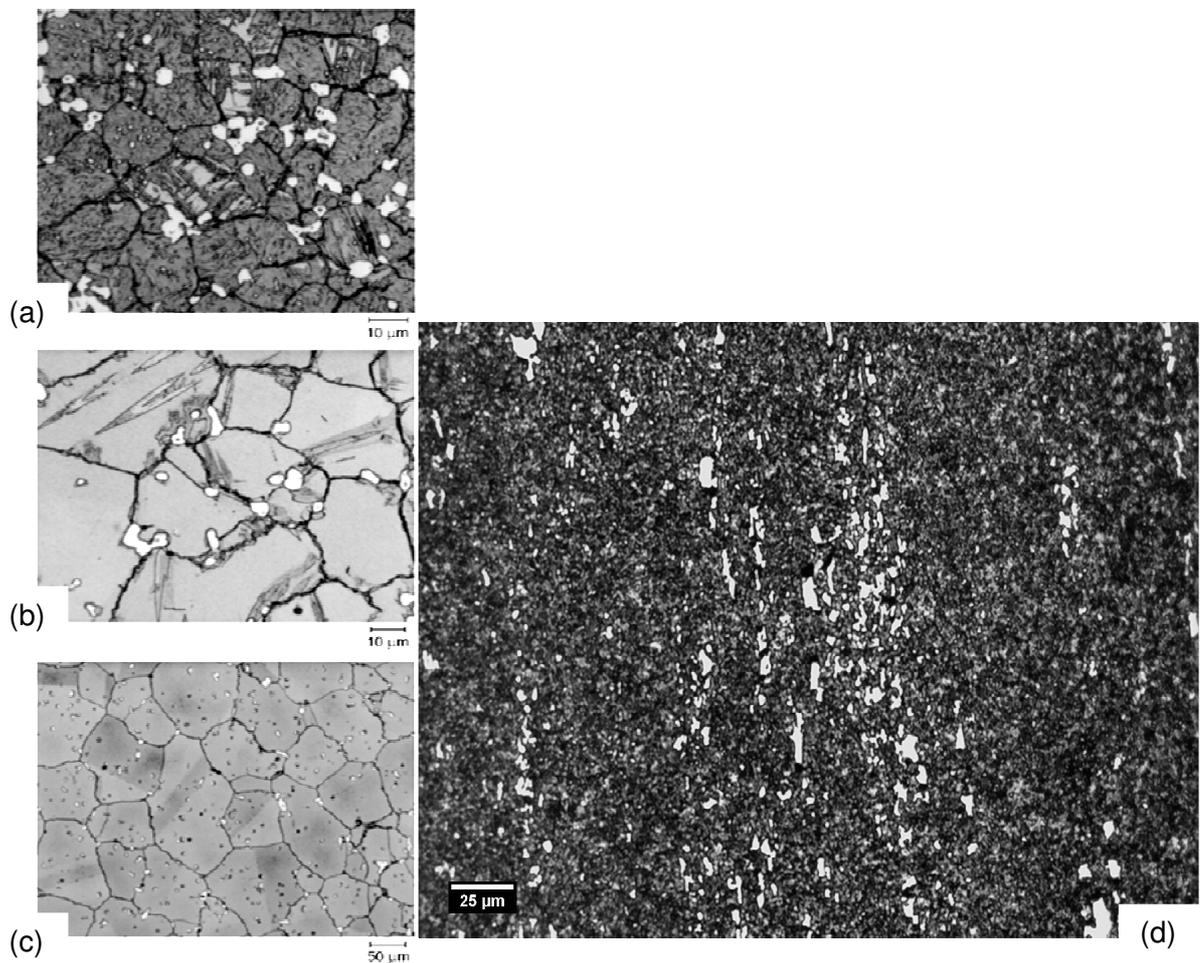
As figuras 32 (a, b, c) apresentam a microestrutura de aços inoxidáveis martensíticos AISI 440C austenitizada em temperaturas de 1150°C, para 1200°C e 1260°C. Com o aumento da temperatura de austenitização, a microestrutura passa de alguma martensita retida (figura 32a), para austenita retida com algumas placas de martensita (figura 32b), para a quase totalidade de austenita retida (figura 32c). Nota-se que o carboneto existente nas três imagens (a, b, c) da figura 32, diminui

conforme a temperatura aumenta, bem como o tamanho de grão aumenta. Observe-se que a figura 32a possui grãos finos de martensita e carbeto de tamanho considerável, exatamente ao contrário da figura 32c (ASM Handbook, Volume 9, 2004).

A figura 32d refere-se ao rolete. É possível observar que, no tratamento térmico, a temperatura de austenitização utilizada não promoveu a dissolução de carbeto, fato comprovado ao comparar as figuras (32c e 32d).

Figura 32(a,b,c): Microestrutura de aços inoxidáveis AISI 440C em diferentes temperaturas de austenitização.

Figura 32(d): Microestrutura do rolete fornecido para análise.



Fonte: ASM Handbook, Vol. 9 e autor deste trabalho, respectivamente.

5.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL ADQUIRIDO

5.2.1 Ensaio de Composição Química

O ensaio de composição química foi realizado com o objetivo de confirmar que o material adquirido possuía composição química em elementos e porcentagens padronizadas para o aço inoxidável martensítico AISI 440C. A tabela 5 apresenta o resultado do ensaio de composição química realizado no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF - UFRGS).

Tabela 5: Resultado da análise química (% em massa).

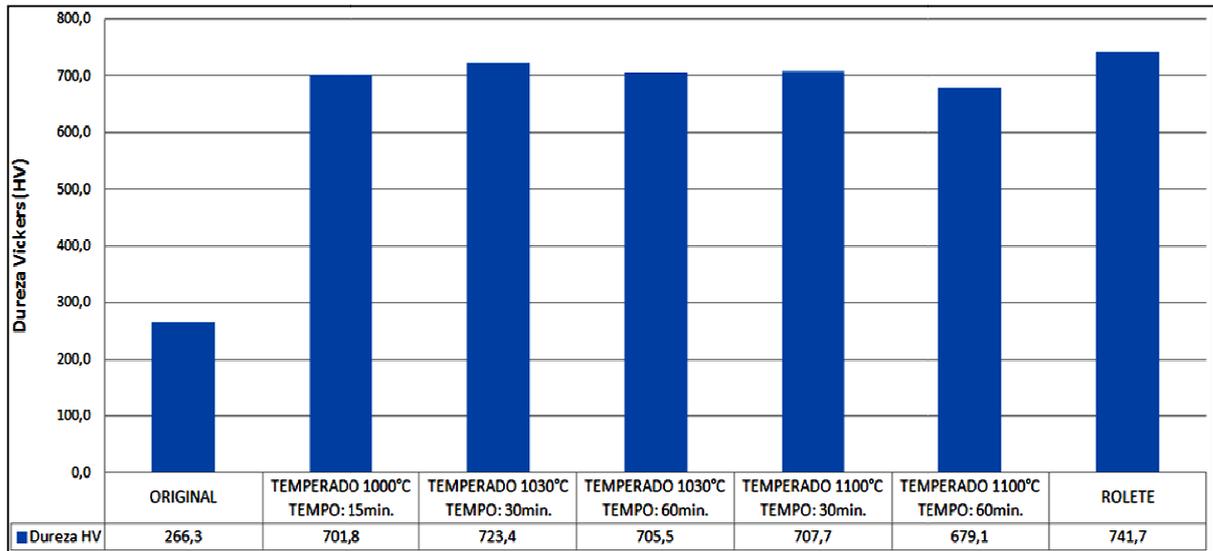
ELEMENTO	%	VALORES DE REFERÊNCIA (%)*
C	1,15	0,95-1,20
Si	0,756	máx. 1,0
Mn	0,402	máx. 1,0
P	0,00680	máx. 0,4
S	<0,00100	máx. 0,3
Cr	16,44	16,0-18,0
Mo	0,376	-
Ni	0,233	-
Al	0,00890	-
Co	0,0204	-
Cu	0,0407	-
Nb	0,00920	-
Ti	0,00620	-
V	0,0701	-
W	<0,0100	-
Pb	<0,00200	-
Sn	0,00180	-
B	<0,00010	-
Fe	<80,5	-

* os valores de referência foram obtidos da tabela 1 (página 19) deste trabalho.
Fonte: LAMEF - UFRGS, 2014.

Se realizar uma comparação entre as porcentagens da composição química da tabela 5 e da tabela 1, observa-se que o material adquirido possui características dentro dos valores definidos pela bibliografia para o aço inoxidável martensítico AISI 440C, principalmente nos elementos químicos de maior importância: cromo e carbono.

5.2.2 Ensaio de Dureza Vickers

Figura 33: Dureza Vickers média dos corpos de prova submetidos à têmpera em temperatura e tempo diferentes, do material na condição fornecida originalmente e do rolete fornecido.



Fonte: Autor do trabalho, 2014.

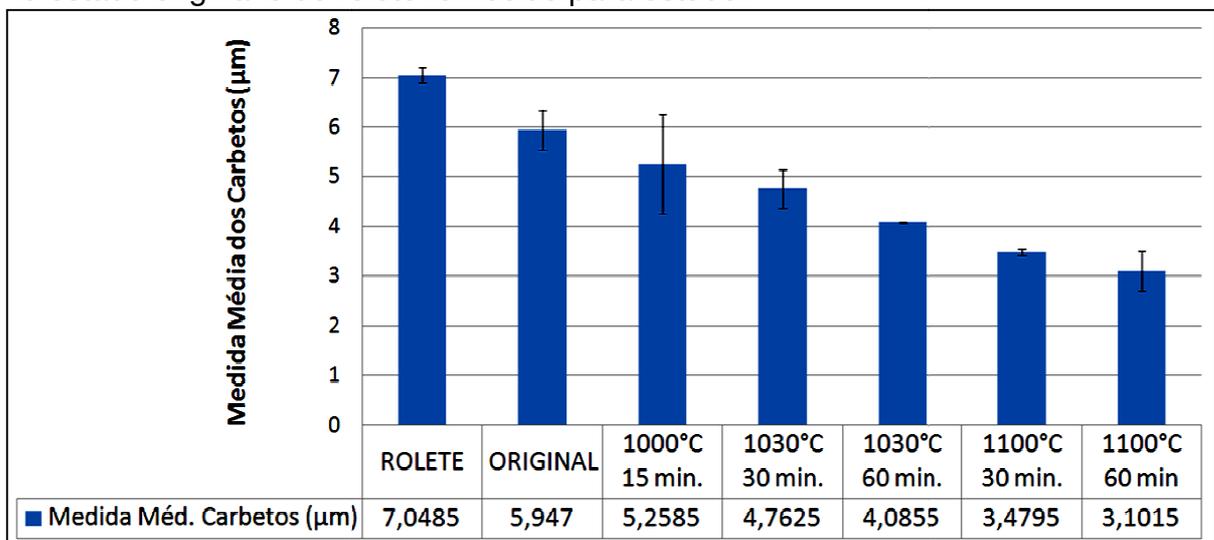
A figura 33 mostra os resultados médios de dureza Vickers, obtidos nos corpos de prova submetidos a tratamento térmico, conforme item 4.7 tabela 4 da página 50. Os valores apresentados referem-se ao valor de dureza do CP original (sem tratamento térmico), do rolete fornecido e a dureza média referente à dureza obtida entre os dois corpos de prova tratados termicamente com os mesmos parâmetros. Para todos os corpos temperados, o meio de resfriamento da têmpera foi óleo agitado e o revenido feito a 160 °C, pelo tempo de 60 minutos.

Pelos resultados apresentados na figura 33, como esperado, o valor de dureza encontrado no corpo de prova que não passou por tratamento térmico – ou seja, o ensaio de dureza em seu estado original – é menor do que nos corpos de prova tratados termicamente. Comparando-se os resultados de dureza encontrados, observa-se que estão de acordo com os valores apresentados na literatura, demonstrando que a metodologia utilizada e os parâmetros definidos para têmpera e revenido estão corretos no que diz respeito ao objetivo maior do tratamento térmico: melhorar a propriedade de dureza do material. O fato do ensaio de dureza ser realizado de forma pontual no corpo de prova, faz com que sejam encontradas variações nos valores de dureza para os corpos de prova tratados termicamente e,

também, no valor de dureza média do rolete. Essa variação pode ser atribuída à heterogeneidade do material ou ao fato de o ensaio ser realizado, especificamente, em um carbeto não dissolvido.

5.2.3 Ensaio Metalográfico e Medição de Carbetos

Figura 34: Gráfico com a medida média dos carbetos e valor de desvio padrão nos corpos de prova submetidos a têmpera com diferentes parâmetros, com o material no estado original e do rolete fornecido para estudo.



Fonte: Autor do trabalho, 2014.

Após os corpos de prova serem tratados termicamente por têmpera e revenido – conforme tabela 4 da página 50 – foi realizado ensaio metalográfico destas amostras. Das micrografias feitas nos corpos de prova e no rolete fornecido, na ampliação de 200 vezes, foram realizadas medições de tamanho médio de carbetos, utilizando o software "ImageJ". Os valores médios das medidas dos carbetos estão apresentados no gráfico da figura 34. Também é possível observar na figura 34, que a diferença entre a medida média dos carbetos do rolete fornecido e dos CP's austenitizados a 1100°C, por 60min, é de aproximadamente 127%, confirmando que é possível refinar o tamanho dos carbetos através do tratamento térmico.

As figuras 35, 36, 37, 38, 39 e 40, mostram, em sequência, as micrografias feitas com os corpos de prova tratados termicamente, com material no estado original e com o rolete fornecido para estudo. Assim, é demonstrado o refino de carbetos no tratamento térmico, conforme o tempo e a temperatura de

austenitização variados. O meio resfriamento, óleo agitado, foi o mesmo para todos os corpos de prova. Todos os corpos tratados termicamente, foram revenidos a 160°C, pelo tempo de 60 minutos. Todas as imagens foram feitas após ataque com reagente Vilella.

Analisando as figuras 37 e 40, é possível perceber que quanto maior foi a temperatura de austenitização e o tempo de permanência nesta temperatura, maior foi o refino de carbeto de cromo.

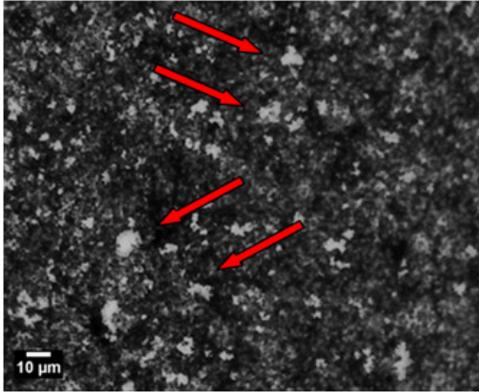


Figura 35 - Micrografia do corpo de prova no estado original. As setas destacam alguns carbeto de cromo. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella. Fonte: Autor do trabalho, 2014.

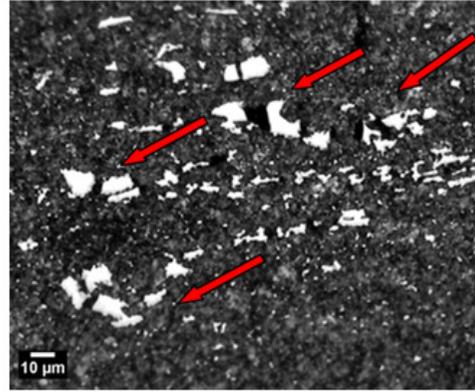


Figura 36 - Micrografia do rolete fornecido. As setas destacam alguns carbeto de cromo. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella. Fonte: Autor do trabalho, 2014.

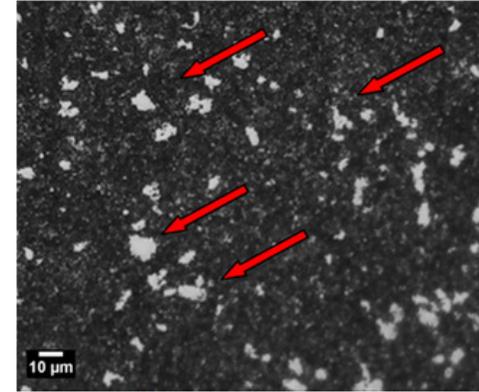


Figura 37 - Micrografia do corpo de prova austenitizado a 1000°C por 15min. As setas destacam alguns carbeto de cromo. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella. Fonte: Autor do trabalho, 2014.

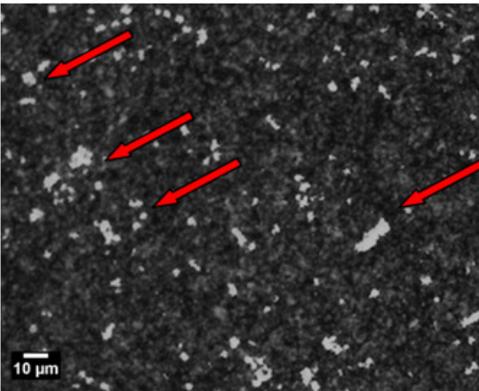


Figura 38 - Micrografia do corpo de prova austenitizado a 1030°C por 60min. As setas destacam alguns carbeto de cromo. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella. Fonte: Autor do trabalho, 2014.

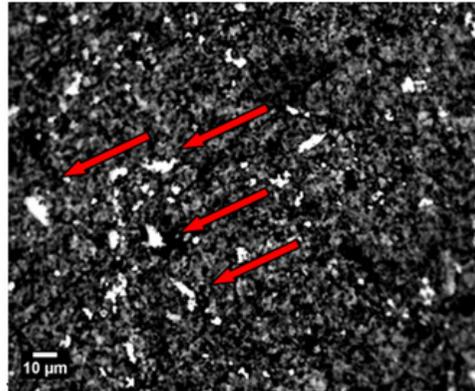


Figura 39 - Micrografia do corpo de prova austenitizado a 1100°C por 30min. As setas destacam alguns carbeto de cromo. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella. Fonte: Autor do trabalho, 2014.

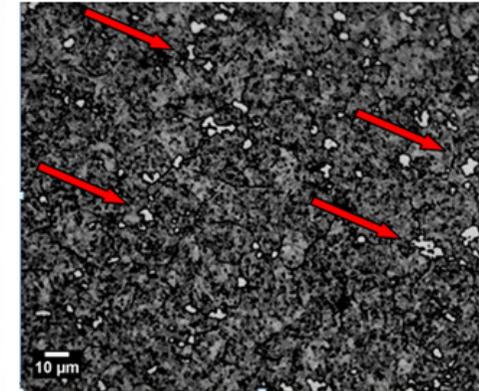
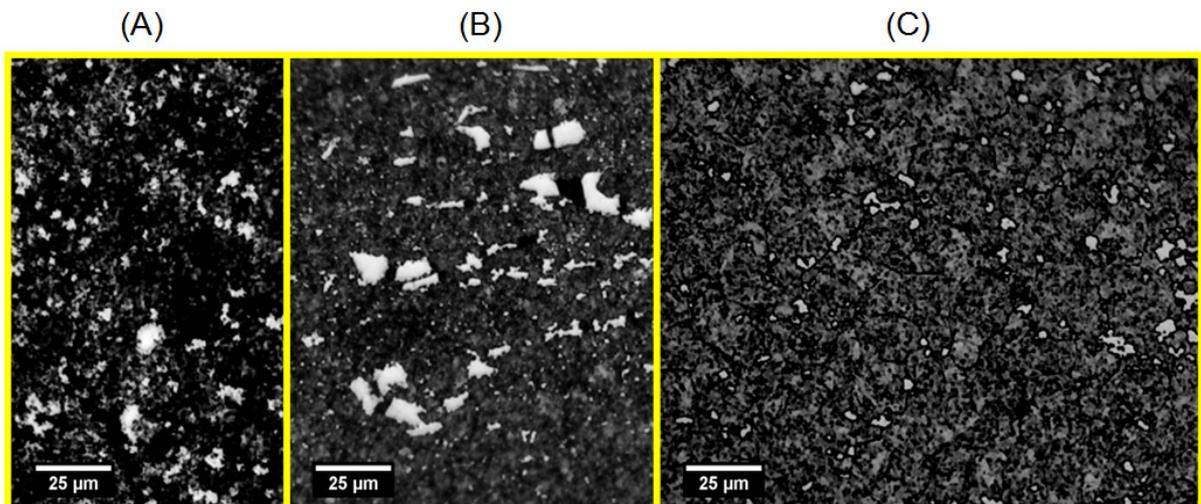


Figura 40 - Micrografia do corpo de prova austenitizado a 1100°C por 60min. As setas destacam alguns carbeto de cromo. Ampliação de 200X. Após ataque com reagente Vilella. Fonte: Autor do trabalho, 2014.

Nas figuras 35 a 40, é possível observar que maiores temperaturas de austenitização promovem uma dissolução de carbeto mais pronunciada, o que significa que a matriz não está empobrecida de cromo, em comparação com o rolete fornecido. Também se observa, através da figura 35, que a própria matéria-prima é fornecida com uma quantidade significativa de carbeto de cromo, em relação ao material austenitizado a 1100 °C, por 60 minutos, temperado em óleo agitado e revenido a 160 °C, por 60 minutos.

A figura 41, compara três micrografias: a do material no estado original (41A); a do rolete fornecido para estudo (41B); e do material após tratamento térmico austenitizado a 1100 °C, por 60 minutos, temperado em óleo agitado, seguido de revenimento a 160 °C, pelo tempo de 60 minutos (41C). Visualmente é possível perceber que, quando o material foi submetido a temperaturas de austenitização maiores, obteve-se maior refino no tamanho dos carbeto.

Figura 41: Micrografias do corpo de prova no estado original (A), do rolete fornecido para estudo (B) e do corpo de prova temperado a 1100 °C, por 60 minutos, resfriado em óleo agitado, seguido de revenimento a 160 °C, por 60 minutos (C). Após ataque com reagente Vilella.



Fonte: Autor do trabalho, 2014.

5.3 CARACTERIZAÇÃO DO AÇO AISI 440C TEMPERADO E REVENIDO

Neste item, serão apresentados os resultados dos ensaios realizados na terceira fase deste trabalho, onde foram preparados corpos de prova para o ensaio de tribocorrosão e para o ensaio potenciodinâmico.

5.3.1 Ensaio de Tribocorrosão

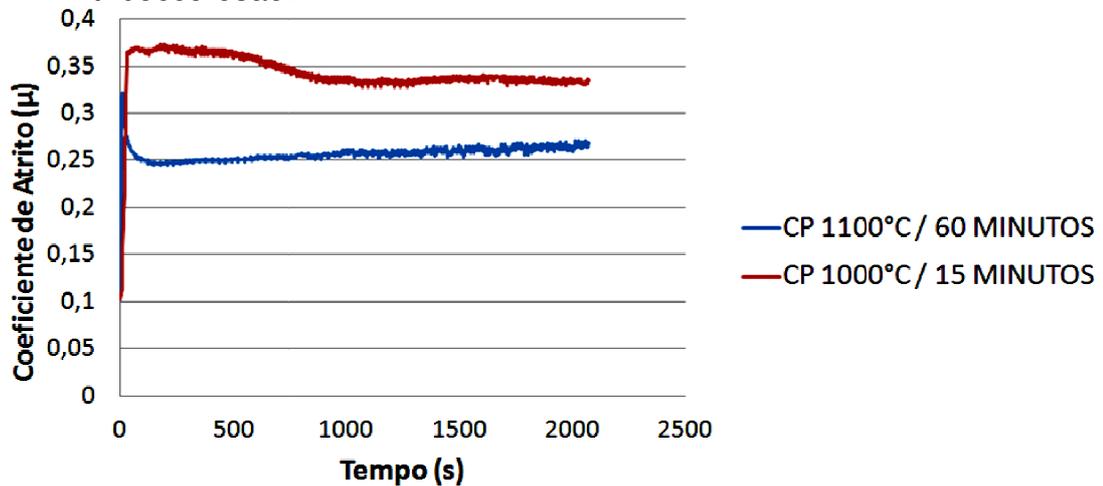
Com os dados obtidos, através deste ensaio, foram geradas curvas do coeficiente de atrito em função do tempo, como pode ser visto através da figura 42. Nesta Figura é possível observar que o corpo de prova submetido ao tratamento térmico de 1000°C, em relação ao corpo de prova tratado a 1100°C, apresentou coeficiente de atrito maior. Isto pode ser explicado pelo fato de que em condições de tribocorrosão, a degradação do material ocorre devido a uma combinação de fatores químicos e mecânicos (Mischler et. al., 1998).

Em metais passivos, a abrasão superficial provoca a quebra do filme de óxido passivo a qual, em condições favoráveis, é recuperada rapidamente, tendo como mecanismo de degradação apenas o desgaste mecânico. Esta camada de óxido atua como um lubrificante, reduzindo o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste. Entretanto, em metais que não formam camada passivadora, a dissolução do metal aumenta drasticamente a taxa de remoção do material, devido a uma mudança no mecanismo de degradação, sendo que a degradação química e mecânica ocorrem simultaneamente (Ponthiaux et al., 2004).

Esse último parece ser o caso para a amostra tratada termicamente a 1000°C, pois o tratamento não promoveu a correta dissolução dos carbeto, tornando a matriz empobrecida em Cromo e levando a sensitização. No corpo de prova com tratamento térmico de austenitização a 1100°C, a solubilização de carbeto é maior, fato que contribui para que a regeneração da camada passiva seja efetiva e melhore sua resistência à corrosão.

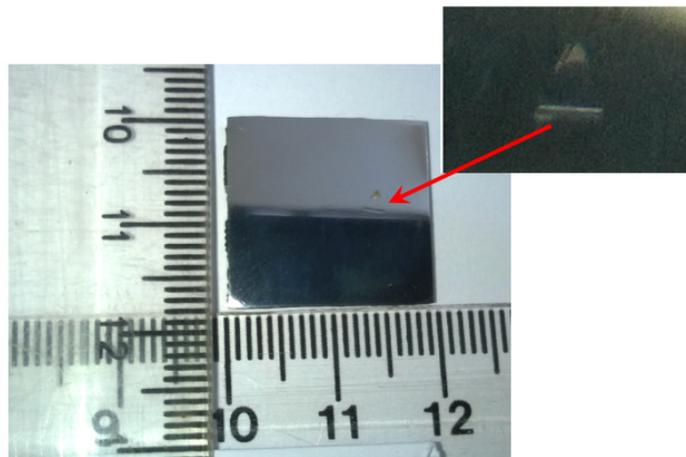
A figura 43 mostra o corpo de prova após o ensaio de tribocorrosão, destacando a pequena trilha de desgaste resultante do teste.

Figura 42: Gráfico do coeficiente de atrito em função do tempo gerado através da coleta de dados do ensaio de tribocorrosão.



Fonte: Autor do trabalho, 2014.

Figura 43: Imagem do corpo de prova após ensaio de tribocorrosão. Em destaque, trilha de desgaste feita pelo tribômetro.



Fonte: Autor do trabalho, 2014.

5.3.2 Medição do Volume Retirado no Ensaio de Tribocorrosão

Utilizando-se de um rugosímetro, elaborou-se o perfil da trilha de desgaste que a esfera de contato do tribômetro fez nos corpos de prova. De posse do perfil e das medidas indicadas pelo rugosímetro, foi calculada a área desse perfil, junto com o valor do curso utilizado no ensaio de tribocorrosão. Calculou-se o volume

aproximado de material retirado de cada corpo de prova. Os resultados estão apresentados na tabela 6.

Tabela 6: Resultados aproximados de volume de material retirado de cada corpo de prova no ensaio de tribocorrosão.

CONDIÇÃO DO CORPO DE PROVA	VOLUME RETIRADO (mm ³)
Austenitizado 1100 °C por 60 minutos.	0,03048
Austenitizado 1000 °C por 15 minutos	0,04226

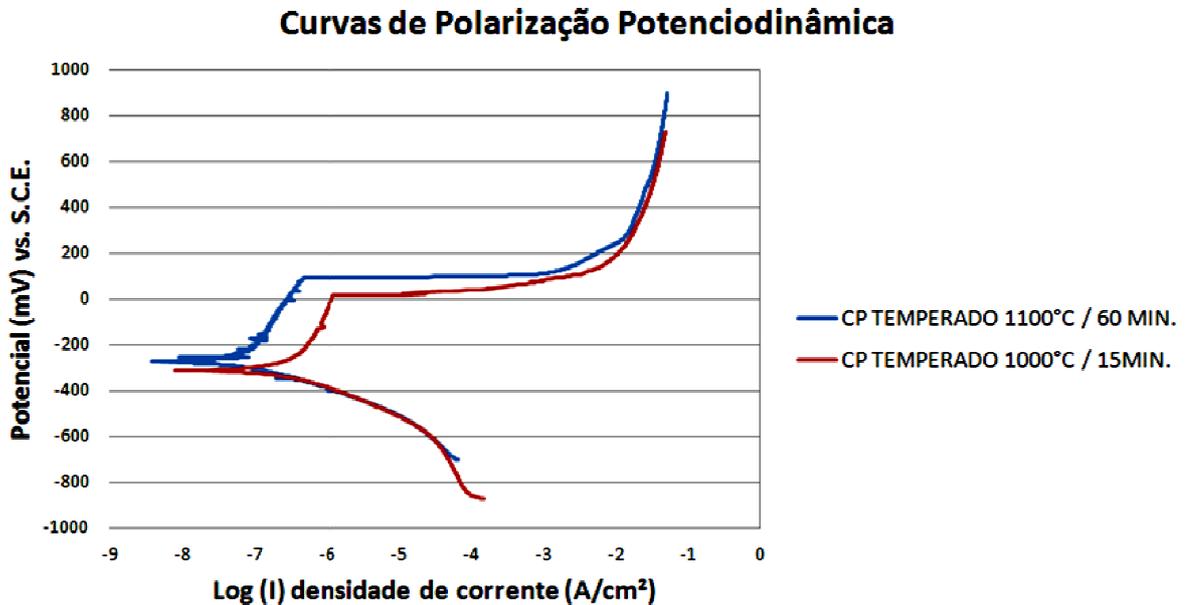
Fonte: autor do trabalho, 2014.

Pelos valores informados na tabela 6, verifica-se que a diferença de volume retirado foi de 0,01178mm³. Ou seja, o corpo de prova austenitizado a 1000 °C, por 15 minutos teve uma retirada de volume de material 38,65% maior que o corpo de prova austenitizado a 1100 °C, por 60 minutos. Esses resultados, associados aos resultados encontrados na figura 34, corroboram com a suspeita de que o corpo de prova austenitizado a 1100 °C – por ter uma solubilização de carbeto de cromo maior do que o corpo de prova austenitizado a 1000 °C – apresenta melhores propriedades de resistência ao desgaste e corrosão, quando submetidos a um processo tribocorrosivo. Isto ocorre em função de conseguir uma regeneração da camada passiva mais adequada, além de ter uma quantidade maior de cromo solubilizado na matriz do material. Conseqüentemente, uma maior proteção dos grãos, no que tange ao fenômeno de sensitização, gerando melhor desempenho do material em uma condição de tribocorrosão.

Analisando os resultados encontrados no ensaio de tribocorrosão e no ensaio de dureza Vickers (figura 33), onde o CP austenitizado a 1000 °C, por 15min, apresenta dureza 3,34% maior do que o CP austenitizado a 1100 °C, por 60min, pode-se afirmar que um elemento de máquina, quando submetido a um processo tribocorrosivo, precisa conciliar a condição de boa propriedade a desgaste mecânico e desgaste químico. Tal fato é confirmado no ensaio de tribocorrosão, onde o CP que possui dureza quantitativa menor, apresentou menor volume retirado em relação ao material com dureza maior.

5.3.3 Ensaio de Polarização Potenciodinâmica

Figura 44: Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas no ensaio de polarização potenciodinâmico.

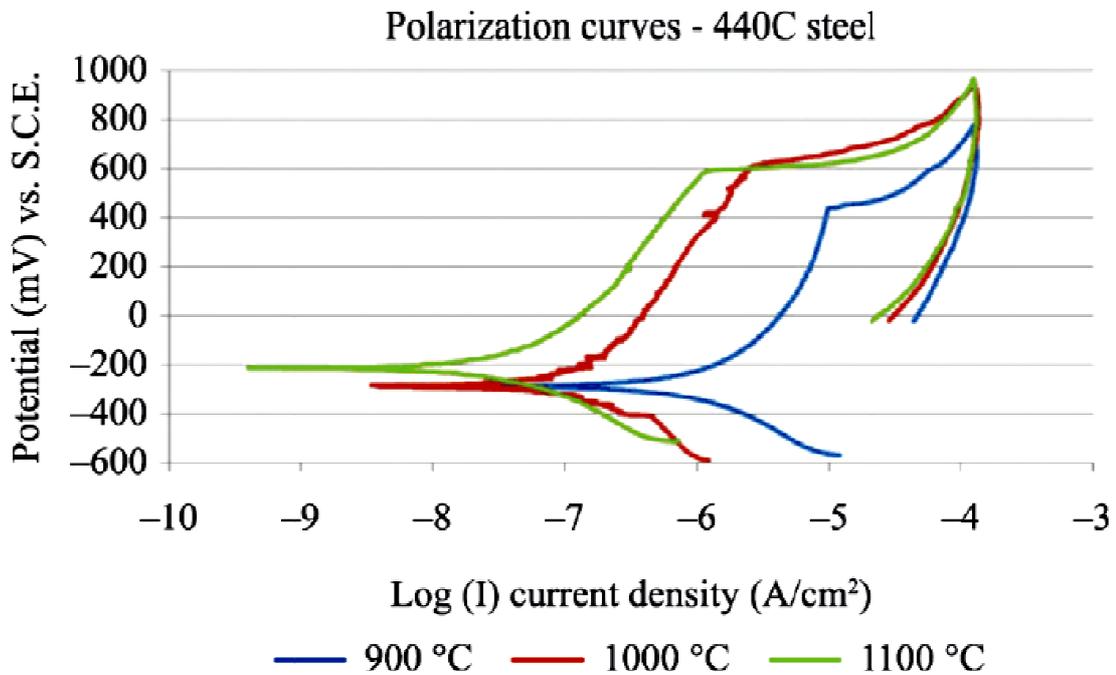


Fonte: autor do trabalho, 2014.

Com os dados fornecidos através deste ensaio, foram geradas curvas potenciodinâmicas, apresentadas na figura 44, formadas pelo potencial em milivolts, comparado com o eletrodo de referência, em função da densidade de corrente. Analisando as curvas é possível observar que o corpo de prova austenitizado a 1100°C, obteve um desempenho melhor que o material austenitizado a 1000°C. Sua curva apresenta-se ligeiramente deslocada para a esquerda, onde a corrente de corrosão é inferior. Considerando a literatura que enfatiza a necessidade de cromo solubilizado na matriz – para que a camada passiva se regenere – e o tratamento térmico que melhor refina carbeto, dissolvendo maior quantidade de cromo na matriz, assim como as curvas obtidas no ensaio, pode-se concluir que, qualitativamente, o material tratado a 1100°C apresentará uma menor dissolução quando exposto a um meio aquoso contendo NaCl.

A figura 45, apresenta as curvas de polarização obtidas no trabalho de Marcuci, Souza, Camilo, Di Lorenzo e Rollo (2014), obtidas em amostras submetidas a tratamentos térmicos similares aos utilizados neste trabalho.

Figura 45: Curvas de polarização do aço AISI 440C, obtidas no artigo Corrosion and microstructural characterization of martensitic stainless steels submitted to industrial thermal processes for use in surgical tools. Eletrólito utilizado: detergente enzimático (RiozymeIV E Gold - Rioquímica - 356212).



Fonte: Marcuci, Souza, Camilo, Di Lorenzo e Rollo, 2014.

Ao compararmos as curvas das figuras 44 e 45 observa-se que há uma semelhança entre as curvas geradas, sendo que as diferenças encontradas sejam provavelmente oriundas da diferença entre os eletrólitos utilizados. É importante salientar que o ponto E^* – indicado na figura 16, página 36 – quanto mais próximo de zero for o valor de potencial (mV), em relação ao eletrodo de referência, e menor for o valor da densidade de corrente, melhor é a resistência à corrosão deste material, quando submetido a variação de tensão elétrica.

Analisando os resultados obtidos ao longo deste trabalho, podemos afirmar que o principal problema relacionado à reduzida vida útil do rolete de recavação, está ligada à microestrutura do material. A causa principal aponta para um tratamento térmico inadequado, realizado apenas com o objetivo de produzir elevados valores de dureza, sem se preocupar com o refino de carbeto. Este tratamento inadequado causa uma redução do teor de cromo dissolvido na matriz, levando à sensitização e maior suscetibilidade à corrosão intergranular, pois não possibilita a formação da camada passiva sobre o aço inoxidável.

Os diversos tratamentos térmicos avaliados – juntamente com os ensaios de tribocorrosão e polarização potenciodinâmica – realizados em corpos de prova, construídos com material similar ao do rolete, confirmam que se o tratamento térmico realizado no rolete fosse realizado com o objetivo de elevar a dureza e refinar o tamanho dos carbetos, o rolete de recavação, provavelmente, teria uma melhor resistência em situação de tribocorrosão, portanto teria sua vida útil prolongada.

6 CONCLUSÃO

Após a realização dos ensaios e resultados obtidos, conclui-se que:

- A análise *post mortem* do rolete de recavação mostra que o material apresenta corrosão intergranular na superfície, uma microestrutura composta por matriz martensítica e grandes partículas de carbeto dispersas na matriz;
- Os valores de dureza do rolete (HV 741,7) estão de acordo com o especificado para o material e o tratamento térmico empregados;
- Dentre os conjuntos de parâmetros para tratamento térmico avaliados neste trabalho, aquele que produziu os menores precipitados de carbeto e maiores valores de dureza foi o que empregou uma austenitização a 1100 °C, durante 60 minutos, têmpera em óleo agitado e revenimento a 160 °C, durante 60 minutos;
- Os ensaios de tribocorrosão em meio aquoso, contendo 2,5% de NaCl, mostraram que os tratamentos térmicos que não priorizam o refino dos carbeto apresentam valores de coeficiente de atrito mais elevados e, por consequência, são menos resistentes ao desgaste.
- Os ensaios de polarização potenciodinâmica mostraram que o aço inoxidável AISI 440C, quando tratado termicamente, considerando o refino dos carbeto, apresenta valores de corrente menores, indicando ser menos suscetível à corrosão.

7 TRABALHOS FUTUROS

Como complemento deste trabalho, faz-se necessário que alguns roletes sejam tratados termicamente objetivando ganho de dureza e melhor solubilização dos carbeto de cromo. Sugere-se que alguns roletes sejam submetidos ao tratamento térmico de têmpera, na temperatura de 1100°C, pelo tempo de 60 minutos, seguido de revenido a 160°C, pelo tempo de 60 minutos, para verificar *in loco* (em campo) se houve melhora na resistência a tribocorrosão (aumento na vida útil).

BIBLIOGRAFIA

ALONSO-FALLEIROS, Neusa; MAGRI, M.; FALLEIROS, I.G.S. Intergranular corrosion in a martensitic stainless steel detected by electrochemical tests, **Corrosion** 55 (8) (1999) 769–778.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS HANDBOOK (ASM). **Metallography and Microstructures**. ASM International, Materials, vol. 9, 2004.

_____. **Properties and Selection Irons, Steel, and High-Performance Alloy**, vol. 1. 2005.

AQUINO, J.M.; DELLA ROVERE, C.A.; KURI, S.E. Intergranular corrosion susceptibility in supermartensitic stainless steel weldments. **Corrosion Science** 51 (2009) 2316–2323. Acesso em: Abril de 2014.

AYDOGDU, G.H.; AYDINOL, M.K. Determination of susceptibility to intergranular corrosion and electrochemical reactivation behavior of AISI 316L type stainless steel, **Corros. Sci.** 48 (2006) 3565–3583.

AZZI, M.; PAQUETTE, M.; SZPUNAR, J.A.; KLEMBERG-SAPIEHA, J.E.; MARTINU, L. Tribocorrosion Behavior of DLC Coated 316L Stainless Steel. **Wear** 267 (2009) 860–866.

BHUSHAN, Bharat. **Principles and Applications of Tribology**. Wiley-Interscience Publication. 1999.

CARBÓ, Hector Mario. **Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações**. Janeiro de 2008. Catálogo Técnico Arcelor Mittal. Disponível em: <ftp://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec_NOTURNO/TM343/artigo_acoinox_aplicacao_especificacao.pdf>. Acesso em: Fevereiro de 2014.

CASTRO, Cristóvão Américo Ferreira de. **Resistência ao desgaste abrasivo das sapatas de trator de esteira após processos de recuperação**. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, março de 2010. Disponível em: <<http://www.ppgem.ct.utfpr.edu.br/dissertacoes/CASTRO,%20Cristovao%20Americo%20Ferreira%20de.pdf>>. Acesso em: Março de 2014.

CELIS, J.P.; PONTIAUX P.; WENGER F. Tribocorrosion of Materials: interplay between chemical, electro chemical and mechanical reactivity of surfaces. **Wear** 261 (2006) 939–946.

CHAUDHURI, Dilip K.; SLIFKA, Andrew J.; SIEGWARTH, James D. Friction and oxidative wear of 440C ball bearing steels under high load and extreme bulk temperatures. **Wear**, 160 (1993) 37-50 37. Acesso em: Março de 2014.

CHIAVERINI Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 6.ed. Associação Brasileira de Metais. São Paulo, 1990.

_____. **Tecnologia Mecânica**. 2.ed. Volume II. Editora McGraw-Hill.

CORRÊA, Edmilson Otoni. **Avaliação da resistência ao desgaste de ligas desenvolvidas para solda de revestimento duro para uso sob condições altamente abrasivas.** Universidade Federal de São Carlos. São Carlos, 2005. Disponível em: <<http://www.iem.unifei.edu.br/professores/edmilson/Tese.pdf>>. Acesso em: Março de 2014.

DILLON, C.P. **Corrosion Resistance of Stainless Steel.** 1.ed. Marcel Decker. New York, 1995. 365p.

EDELEANU, C., **A potentiostat technique for studying the acid resistance of alloy steels.** Journal of the iron and steel institute. fev. 1958 p. 122-32.

FILHO, Vlademir Moreno. **Embalagem Metálica:** Avaliação de Folhas de Flandres na Fabricação de Latas Expandidas a Partir do Processo Stretching. Dissertação de Mestrado em Engenharia de Processos Químicos e Bioquímicos, Escola de Engenharia Mauá do Centro Universitário do Instituto Mauá de Tecnologia, São Caetano do Sul, 2007.

FONTANA, Mars Guy. **Corrosion Engineering.** Ed. McGraw-Hill, 3rd ed., 1986.

FURASTÉ, Pedro Augusto. **Normas técnicas para o trabalho científico:** explicitação das normas da ABNT 2013/2014. 17.ed. Porto Alegre: Dáctilo Plus, 2013.

GAHR, Karl-Heinz Zum. **Microstructure and Wear of Materials.** Volume 10, Capítulo 4, p.96. 1987. Acesso em: Fevereiro de 2014.

GALO, Rodrigo. **Efeito da Tribocorrosão em Materiais Odontológicos Metálicos.** Universidade de São Paulo. Ribeirão Preto, 2008. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/58/58131/tde-30062008-115854/pt-br.php>>. Acesso em: Março de 2014.

GENTIL, Vicente. Corrosão. 5.ed. **Livros Técnicos e Científicos.** Editora S.A-2007.

GONÇALVES, Polyana Alves Radi. **Triboquímica Analítica:** Estudo da Dependência dos Parâmetros Tribológicos com a Modificação Superficial em Filmes À Base de Carbono. INPE, São José dos Campos, 2012. Disponível em: <<http://mtc-m19.sid.inpe.br/col/sid.inpe.br/mtc-m19/2012/07.17.19.10/doc/publicacao.pdf>>. Acesso em: março de 2014.

GONÇALVES, Gissele Aline dos Santos., **Estudo comparativo da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis aisi 304 e 444 em soluções detergentes e sanitizantes da indústria de refrigerantes.** 2011. 100 f. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Química - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais, 2011.

HERRING, Daniel H. **Sigma-Phase Embrittlement.** 2012. Disponível em: <<http://www.industrialheating.com/articles/90371-sigma-phase-embrittlement>>. Acesso em: junho de 2014.

HERTING, G.; WALLINDER, I. Odnevall. **Surface and Corrosion Science**, KTH, Stockholm, Sweden, Sept. 10, 2009. Disponível em: <https://www.google.com.br/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=5&cad=rja&uact=8&ved=0CE0QFjAE&url=https%3A%2F%2Fwww.icmm.com%2Fdocument%2F654&ei=R8QkU_KBLtKfkQfB6IGIBA&usg=AFQjCNGpagASw2eEwmsW5q2LZuYm3k5PvA&bvm=bv.62922401,d.eW0>. Acesso em: Fevereiro de 2014.

HIGA, Silvia M. **Avaliação da corrosão intergranular de aços inoxidáveis por meio de normas e de ensaios eletroquímicos em altos potenciais**. Universidade Federal de São Carlos. 2011. Disponível em: <http://www.btdt.ufscar.br/htdocs/tedeSimplificado/tde_arquivos/4/TDE-2011-05-17T091100Z-3704/Publico/3612.pdf>. Acesso em Abril de 2014.

ISHIDA, Marco A. **Avaliação Comparativa de Barras Laminadas do Aço AISI 316L com e sem Tratamento Térmico de Solubilização**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009. Acesso em: <<http://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/18591/000730311.pdf?sequence=1>>. Acesso em: junho de 2014.

JIANG, Kuan., **Effects of Heat Treatment on Microstructure and Wear Resistance of Stainless Steels and Superalloys**. 2013. 213 f. Tese de Mestre em Ciência Aplicada na Engenharia Mecânica. - Ottawa-Carleton Institute for Mechanical and Aerospace Engineering University of Ottawa. Ottawa, Canada. March 2013.

KRABBE, Daniel Fernando Moreira. **Otimização do Fresamento do Aço Inoxidável Aeronáutico 15-5 PH**. Campinas, 2006. Disponível na Biblioteca Digital da Unicamp, através do link: <<http://www.bibliotecadigital.unicamp.br/document/?code=vtls000397597>>. Acesso em Fevereiro de 2014.

KRISHNA B. Vamsi., BANDYOPADHAYAY Amit. Surface modification of AISI 410 stainless steel using laser engineered net shaping (LENSTM). **Journal ScienceDirect, Material & Design**, Volume 30, Issue 5, May 2009, Pages 1490–1496. Acesso em: Fevereiro de 2014.

LIM, L.C.; LAI, M.O.; MA, J.; NORTHWOOD, D.O.; MIAO BAIHE. Tempering of AISI 403 stainless steel. **Materials Science atd Engineering**, A 171 (1993) 13-19. Acesso em: maio de 2014.

MAGNABOSCO, Rodrigo. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 2001. 207 f. Tese Doutorado em Engenharia - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

MARCUCI, J. R. J.; SOUZA, E. C. de; CAMILO, C. .C; LORENZO, P. L. Di; ROLLO, J. M. D. de A. Corrosion and microstructural characterization of martensitic stainless steels submitted to industrial thermal processes for use in surgical tools. **Competência: revista brasileira de Engenharia Biomédica**. V. 30, n. 3, p. 1-8, 2014.

MISCHLER, S.; DEBAUD, S.; LANDOLT, D. Wear-accelerated corrosion of passive metals in tribocorrosion systems. **Journal of Electrochemical Society**.1998; 145:750-758.

MISCHLER, S.; Triboelectrochemical Techniques and Interpretation Methods in Tribocorrosion: a comparative evaluation, **Tribol. Int.**41(2008)573–583.

NUNES, Laerce de Paula. **Fundamentos de resistência a corrosão**. Rio de Janeiro: Editora Interciência, 2007.

OLIVEIRA, Antonio Pedro Novaes de. **Metais ferrosos e Não Ferrosos**, Volume III. Universidade Federal de Santa Catarina. Disponível em: <http://emc5715.novaes.prof.ufsc.br/material/Apresentacao_VOL3.pdf>. Acesso em Fevereiro de 2014.

PASCOALI, Suzy. **Introdução ao desgaste Abrasivo**. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2004. Disponível em: <http://www.google.com.br/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=0CCoQFjAA&url=http%3A%2F%2Femc5714.orestes.prof.ufsc.br%2Fapostila_resistenciaaodesgaste.doc&ei=L6YcU4DvH4_IkAeZx4G4Aw&usq=AFQjCNE7iJ6oydXLI59kaTBxToq7tN_1g&bvm=bv.62578216,d.eW0>. Acesso em: Março de 2014.

PINEDO, Carlos E. Tratamento Térmico e Superficial do Aço Inoxidável Martensítico AISI 420 destinado a Moldes de Injeção de Polímeros Parte I - Tratamento Térmico. **2º Encontro da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes - ABM**, Setembro, 2002, São Paulo. Disponível em: <<http://www.heattech.com.br/trabalhos/2004%20-%202o%20ABM%20Moldes%20-%20AISI%20420%20Parte%201.pdf>>. Acesso em: Junho de 2014.

POLETTI, Tiago G. **Avaliação de diferentes aços inoxidáveis aplicados na indústria cutedeira**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009. Disponível em: <<http://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/24286/000742687.pdf?sequence=1>>. Acesso em: Maio de 2014.

PONTHIAUX, P.; WENGER, F.; DREES, D.; CELIS, J.P. Electrochemical Techniques for Studying Tribocorrosion Processes, **Wear** , 2004, 256, 459–468.

PRATES, Paula Emília de Souza. **Avaliação da Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Utilizados em Sistemas de Exaustão de Veículos**. Rede Temática de Engenharia dos Materiais. Outubro de 2009. Disponível em: <http://www.tede.ufop.br/tde_busca/arquivo.php?codArquivo=433>. Acesso em: Fevereiro de 2014.

PRIYA, R.; MALLIKA, C.; MUDALI U. K. Wear and tribocorrosion behaviour of 304L SS, Zr-702, Zircaloy-4 and Ti-grade2. **Wear**, 310(2014)90–100. Acesso em: março de 2014.

PULI, Ramesh; RAM, G.D.Janaki. Microstructures and properties of friction surfaced coatings in AISI 440C martensitic stainless steel, **Surface & Coatings Technology** 207 (2012) 310–318. Acesso em: Fevereiro de 2014.

RABINOWICZ, Ernest. **Friction and Wear of Materials**. John Wiley & Sons, IC. 1995, pp: 109-111.

RAMANATHAN, Lalgudi. V. **Corrosão e seu controle**. Editora Hemus Limitada, 1988.

RESIN, Fábio. **Análise da viabilidade de melhoria em um ferramental de conformação**. Universidade do Estado de Santa Catarina. Joinville - SC, 2010. Disponível em: <http://www.producao.joinville.udesc.br/tgeps/tgeps/2010-01/2010_1_tcc09.pdf>. Acesso em: Março de 2014.

RIBEIRO, Fábio Ricardo Vieira. **Estudo do Comportamento Tribológico de Filme DLC Dopados com Ag**. Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra. Julho de 2012. Disponível em: <<https://estudogeral.sib.uc.pt/jspui/bitstream/10316/20563/1/F%c3%a1bioRibeiro2006109034.pdf>>. Acesso em: Março de 2014.

ROMEIRO, Solange Bianco Borges. **Química na Siderurgia**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 1997. Disponível em: <<http://www.iq.ufrgs.br/aeq/html/publicacoes/matdid/livros/pdf/siderurgia.pdf>>. Acesso em: fevereiro de 2014.

SALLEH, S.H.; OMAR, M.Z.; SYARIF, J.; GHAZALI, M.J.; ABDULLAH, S.; SAJURI, Z. Investigation of Microstructures and Properties of 440C Martensitic Stainless Steel. **International Journal of Mechanical and Materials Engineering (IJMME)**, Vol. 4 (2009), No. 2, 123-126. Disponível em: <http://e-journal.um.edu.my/filebank/published_article/2434/770.pdf>. Acesso em: Junho de 2014.

SANTOS, Anderson Oliveira. **Estudo da Resistência a Corrosão em aços e Revestimentos Visando a Aplicação em Hastes de Bombeio de Petróleo**. Abril/2008. Disponível em: <<http://www.unit.br/LinkClick.aspx?fileticket=15lOk9ulsB0%3D&tabid=1124>>. Acesso em: janeiro de 2014.

SCHEUER, Cristiano José. **Cementação a Baixa Temperatura do Aço Inoxidável Martensítico AISI 420 Assistida por Plasma**. Curitiba, 2011. Disponível em: <http://www.pgmecc.ufpr.br/dissertacoes/dissertacao_121_cristiano_jose_scheuer.pdf>. Acesso em: fevereiro de 2014.

SCHLATTER, Djeison. **Efeito da têmpera e revenido nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços rápidos obtidos por processos convencionais e metalurgia do pó**. Universidade Federal de Santa Catarina, 2012. Disponível em: <<https://repositorio.ufsc.br/xmlui/bitstream/handle/123456789/101032/312827.pdf?sequence=1>>. Acesso em: Junho de 2014.

SEDRIKS, A. J., **Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels**. Corrosion, v. 42, n. 7, p. 376-89, jul. 1986.

SMITH, William F. **Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales**. Tercera Edición. McGraw-Hill, 1998.

STACHOWIAK, A.; ZWIERZYCKI, W. Tribocorrosion Modeling of Stainless Steel in a Sliding Pair of Pinon Plate Type. **Tribol.Int.**44(2011)1216–1224.

STANSBURY, E. E. **Potentiostatic etching**. In: METALS Handbook. 9. ed. Metals Park: ASM, 1985. v. 9: Metallography and microstructures. p.143-7.

SUN, Y.; HARUMAN, E. Effect of Electrochemical Potential on Tribocorrosion Behavior of Low Temperature Plasma Carburized 316L Stainless Steel in 1M H₂SO₄ Solution. **Surf.Coat.Technol.** 205(2011)4280–4290.

SUN, Y.; HARUMAN, E. Tribocorrosion Behavior of Low Temperature Plasma Carburized 316L Stainless Steel in 0.5M NaCl Solution. **Corros.Sci.**53(2011) 4131–4140.

TELLES, Pedro C.Silva. **Materiais para Equipamentos de Processo**. 6.ed. Rio de Janeiro: Editora Interciência., 2003.

THE EUROPEAN STAINLESS STEEL DEVELOPMENT ASSOCIATION - EUROINOX Publicação do, **Pickling and Passivating Stainless Steel, Materials and Applications Series**, Volume 4. 2007. Acesso em: Janeiro de 2014.

VOORT, George F. Vander, **Metallography Principles and Practice**. ASM International. 2007.

WEDEVEN, L. D.; MILLER, N.C. Proc. Adv. Earth-to-Orbit Propulsion Technology Conf. (NASA CP-3012), **Marshall Space Flight Center**, AL, May 1988, pp. 728-757.

WEST, J. M., **Electrodeposition and corrosion processes**. London : VRN 2. ed. 1970 p. 86-105

WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2003. 166p.

ZANETIC, Silvio T.; ALONSO-FALLEIROS, Neusa. Determinação do grau de sensitização de aços inoxidáveis austeníticos pelo método DL-EPR. **Boletim Técnico da Faculdade de Tecnologia de São Paulo**, São Paulo, v. BT-10, p. 107-114, 2001. Disponível em: <bt.fatecsp.br/system/articles/133/original/trabalho22.pdf>. Acesso em: Abril de 2014.