



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE
PRÓ-REITORIA DE POS-GRADUAÇÃO E PESQUISA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA
DE MATERIAIS

MACCLARCK PESSOA NERY

**EFEITO DA TENSÃO MÉDIA E FREQUÊNCIA NA RESISTÊNCIA
A FADIGA E CORROSÃO-FADIGA DE PARAFUSOS
PRISIONEIRO DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 304**

SÃO CRISTÓVÃO, SE – BRASIL

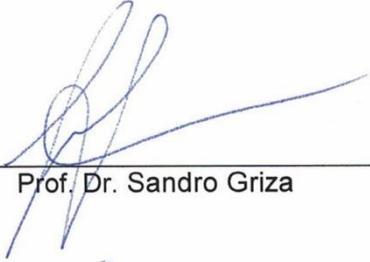
2018

“EFEITO DA TENSÃO MÉDIA E FREQUÊNCIA NA RESISTÊNCIA A FADIGA E CORROSÃO-FADIGA DE PARAFUSOS PRISIONEIROS DE AÇO INOXIDÁVEL AISI 304”.

Macclarck Pessoa Nery

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

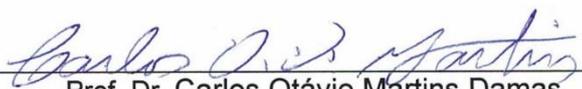
Aprovada por:



Prof. Dr. Sandro Griza



Prof. Dr. Darcio Hersch Gomes de Souza Sá



Prof. Dr. Carlos Otávio Martins Damas

SÃO CRISTÓVÃO, SE – BRASIL.

Janeiro/2018

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE

Nery, Macclarck Pessoa

N456e Efeito da tensão média e frequência na resistência a fadiga e corrosão-fadiga de parafusos prisioneiros de aço inoxidável AISI 304 / Macclarck Pessoa Nery ; orientador Sandro Griza. – São Cristóvão, 2018.

91 f. ; il.

Dissertação (mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Sergipe, 2018.

1. Engenharia de materiais. 2. Fadiga. 3. Parafusos - Fadiga. 4. Fadiga - Corrosão. I. Griza, Sandro, orient. II. Título.

CDU: 620.1

DEDICATÓRIA

À Deus, meu fiel e verdadeiro amigo, por me guardar e proporcionar bênçãos mesmo sem merecimento ou completa retribuição e gratidão de minha parte. Aos meus familiares e amigos próximos.

EPIGRAFE

Em tudo ao meio peito serei atenta.

Antes, como lua o observarei. Deixarei de ser terra,
por onde ele translaciona, para ser amante cujo
suspiro não lhe falta ao ver suas crateras.

Com tal zelo, verei suas fases crescerem em lua
cheia por um amor repentino, mas também, vez por
outra, a minguia por amor não ter sido a melhor
definição - Cometa, que aparece na atmosfera, mas
não se tarda, talvez o seja.

E sempre, respeitarei seus tempos de sumiço. É a
escuridão do peito para cura o tornar novo.

E tanto, o verei sucumbir em crescimento
novamente. Mesmo em meio a novas fissuras,
estará sempre em busca da cheia.

Duarte, C. M. F.

AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar a Deus por ter me concedido o dom da vida, pela família maravilhosa que me deste de presente e por me permitir chegar até aqui apesar de minhas limitações, dúvidas e falhas. Aos meus pais José Vicente e Ana Angélica por todo apoio até aqui, demonstração de afeto e também de preocupação com o andamento da pesquisa. Aos demais familiares: meus avós maternos – Josefa Pessoa e Manoel Eloi (*in memoriam*) – meus avós paternos – Lindinalva e Joselito Nery (*in memoriam*), aos meus tios(as), primos(as) pelas demonstrações de carinho e diversos momentos de família reunida. À Moisés, meu irmão pequeno e rabugento, pelo amor imenso e pela reclamação constante acerca de minha ausência.

Ao meu orientador Professor Doutor Sandro Griza que sempre esteve pronto e disposto a apoiar, orientar e compartilhar toda a bagagem acadêmica e prática nas áreas englobadas por esta dissertação, bem como a seus alunos de graduação e pós-graduação que deram suporte, auxiliaram em montagem de experimentos e elucidaram diversas dúvidas: Jader Pitangueira, Renan Celestino, Abraão Santos, Tiago Nunes, Silvando Vieira, Lucas Campos e Raphael Calazans.

Aos meus colegas de trabalho da Universidade Federal de Sergipe, ao Departamento de Engenharia Mecânica pelo suporte e por me facultar a oportunidade de galgar este desafio. Em especial a figura do Professor Doutor Douglas Bressan Riffel pela ajuda na confecção de muitos dos dispositivos utilizados no procedimento experimental. Agradeço também ao Professor Doutor Rogério Machado do DFI pela ajuda com o DRX.

Aos meus amigos de sempre: Saulo de Tarso, Urban Matos, Igor Cesar, Tayslan Oliveira, Nayara Santana, Nadine Eufrásio e Gustavo Henrique. Aos meus afilhados Rodrigo de Carvalho e Rafael Rolemberg. Aos colegas da graduação e aos amigos da pós-graduação pela parceria e confraternizações. E demais amigos que por ventura eu venha a esquecer.

Resumo da Dissertação apresentada ao P²CEM/UFS como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais (M.Sc.)

EFEITO DA TENSÃO MÉDIA E FREQUÊNCIA NA RESISTÊNCIA A FADIGA E
CORROSÃO-FADIGA DE PARAFUSOS PRISIONEIRO DE AÇO INOXIDÁVEL
AISI 304

Macclarck Pessoa Nery

JANEIRO / 2018

Orientador: Sandro Griza

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

A utilização de parafusos como elementos de união tem grande importância em situações industriais com montagens e desmontagens frequentes. No presente estudo, avaliou-se o efeito da tensão média e frequência de sollicitação na fadiga de parafusos prisioneiros confeccionados a partir de barras roscadas conformadas a frio. Fabricados em aço inoxidável austenítico, AISI 304. Os parafusos foram caracterizados através de ensaio de tração, análise química, análise microestrutural, difração de raios x e dureza. Esses parafusos foram testados em dois diferentes ambientes, ao ar e em solução aquosa a 35g/L de NaCl. Os ensaios de fadiga ocorreram com carregamento médio a 40% e 60% da tensão de escoamento. Após os ensaios, o aspecto da superfície de fratura foi observado. A amplitude de tensão de fadiga se mantém inalterada em relação à tensão média nos ensaios ao ar com frequência elevada. No entanto, ensaios ao ar em baixas frequências e corrosão fadiga seguem a previsão de Goodman. Estes ensaios mostraram que a maior tensão média tende a diminuir o valor da tensão alternante resistente à corrosão-fadiga nas condições aplicadas no presente estudo. Os resultados foram comparados com os modelos teóricos de previsão da vida em fadiga e com os resultados de Burguete e Patterson (1995).

Palavras chave: Fadiga; tensão média; parafuso prisioneiro; corrosão-fadiga.

Abstract of Dissertation presented to P²CEM/UFS as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Materials Science and Engineering (M.Sc.)

THE EFFECT OF MEAN STRESS AND FREQUENCY ON FATIGUE
RESISTANCE AND CORROSION FATIGUE OF STAINLESS STEEL STUDS
FROM STAINLESS STEEL AISI 304

Macclarck Pessoa Nery

JANUARY / 2018

Advisors: Sandro Griza

Department: Materials Science and Engineering

The use of bolts as an element of union has a great importance in industrial situations that need frequent assembling and disassembly. In the present study, the effect of the mean stress and frequency on the fatigue of screw bolts made from cold-formed threaded bars was evaluated. The bolts was made with austenitic stainless steel, AISI 304, and it were tested in two different environments, air and 35g/L NaCl aqueous solution. Initially, tensile testing, chemical analysis, microstructural analysis, x-ray diffraction and hardness were did by the metallurgical characterization. The fatigue tests occurred with mean stress equal to 40% and 60% of yield strength. After the tests, the appearance of the fracture surface was observed. It has been found that the fatigue limit remains unchanged with respect to the mean stress in the air tests at a higher frequency. However, air tests at low frequencies and under corrosion fatigue follow Goodman's prediction. Already, in the tests under corrosion, the higher mean stress tends to decrease the value of the stress amplitude resistant to corrosion fatigue under the conditions applied in the present study. The results were compared with the theoretical models of life expectancy in fatigue and with the results of Burguete and Patterson (1995).

Key words: Fatigue, Mean stress; Screw bolts; Fatigue associated with NaCl.

SUMÁRIO

1.	Introdução.....	1
2.	Revisão bibliográfica.....	4
2.1.	Parafusos prisioneiros.....	4
2.1.1.	Fatores associados a resistência a fadiga de parafusos	5
2.2.	Aços inoxidáveis	6
2.3.	Fadiga dos metais	13
2.3.1.	Métodos de obtenção da curva de fadiga.....	15
2.4.	Corrosão em aços inoxidáveis	22
2.4.1.	Corrosão por pites	23
2.4.2.	Corrosão sob tensão	24
2.4.3.	Efeito do pH, Cl ⁻ e O ₂ dissolvido.....	25
2.4.4.	Corrosão-fadiga	27
3.	Procedimento experimental.....	31
4.	Resultados e discussões.....	38
4.1.	Análise química	38
4.2.	Análise microestrutural.....	39
4.3.	Difração de raios X.....	40
4.4.	Ensaio de tração e microdureza	42
4.5.	Curvas de fadiga	42
4.6.	Análise das fraturas	52
4.7.	Microscopia ótica após corrosão-fadiga.....	60
4.8.	Corrosão sob tensão.....	62
5.	Conclusões	65
6.	Sugestões para estudos futuros.....	66
7.	Referências bibliográficas	67
	Anexo A – Desenhos de fabricação dos elementos em AISI 304 utilizados para os ensaios de fadiga e corrosão-fadiga.....	75

LISTA DE SÍMBOLOS:

Ni_{eq} – Níquel equivalente;

Cr_{eq} – Cromo equivalente;

σ_a – Tensão alternada;

σ_{max} – Tensão máxima;

σ_{min} – Tensão mínima;

σ_m – Tensão média;

R – Razão de carregamento;

A – Amplitude de tensão;

$S'e$ – Limite de resistência a fadiga;

S_{ut} – Tensão última de tração;

S_e – Limite de resistência a fadiga corrigido;

k_a – Fator de modificação de condição de superfície;

k_b – Fator modificador devido de tamanho ou dimensão;

k_c – Fator de Carregamento;

k_d – Fator modificador devido a temperatura;

k_e – Fator de Confiabilidade

k_f – Fator modificador para outros efeitos;

S_y – Tensão de escoamento;

α' - Martensita induzida por deformação;

ε -martensita - ε -martensita;

ε – Deformação;

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Parafuso prisioneiro.	4
Figura 2 - Diagrama de Schaeffler.	7
Figura 3 - Diagrama ilustrativo do processo de deformação e a evolução microestrutural do aço inoxidável AISI 304. Fonte: Shen et al (2012).	9
Figura 4 - Difração de raios x devido a laminação a 0°C nas amostras de AISI 304L. Fonte: (Hedayati et al. 2010).	11
Figura 5 - Microscopia ótica do aço AISI 304: (a) recebido laminado, (b) deformado até $\epsilon = 0,2$ e (c) deformado até $\epsilon = 0,425$ (Soares, 2017).	12
Figura 6 - Superfície de falha por fadiga. Região superior bastante áspera demonstrando a fratura final, demais zonas com marcas de praia de propagação da trinca. Fonte: (Griza, 2013).	13
Figura 7 - Diagrama de Haigh mostrando os critérios empíricos de falha por fadiga Burguete e Patterson (1995).	17
Figura 8 – Limite entre falha e não falha sob várias tensões médias. Fonte: Kamaya e Kawakubo (2015).	19
Figura 9 - Evolução da amplitude de deformação com uma tensão média. Yuan et al (2016).	20
Figura 10 - Fatores de concentração de tensão. Fonte: Croccolo et al (2012).	21
Figura 11 - Efeito da concentração do NaCl na taxa de corrosão do ferro (Gentil, 2003).	22
Figura 12 - Esquema do mecanismo de dano causado por pites. Fonte: Boniardi e Casaroli (2014).	24
Figura 13 - CGR (Taxa de crescimento da trinca) para o aço AISI 316 (Y4) e 316L (1023) sob diferentes condições químicas da água. Fonte: Du et al (2016).	27

Figura 14 - Efeito do meio ambiente na resistência a fadiga do aço. Fonte: Norton (2004).	28
Figura 15 - Parafusos prisioneiros usados no estudo.....	31
Figura 16 - Aparato para ensaios de fadiga	35
Figura 17 - Aparato para ensaios de fadiga.	35
Figura 18 - Esquema de ensaio montado.....	37
Figura 19 - Aparato de corrosão-fadiga montado na MTS (a), Bomba de circulação com sensor de pH e O ₂ (b).	37
Figura 20 - Diagrama Schaeffler do parafusos utilizado no estudo.	39
Figura 21 - Linhas de laminação na raiz do filete e microestrutura composta de grãos austeníticos e α' - martensita induzida por deformação.	39
Figura 22 - Microestrutura composta de grãos austeníticos e α' - martensita induzida por deformação.	40
Figura 23 - Difratoograma de raios X dos parafusos utilizados no estudo.....	41
Figura 24 - Resultado representativo do ensaio de tração nos parafusos prisioneiros. ...	42
Figura 25 - Curva de fadiga $\sigma_m = 480\text{MPa}$ - 30Hz.....	44
Figura 26 - Curva de fadiga $\sigma_m = 480\text{MPa}$ - 2Hz.....	45
Figura 27 - Curva de fadiga $\sigma_m = 320\text{MPa}$ - 30Hz.....	45
Figura 28 - Curva de fadiga $\sigma_m = 320\text{MPa}$ - 2Hz.....	45
Figura 29 - Curva de corrosão-fadiga $\sigma_m = 480\text{MPa}$ - 2Hz.....	46
Figura 30 - Curva de corrosão-fadiga $\sigma_m = 320\text{MPa}$ - 2Hz.....	46
Figura 31 - Diagrama Haigh com os resultados a 2 milhões de ciclos obtidos por Burguete e Patterson (1995) e o resultados e diagrama de Goodman para o presente estudo.....	47

Figura 32 - Fraturas típicas (a) fratura no primeiro filete carregado, (b) fratura no corpo do parafuso.	52
Figura 33 - Comparativo de falhas nos meios utilizados no estudo à $\sigma_m = 480$ MPa (a) $\sigma_a = 160$ MPa ao ar, (b) $\sigma_a = 160$ MPa em 35g/L de NaCl, (c) $\sigma_a = 140$ MPa ao ar, (d) $\sigma_a = 140$ MPa em 35g/L de NaCl, (e) $\sigma_a = 120$ MPa ao ar, (f) $\sigma_a = 120$ MPa em 35g/L de NaCl.	53
Figura 34 - Comparativo falhas nas seções transversais dos parafusos utilizados no estudo à $\sigma_m = 480$ MPa nos dois ambientes, ar e 35g/L de NaCl. (a) $\sigma_a = 80$ MPa ao ar, (b) $\sigma_a = 80$ MPa em 35g/L de NaCl, (c) $\sigma_a = 60$ MPa em 35g/L de NaCl, (d) $\sigma_a = 60$ MPa em 35g/L de NaCl.	54
Figura 35 - Comparativo de falhas nos meios utilizados no estudo à $\sigma_m = 320$ MPa. (a) $\sigma_a = 240$ MPa ao ar, (b) $\sigma_a = 240$ MPa em 35g/L de NaCl, (c) $\sigma_a = 160$ MPa ao ar, (d) $\sigma_a = 160$ MPa em 35 g/L de NaCl, (e) $\sigma_a = 120$ MPa ao ar, (f) 120MPa em 35g/L de NaCl.	55
Figura 36 - Comparativo falhas nas seções transversais dos parafusos utilizados no estudo à $\sigma_m = 320$ MPa nos dois ambientes, ar e 35g/L de NaCl. (a) $\sigma_a = 80$ MPa ao ar, (b) $\sigma_a = 80$ MPa em 35g/L de NaCl.	56
Figura 37 - Fotografias obtidas em MEV do parafuso ensaiado a $\sigma_m = 320$ MPa e $\sigma_a = 80$ MPa. Região onde foi tirada a foto (a), estrias de fadiga (b).....	56
Figura 38 - Espaçamento das estrias versus tensão alternada.	58
Figura 39 - Fotografias obtidas em MEV do parafuso ensaiado a $\sigma_m = 320$ MPa e $\sigma_a = 80$ MPa ilustrando os dimples na região de fratura final (a) zoom de 1.000x, (b) zoom de 3.500x.	59
Figura 40 - Aspectos semelhantes a corrosão sob tensão.....	59

Figura 41 - Mecanismos de corrosão sob tensão com estrias semelhantes a fadiga. Fonte: Warke (2002).....	60
Figura 42 - Trinca ramificada no topo do filete de parafuso que atingiu 1.485.077 ciclos a $\sigma_m = 480$ MPa e $\sigma_a = 60$ MPa sob 35g/L de NaCl.	61
Figura 43 - Ruptura parcial na raiz do filete do parafuso que atingiu 1.485.077 ciclos a $\sigma_m = 480$ MPa e $\sigma_a = 60$ MPa sob 35g/L de NaCl.	61
Figura 44 - Microtrinca no topo do filete do parafuso ensaiado em $\sigma_m = 320$ MPa, $\sigma_a = 80$ MPa, $N = 1.697.891$ ciclos.	62
Figura 45 – Comparativo macroscópico entre parafusos ensaiados sob fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. (a) Parafuso sob corrosão-fadiga com 1 milhão de ciclos e evidente corrosão por fresta; (b) Parafuso vida infinita de fadiga após 2 milhões de ciclos; (c) Parafuso corrosão sob tensão após 278 h tempo equivalente a 2 milhões de ciclos a 2 Hz.	63
Figura 46 - Acessórios de fixação na MTS	75
Figura 47 - Dispositivos de fixação de parafusos prisioneiro.	75
Figura 48 - Câmara para utilização de ambiente corrosivo com NaCl em meio aquoso para ensaios de corrosão-fadiga.....	76
Figura 49 - Tampa de vedação da câmara.	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química dos parafusos prisioneiros (% em peso).	38
Tabela 2 - Dados dos ensaios sob solução aquosa.....	44
Tabela 3 - Espaçamento das estrias para $\sigma_m = 480\text{MPa}$	57
Tabela 4 - Espaçamento das estrias para $\sigma_m = 320\text{MPa}$	57

1. Introdução

Na construção de máquinas e equipamentos encontramos diversas formas de se realizar a união de peças ou componentes. Quando se busca baixo custo, intercambiabilidade, bem como facilidade e rapidez de montagem e desmontagem, a fixação por meio de parafusos é uma das mais empregadas. Apesar da capacidade de suportar cargas transversais e longitudinais e a ampla utilização deste componente ao longo de séculos, inclusive em sistemas de elevada responsabilidade, alguns assuntos como o comportamento deste material devido a diferentes níveis de tensão média de fadiga sob ambiente corrosivo ainda não é totalmente dominado.

Os parafusos prisioneiros são importantes elementos de fixação. Estes são utilizados em diversas aplicações industriais como flanges, tampas, válvulas, entre outros. Muitas dessas aplicações adicionalmente envolvem um ambiente agressivo ao material. Uma saída nestes casos é a utilização do aço inoxidável, tendo em vista que esse material forma uma fina camada passiva de óxido de cromo que lhe confere notável resistência a corrosão aliada a resistência mecânica, permitindo a utilização do aço inoxidável em aplicações que vão desde sistemas em uma plataforma marítima até implantes ortopédicos. Entretanto, alguns aços inoxidáveis sofrem corrosão em alguns ambientes como, meios aquosos clorídricos.

As falhas mais comuns que ocorrem em parafusos de acordo com Buda (1994) são: sobrecarga, fadiga, corrosão e fragilização. A fadiga, segundo o autor, responde por 85% destes casos de falhas num projeto incorreto de uma união. Logo, quando o sistema impõe um carregamento cíclico a uma união parafusada deve-se realizar uma análise criteriosa de confiabilidade visando decidir o método de fixação/ligação mais apropriado. Apesar do parafuso ser em geral um elemento relativamente barato, em certos casos a utilização de tal elemento de fixação requer cuidado, tendo em vista que a falha de um

parafuso pode resultar em uma falha catastrófica de um sistema bem mais complexo resultando, desta feita, em consequências bem mais onerosas (Silva, 2013). Alguns estudos relatam a falha de parafusos em serviço dentre as anteriormente citadas. Santos et al (2016) analisaram uma falha devido a corrosão sob tensão de um parafuso comercial confeccionado com o aço inoxidável austenítico AISI 316, onde a corrosão foi facilitada pela presença de inclusões de sulfetos. Já Pizzio (2005) a partir de falhas em parafusos ISO M24x3 devido à fadiga, desenvolveu um estudo sobre a influência do comprimento destes na vida em fadiga.

Os parafusos são fixados à juntas parafusadas através de uma pré-carga definida de acordo com um percentual da carga de prova ou do limite de escoamento da liga. A pré-carga de aperto é a componente de tensão imposta ao parafuso durante o torque de aperto. É comum a parafusos serem solicitados por fadiga devido a cargas externas cíclicas em serviço (Burguete e Patterson 1995). A solicitação total imposta ao parafuso será proporcional à pré-carga de aperto e à carga cíclica externa aplicada. A resistência à fadiga em ambiente normal – ao ar – de parafusos de aço aumenta em função do aumento da pré-carga de aperto (Pizzio 2005, Marcelo 2008). Por outro lado, falhas associadas a processos de corrosão, assim como notadamente a corrosão sob tensão e a corrosão-fadiga, são controversas em relações à tensão média e, portanto, à pré-carga (Atanazio Filho 2006, Begum et al 2011, Vicent et al 2012, Kamaya e Kawakubo 2015 e Yuan et al 2016). A corrosão sob tensão, por exemplo, é realçada por elevadas tensões médias impostas ao componente. A corrosão-fadiga, por sua vez, demanda mais estudos para avaliar a sua variação em função da tensão média em parafusos de aço inoxidável. Portanto, a questão que podemos levantar a respeito do uso de ligas de aço inoxidável para parafusos diz respeito à pré-carga e tensão média mais adequada para o caso do uso em ambiente agressivo. Ora, se para aplicações em ambiente normal, ao ar, a maior pré-

carga determina maior resistência à fadiga, para aplicações em ambiente corrosivo isso não deve ser verdadeiro. Mas então, fica a questão de qual seria o nível de tensão média e/ou pré-carga adequada a fim de produzir uma junta parafusada de maior confiabilidade, ou seja, sem a necessidade de aplicação de elevados coeficientes de segurança para a garantia de longos tempos de uso sem falhas do parafuso prisioneiro.

1.1 Objetivos

O presente estudo tem o objetivo de evoluir no entendimento do efeito da tensão média na fadiga de parafusos prisioneiros ao ar e ambiente com NaCl e os seguintes objetivos específicos:

a) Obter as curvas de fadiga ao ar de parafusos prisioneiros, confeccionado em aço inoxidável austenítico AISI 304;

b) Determinar a resistência à fadiga dos parafusos em ambiente agressivo de NaCl (simulando ambiente marinho);

c) Verificar como a tensão média influencia no comportamento do material nesses dois ambientes, frequência e níveis de tensão;

d) Comparar os resultados experimentais no diagrama de Haigh com os principais modelos teóricos disponíveis, bem como com estudos semelhantes: Burguete e Patterson (1995).

2. Revisão bibliográfica

2.1. Parafusos prisioneiros

O método de fixação de partes através de parafusos talvez seja a forma mais difundida e eficaz de fixação quando desmontagens são previstas. Os parafusos, além desta versatilidade, também facilitam a reposição quando da ocorrência de falhas em serviço. Por outro lado, a falha de um único parafuso pode levar ao colapso de toda a estrutura ou máquina (Pizzio, 2005).

Diversos são os tipos de parafusos, podendo variar o formato da cabeça, o comprimento, diâmetro e o tipo de rosca a depender das necessidades de projeto. Entre os diversos tipos de parafuso, o prisioneiro (Figura 1) apresenta rosca em ambas extremidades e um dos lados fica, na maioria das vezes, permanente na estrutura, daí o termo prisioneiro (Pizzio, 2005).

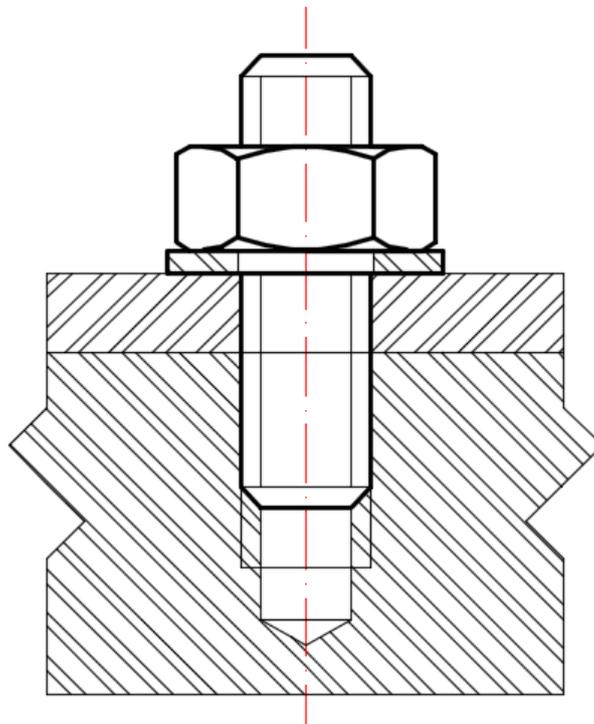


Figura 1 - Parafuso prisioneiro.

Os parafusos podem ser fabricados por usinagem em tornos e rosqueadeiras ou forjamento (laminação da rosca).

2.1.1. Fatores associados a resistência a fadiga de parafusos

Quando a resistência à fadiga de parafusos está em jogo, a questão que geralmente surge é qual tipo de rosca, fina ou grossa, deve ser utilizado. A resistência à fadiga de parafusos é significativamente afetada pela severa concentração de tensão que surge na raiz do primeiro filete da rosca em contato com a porca. O quanto essa concentração de tensão fragiliza o parafuso de uma dada dimensão depende do passo da rosca de duas maneiras. Por um lado, quanto menor o passo da rosca, maior será a concentração de tensão no parafuso (Dragoni, 1994 apud Marcelo 2008), o qual contribui para uma redução da resistência. Por outro lado, quanto menor for o passo da rosca, menor será a sensibilidade ao entalhe e maior será a seção transversal do parafuso, o que beneficia a resistência. O efeito real do passo da rosca na resistência do parafuso é uma interação entre esses dois mecanismos (Dragoni, 1997 apud Marcelo 2008).

Um dos maiores problemas encontrados é a complexidade da geometria dos filetes da rosca e grande concentração de tensão na raiz. Além disso, as uniões parafusadas sujeitas à carregamentos cíclicos têm uma tendência ao afrouxamento, ou soldura. Geralmente o problema de soldura está mais ligado a pré-cargas insuficientes do que forças externas excessivas (Pizzio, 2005).

Em uma junta convencional porca-parafuso, vários estudos relatam a distribuição de carga nas roscas. Em um estudo desenvolvido por Majzoobi et al. (2005), os autores obtiveram falhas de 70% dos parafusos testados devido a ruptura no primeiro filete carregado entre o parafuso e a porca devido aos esforços cíclicos. Já Silva (2013) obteve um índice ligeiramente maior, 89%.

Patterson e Kenny (1986) dizem que a ocorrência do pico de tensão no primeiro filete carregado se deve ao fato de que é exatamente neste local, na porca, onde se verifica a formação incompleta do primeiro filete conferindo, assim, uma baixa rigidez e,

portanto, baixa capacidade de carregamento quando se compara com os demais filetes que foram formados integralmente. Esta pode ser uma explicação para a maior concentração de tensões no primeiro filete. Porém, outra razão relevante para o primeiro filete carregado ser o mais susceptível a picos de tensão é que as deformações elásticas produzidas durante o aperto vão sendo somadas ao longo dos filetes e transmitidas para o primeiro filete.

O carregamento imposto nos parafusos é um fator muito importante na falha por fadiga. Quando colocado em serviço é mais provável que o parafuso falhe por fadiga se o parafuso não for alinhado e apertado corretamente. A resistência à fadiga está também relacionada com a força de aperto. O alinhamento garante que o parafuso não estará sujeito a carregamento excêntrico inadequado, e a pré-carga correta garante que a tensão média adequada seja estabelecida para a aplicação. Em alguns casos, tensões de aperto que excedem o limite de escoamento podem ser desejáveis. Alguns experimentos têm mostrado que parafusos apertados além do limite de escoamento têm melhor resistência à fadiga do que parafusos apertados abaixo do limite de escoamento (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

2.2. Aços inoxidáveis

Segundo Lo et al (2009) o aço inoxidável é caracterizado pela ausência de manchas, ferrugem ou corrosão em ambientes onde os aços comuns são susceptíveis (por exemplo, ar). Para Begum et al (2011), a base de vários aços inoxidáveis é o sistema binário Fe-Cr, as propriedades podem ser modificadas com a adição de vários elementos de liga como Ni, Mo, Mg assim como menores quantidades de C e N.

Existem três tipos principais de microestruturas em aços inoxidáveis, isto é, aços ferríticos, austeníticos e martensíticos. Estas microestruturas podem ser obtidas ajustando adequadamente a composição química e os tratamentos térmicos do aço. A partir destas

três microestruturas principais podem ser categorizadas outras classes como os duplex e os endurecíveis por precipitação (Lo et al, 2009).

Mesmo existindo diferentes classificações, pode-se, em princípio, dividir os aços inoxidáveis em dois grandes grupos: a família AISI 400 e a AISI 300. A série AISI 400 é a dos aços inoxidáveis ferríticos, aços magnéticos com estrutura cúbica de corpo centrado, basicamente ligas Fe-Cr. A série AISI 300 é a dos aços inoxidáveis austeníticos, aços não magnéticos com estrutura cúbica de face centrada, basicamente ligas Fe-Cr-Ni (ASM, 1984).

Segundo Ye et al (2010) de acordo com o diagrama de Schaeffler (Figura 2), o aço inoxidável 304 é composto por austenita. Com a deformação plástica ocorre a nucleação de martensita. A susceptibilidade da transformação de martensita presente no aço inoxidável é estimada pelo diagrama de Schaeffler calculando o cromo e níquel equivalente. De acordo com os autores, pelo diagrama, o AISI 304 está localizado na região de 2 fases (martensita + austenita) indicando que a transformação martensítica pode ter lugar no presente material quando fatores como temperatura, taxa de resfriamento, tensão, taxa de deformação e estado de tensão forem satisfeitos.

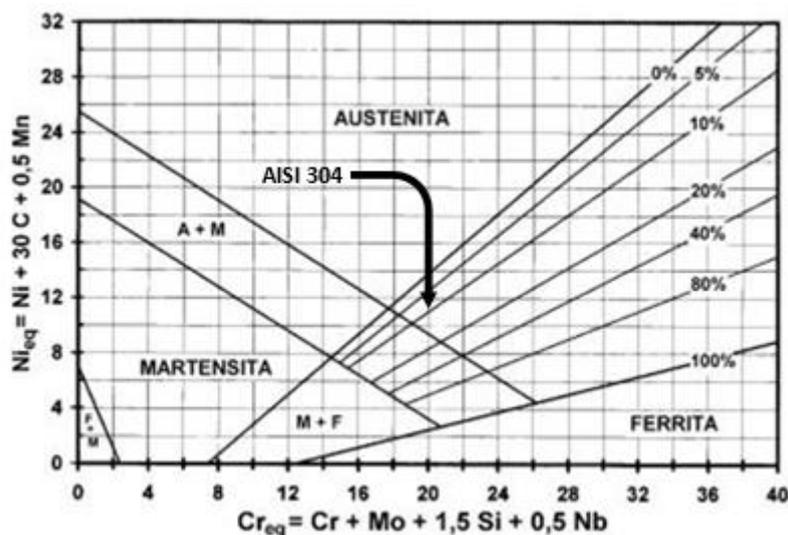


Figura 2 - Diagrama de Schaeffler.

Quanto maior o teor de níquel equivalente, maior é a tendência de o material ser austenítico. O níquel e cromo equivalentes podem ser obtidos das Equações 1 e 2.

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30 \times \% C + 0,5 \times \% Mn \quad (1)$$

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \times \% Si + 0,5 \times \% Nb \quad (2)$$

O aço AISI 304 está entre os que apresentam as maiores resistências à corrosão, além de combinar baixo limite de escoamento com alta resistência à tração e bom alongamento, oferecendo as melhores propriedades para trabalho a frio. Não podem ser endurecidos por tratamento térmico, mas a resistência à tração e a dureza característica podem ser aumentadas por encruamento. Possuem ainda uma ampla faixa de propriedades mecânicas, oferecendo boa ductilidade e resistência em altas e/ou baixíssimas temperaturas (Silva e Mei, 2006; Kalnaus, et al. 2009).

Para Bo Hu e Runqiao Yu (2016), segregação de composição química ou tratamento térmico inadequado na fundição pode causar algumas estruturas martensíticas ou ferríticas no aço inoxidável AISI 304. Assim este exibe um leve magnetismo. Depois de trabalhado a frio, a estrutura organizacional deste aço se transforma em martensita. Grandes deformações a frio resultam em maior transformação de martensita e de grande magnetismo. Processos de alta temperatura podem recuperar e estabilizar a estrutura austenítica e remover o magnetismo.

A espessura e a composição do filme passivo são modificadas pela deformação. O teor de cromo no filme passivo em aços inoxidáveis austeníticos deformados é maior do que aqueles apenas tratados termicamente. Com o aumento da deformação, os picos referentes a martensita induzida por deformação α' (CCC) na difração por raios x se tornam mais intensos e a fração volumétrica aumentam. Com isso, o valor da resistência

do filme passivo decai com o aumento da deformação e a susceptibilidade a corrosão por pites aumenta (Jinlong e Hongyun, 2014).

Devido a deformação, o material pode modificar sua microestrutura seguindo duas rotas de transformação: na primeira a austenita se transforma em ϵ -martensita e posteriormente em α' ; na segunda rota, na intersecção entre maclas de deformação surgem sítios para a nucleação de α' (Lo et al, 2009).

Observações cuidadosas de microscopia eletrônica de transmissão (MET) mostraram que falhas de empilhamento e maclas preferencialmente ocorrem antes da nucleação de martensitas. Ainda segundo Shen et al (2012), pesquisas indicam dois mecanismos de transformação martensítica, isto é, assistida por tensão e transformação induzida por deformação, desempenham diferentes papéis em várias ligas a base de ferro. Está bem estabelecido que o mecanismo de deformação e as propriedades mecânicas dos metais CFC são fortemente relacionados com a energia de falha de empilhamento (EFE), que é a chave para determinação do parametro de nucleação de maclas, a transformação martensítica ou descolamento de discordâncias serão dominados pelo processo de deformação do material, Figura 3.

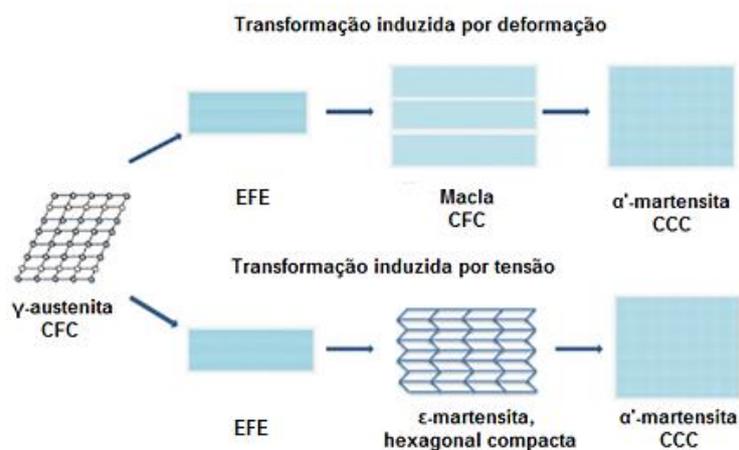


Figura 3 - Diagrama ilustrativo do processo de deformação e a evolução microestrutural do aço inoxidável AISI 304. Fonte: Shen et al (2012).

Segundo Shen et al (2012), pra o aço 304 sob tensão uniaxial e extrudado, dois mecanismos de transformação foram propostos dependentes da EFE:

(a) transformação martensítica assistida pela tensão, isto é, a austenita (γ - CFC) transforma-se em ϵ -martensita (hexagonal compacta) que se transforma em martensita induzida por deformação (α' - CCC);

(b) transformação em martensita induzida por deformação, isto é, austenita (γ) é deformada em macla que vira martensita induzida por deformação (α' - CCC);

Em geral, baixos valores de EFE ($<18 \text{ mJ/s}^2$) promovem a transformação direta, caminho (a), enquanto que, altos valores de EFE ($>18 \text{ mJ/s}^2$) induzem a formação do caminho (b) ($\gamma \rightarrow$ macla $\rightarrow \alpha'$). Macla é particularmente comum em metais CFC deformados a baixas temperaturas ou sob altas velocidades de deformação (Shen et al, 2012).

Hedayati et al (2010) avaliaram o efeito da redução de espessura entre 10-90% à 0°C reduzindo 1% a cada passe de laminação para o aço inoxidável austenítico AISI 304L. A fração volumétrica de martensita α' aumentou com o nível de deformação e com o incremento da redução a frio, a intensidade dos picos de austenita decrescem gradualmente e os picos de martensita aparecem e suas intensidades aumentam no espectro. Finalmente, a microestrutura muda para completamente martensita α' devida as elevadas quantidades de laminação a frio, Figura 4.

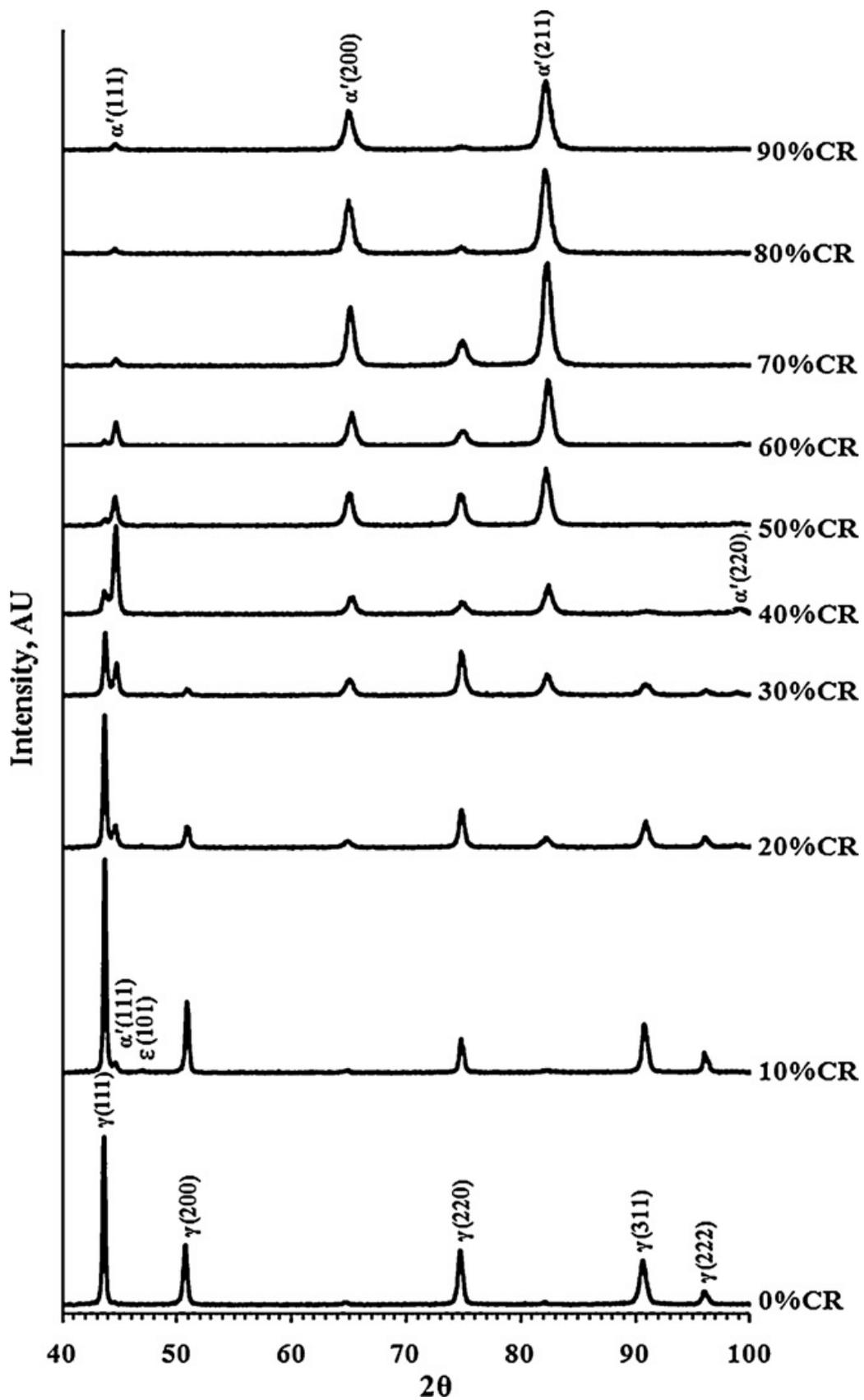


Figura 4 - Difração de raios x devido a laminação a 0°C nas amostras de AISI 304L.

Fonte: (Hedayati et al. 2010).

De acordo Hedayati et al. (2010), com 10% de deformação observa-se que a martensita α' nucleia nas bandas de cisalhamento. Com o aumento da deformação a frio mais martensita α' nucleiam e crescem e aparecem em negrito na microscopia ótica. Devido ao aumento de martensita α' tanto a tensão de escoamento quanto a dureza do material crescem (Hedayati et al. 2010).

Os resultados obtidos por Hedayati et al (2010), Shen et al. (2012) e, Jinlong e Hongyun (2014) condizem com os encontrados por Soares, et al (2017), no qual encontrou-se através de DRX traços de ε -martensita e martensita induzida por deformação, indicando que a transformação de fase induzida pela deformação também ocorre com a ajuda de maclas induzidas por deformação, Figura 5.

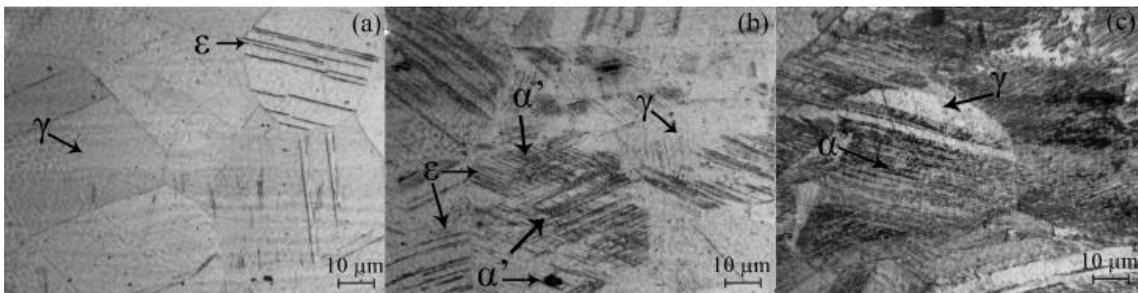


Figura 5 - Microscopia ótica do aço AISI 304: (a) recebido laminado, (b) deformado até $\varepsilon = 0,2$ e (c) deformado até $\varepsilon = 0,425$ (Soares, 2017).

As análises microestruturais concordam com os resultados do DRX. A Figura 5a é constituída de matriz austenítica contendo alguns traços de ε -martensita no material laminado recebido. Após ter sido deformado até 20% de deformação verdadeira, como mostrado na Figura 5b, a presença de α' e ε martensita induzida por deformação é notável, e é evidente que a formação de α' -martensita ocorre na interseção de plaquetas de ε -martensita. Já na Figura 5c a microestrutura principalmente de martensita com ilhas de austenita retida foi identificada em $\varepsilon=0,425$ (Soares et al, 2017).

2.3. Fadiga dos metais

O comportamento de um material submetido à fadiga é afetado por sua composição química e a sua microestrutura, como o tamanho de grão, inclusões, e segregações no material, além de defeitos dos processamentos térmicos e mecânicos aplicados ao material. Em dimensões microscópicas, têm-se o movimento de discordâncias e os diferentes mecanismos de multiplicação e interação destas com outros defeitos cristalinos (Atanazio Filho, 2006).

Em uma superfície de fratura por fadiga, é possível observar duas zonas, nomeadas: zona de fadiga e zona de ruptura. A zona de fadiga é a área de propagação estável da trinca e a área de fratura final é chamada zona de ruptura, como pode ser observado na Figura 6.



Figura 6 - Superfície de falha por fadiga. Região superior bastante áspera demonstrando a fratura final, demais zonas com marcas de praia de propagação da trinca. Fonte: (Griza, 2013).

A evolução de uma falha por fadiga pode ser dividida em 4 estágios: nucleação da trinca; crescimento da trinca em bandas de deslizamento; propagação da trinca. Segundo Dieter (1981) microscopicamente, a presença de estrias, principalmente na superfície de fratura de materiais dúcteis, caracteriza essa etapa, mas sua ausência não exclui a

possibilidade da fratura por fadiga. E o último estágio é a ruptura final, a superfície de fratura macroscópica correspondente a este estágio se caracteriza por uma região áspera, como ilustrado na Figura 6. Do ponto de vista microscópico, esta superfície pode ou não apresentar evidências de deformações plásticas (Bresciani, 1991, apud Marcelo 2008), semelhantes aos micromecanismos de fratura observados em corpos-de-prova lisos, submetidos a ensaios de tração monotônico, ou seja, alveolar (“dimples”), clivagem, quase-clivagem e intergranular.

A base de apresentação de resultados experimentais de fadiga em alto ciclo é feita por meio da “curva S-N” ou “curva de Wöhler”, na qual são plotados a amplitude de tensão cíclica (S) na ordenada e o logaritmo do número de ciclos até a fratura (N) na abcissa (Dieter, 1981).

Segundo Norton (2004), o carregamento de fadiga pode ser caracterizado através de dois parâmetros: componentes média e alternada, valores máximo e mínimo ou através da razão desses valores, com isso têm-se:

- Tensão alternante ou componente alternada (σ_a):

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (3)$$

- Tensão média ou componente alternada (σ_m):

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (4)$$

- Razão de tensão ou razão de carregamento (R):

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (5)$$

- Razão de amplitude (A):

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (6)$$

Quando a tensão é alternada, $R = -1$ e $A = \infty$. Quando a tensão é repetida têm-se $R = 0$ e $A = 1$. Já em tensões alternantes tanto R quanto A são positivos e $0 \leq R \leq 1$.

2.3.1. Métodos de obtenção da curva de fadiga

O limite de resistência a fadiga pode ser obtido de maneira teórica ou experimental. No método teórico temos uma estimativa rápida dos limites de resistência a fadiga obtida a partir de dados conseguidos de diversas fontes. Para aços, segundo (Budynas e Nisbett, 2011) calculamos o limite de resistência à fadiga com a Equação 7.

$$S'_e \begin{cases} 0,50 Sut & \because Sut \leq 1460MPa \\ 740 MPa & \because Sut > 1460MPa \end{cases} \quad (7)$$

Entretanto a maioria dos ensaios utiliza um corpo de prova rotativo preparado cuidadosamente e ensaiado sob condições controladas atentamente. Identificou-se fatores que quantificaram os efeitos da condição de superfície, do tamanho, do carregamento, da temperatura e de itens variados ajustando a resistência por correções subtrativas ou multiplicativas após uma análise estatística extensiva de um aço AISI 4340 gerando a equação de Marin. Equação 8.

$$S_e = k_a k_b k_c k_d k_e k_f S'_e \quad (8)$$

Na equação de Marin, (S_e) representa o limite de fadiga corrigido para um material que exibe um ponto de inflexão em sua curva S-N. O valor de (S_e) é utilizado como entrada para o diagrama de Haigh. E cada um dos fatores modificadores do limite de resistência são obtidos conforme descrito em Norton (2004).

Segundo Dieter (1981) o procedimento usual para determinação de uma curva S-N consiste em se testar o primeiro corpo de prova a uma tensão alta na qual se espera que ocorra fratura num número de ciclos bastante pequeno, por exemplo 2/3 do limite de resistência estático do material. A tensão do ensaio é diminuída gradativamente para cada

corpo de prova que se sucede até que uma das amostras não se rompa, geralmente em 10^7 ciclos. A curva S-N é determinada geralmente com cerca de 8 a 12 corpos de prova. Porém, existem metodologias que indicam o número de corpos de prova para cada patamar de tensão a fim de produzir uma determinada confiabilidade da curva. Por exemplo, se buscamos a confiabilidade de 95 % para a falha em um determinado número de ciclos, cerca de 24 cps devem ser testados.

Para Atanzio Filho (2006) pode-se obter uma estimativa de curva (S-N) com um ou dois corpos de prova para cada nível de tensão. Se o corpo de prova atingir a vida útil preestabelecida, o próximo é ensaiado em uma tensão mais elevada, uma curva média é ajustada através dos pontos obtidos.

A norma ISO 3800/1993 divide os procedimentos para a confecção da curva de Wohler entre as duas regiões da curva, a região inclinada e a região horizontal (limite de fadiga).

Para a região inclinada, os ensaios de fadiga devem ser realizados em pelo menos 2 corpos de prova por nível de tensão, o número mínimo de testes nessa região não deve ser menor que 6.

Para a determinação do limite de resistência a fadiga, porção horizontal da curva de Wohler, na norma ISO 3800/1993 encontram-se duas opções.

- I. Mudança gradual na amplitude de tensão a cada teste individual, método “*staircase*”.
- II. Testes de vários parafusos em um nível de tensão com posterior mudança de amplitude de tensão utilizando o método “boundary” ou o método arco-seno.

Pode-se dividir os estudos sobre fadiga em parafusos em subgrupos de modelagem do problema. Encontramos pelo menos três abordagens distintas, na primeira utilizada por Burguete e Patterson (1995) encontram-se os ensaios de fadiga nos parafusos sem os

membros da junta parafusada, nos estudos de Lehnhoff e Wistehuff (1996) encontram-se simulações que não levam em consideração a interação entre as roscas, e mais recentemente os estudos das juntas de Mínguez e Vogwell (2006) e, Griza et al. (2013).

Burguete e Patterson (1995) desenvolveram um estudo para a obtenção do limite de fadiga especificamente para parafusos comerciais classe 8.8, desconsiderando a existência de membros. E as curvas S-N foram obtidas para diferentes valores da tensão média no intervalo de $0 \leq \sigma_m \leq Su$, onde (Su) é a tensão última de tração do material sendo a curva obtida através do método da escada.

O comportamento dos parafusos submetidos as variadas tensões médias foi estimado utilizando-se métodos empíricos, ou seja, os métodos de previsão de segurança em fadiga propostos por Goodman, Gerber, Soderberg, Gunn e Cook, Figura 7.

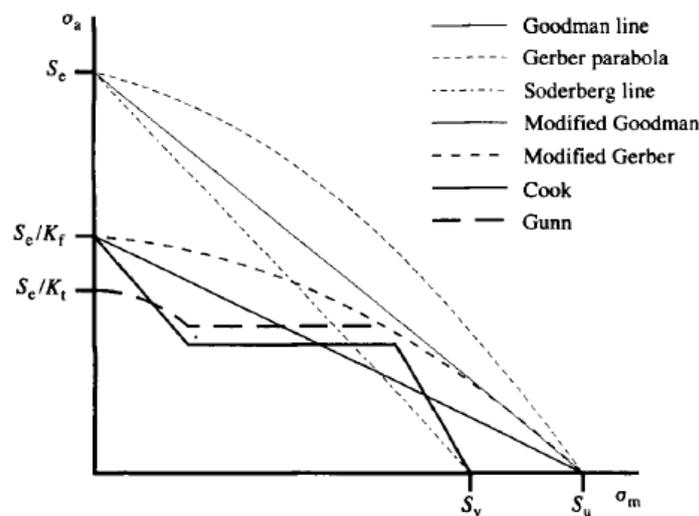


Figura 7 - Diagrama de Haigh mostrando os critérios empíricos de falha por fadiga Burguete e Patterson (1995).

Segundo Norton (2004), a parábola de Gerber ajusta-se melhor aos dados experimentais de falha e a curva de Goodman modificada ajusta-se abaixo da dispersão de dados. Ambas curvas passam pelo limite de fadiga corrigido (S_e) no eixo de σ_a e por

S_{ut} no eixo σ_m . A curva de Soderberg liga (S_e) ao limite de escoamento (S_y) e é, portanto, um critério de falha mais conservador, porém elimina a necessidade de invocar a curva de escoamento. Também elimina certas combinações $\sigma_m - \sigma_a$ que são seguras. Essas curvas são definidas pelas respectivas equações 9 a 11:

$$\sigma_a = S_e \left(1 - \frac{\sigma_m}{S_{ut}}\right) \quad \text{Parábola de Gerber (9)}$$

$$\sigma_a = S_e \left(1 - \frac{\sigma_m}{S_{ut}}\right) \quad \text{Curva de Goodman modificada (10)}$$

$$\sigma_a = S_e \left(1 - \frac{\sigma_m}{S_y}\right) \quad \text{Curva de Soderberg (11)}$$

Os métodos apresentam uma diferença quanto ao acabamento dos corpos de prova, os três primeiros foram desenvolvidos para corpos de provas lisos, sem entalhes, por outro lado, os dois últimos levam em consideração as concentrações de tensão nos entalhes dos filetes das roscas. Nas comparações, Burguete e Patterson (1995) consideraram os modelos planos de Goodman, Gerber e Soderberg, mas também fizeram uma adaptação para levar os entalhes em consideração. A adaptação consistiu em inserir um fator de concentração de tensões. A Figura 9 mostra os modelos empíricos no diagrama de Haigh, diagrama este que relaciona a amplitude da tensão (eixo das ordenadas) com a tensão média (eixo das abcissas) para prever a resistência à fadiga.

Em estudo anterior desenvolvido por Kamaya e Kawakubo (2015), os autores observaram que uma vez que a tensão média induz uma deformação plástica adicional, a vida de fadiga pode ser prorrogada considerando-se uma mesma amplitude de tensão. Os autores investigaram o efeito da tensão média em amostras com ou sem pré-deformação de aços inoxidável AISI 316 sob solicitação de fadiga com carregamento tração-compressão totalmente inverso. Observou-se que a tensão média não apresenta efeito deletério na vida em fadiga de amostras sem pré-deformação, entretanto a amplitude de

deformação apresentada pela peça diminui. Já para amostras com pré-deformação tiveram uma diminuição na vida em fadiga com o aumento da tensão média, mantendo-se a tensão alternada.

O limite de fadiga foi estudado para 10^7 ciclos, e observou-se que para amostras com 20% de pré-deformação a frio (CW20), o limite de fadiga sofreu uma redução com o aumento da tensão média, algo que não ficou tão claro para as amostras sem deformação (CW0) como pode ser visto na Figura 8, (Kamaya e Kawakubo, 2015).

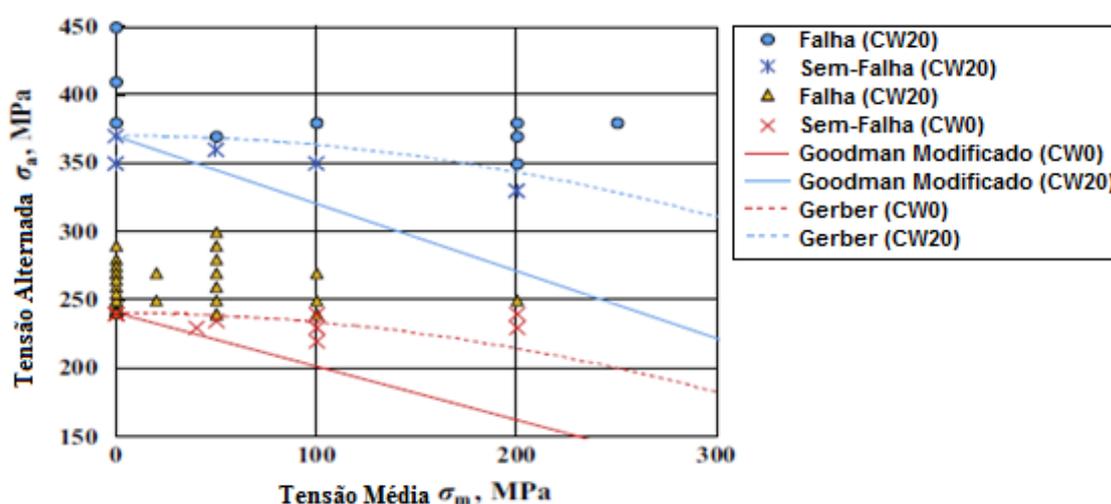


Figura 8 – Limite entre falha e não falha sob várias tensões médias. Fonte: Kamaya e Kawakubo (2015).

De acordo com Vicent et al (2012) que ensaiaram amostras de aço inoxidável 304L não houve influência significativa na resistência a fadiga de alto ciclos. Os autores concluíram que para o aço 304L o comportamento mecânico cíclico nunca atinge um estado estabilizado acima de 1 milhão de ciclos.

Recentemente Yuan et al (2016) avaliaram o comportamento em fadiga de baixo ciclo do aço inoxidável AISI 316LN forjado e observou-se que até 10^4 ciclos, a menor tensão média provocou maior amplitude percentual de deformação, Figura 9. Outra coisa

que pode ser observada neste estudo foi a extensão na vida em fadiga com o incremento da tensão média para carregamentos assimétricos. A baixa tensão média parece facilitar a iniciação e propagação da trinca.

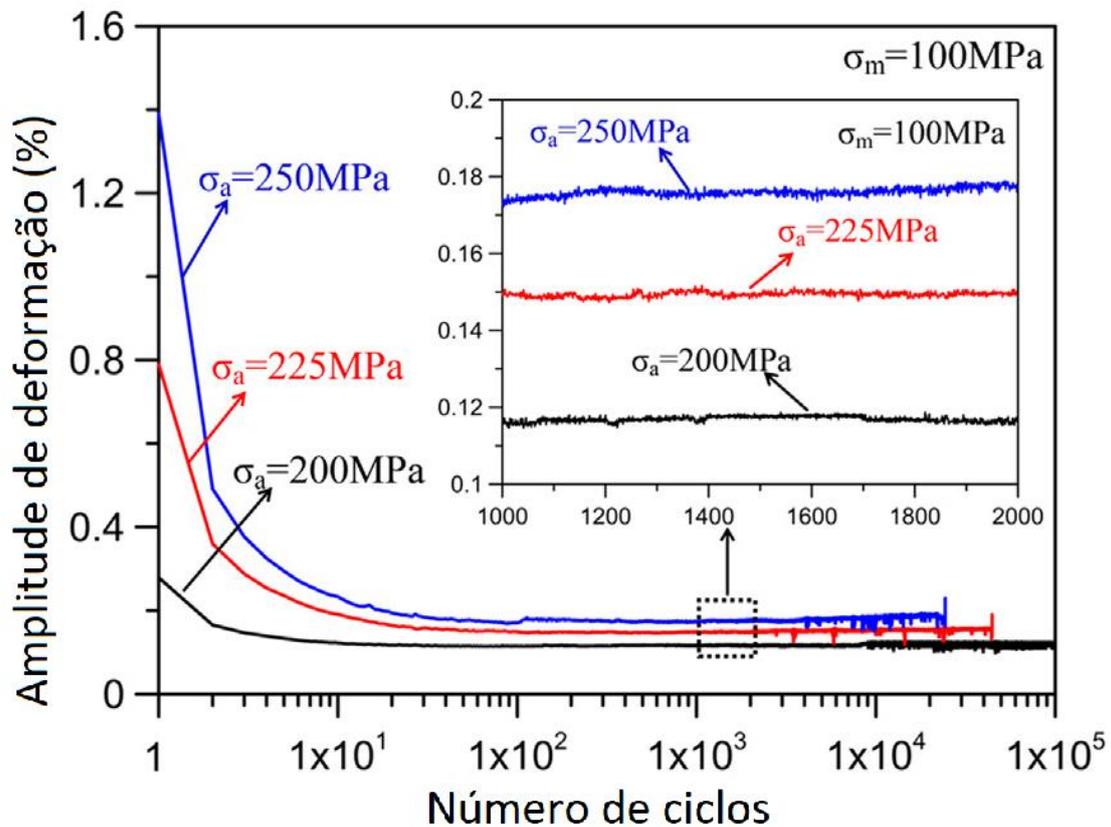


Figura 9 - Evolução da amplitude de deformação com uma tensão média. Yuan et al (2016).

Crocco et al (2012) propuseram uma metodologia analítica para o cálculo e seleção de parafusos classe 8.8, 10.9 e 12.9. Segundo os autores, devido à própria geometria do parafuso, ocorrem vários pontos que geram concentração de tensão, Figura 10. Os autores concluem que o parâmetro mais importante a ser controlado e reduzido para aumentar a eficiência da junta é o coeficiente de atrito entre as roscas.

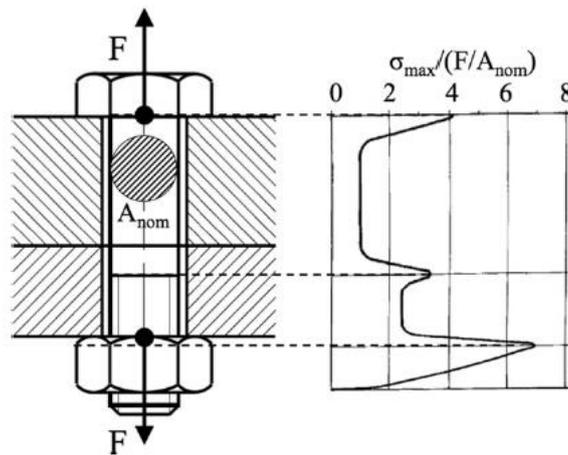


Figura 10 - Fatores de concentração de tensão. Fonte: Croccolo et al (2012).

Em outro estudo, ensaios de resistência a fadiga em parafusos M6, classe 8.8 foram realizados por Griza et al (2016) que avaliaram a vida em fadiga de uma junta parafusada construída com materiais diferentes: aço e alumínio. Os parafusos apertados com membro de alumínio apresentaram uma resistência a fratura por fadiga significativamente menor do que apertados com membros de aço. Os resultados experimentais indicaram que o limite de resistência a fadiga não depende do material dos membros. O estudo também mostra que os modelos elásticos lineares utilizados sugerem que a amplitude da tensão aumenta com a tensão média da junta parafusada. No caso dos membros de alumínio, mais resilientes, a teoria subestima a amplitude da tensão para baixas tensões médias, e a superestima para altas tensões médias.

Recentemente Juoksukangas et al (2016) investigou o efeito da pré-carga no parafuso e do nível de tensão no carregamento cíclico de uma união parafusada solicitada por flexão com folga entre os componentes. A vida em fadiga diminuiu com o aumento da tensão sobre os corpos unidos e também com o aumento da pré-carga.

2.4. Corrosão em aços inoxidáveis

Ligas de Fe-Cr-Ni são os aços inoxidáveis mais predominantemente usados, em decorrência do grande emprego do aço inoxidável AISI 304 (Cr 18%, Ni 8-10%, e Fe) procura-se estabelecer valores de temperatura e, principalmente, de cloreto, que não ocasionam corrosão por pite e corrosão sob tensão. Níveis de cloreto até 1000 ppm em água desde que haja boa velocidade da água, e a temperatura da superfície metálica não deve passar de 60°C, normalmente não provocam corrosão nos aços inoxidáveis AISI 304 e 316 (Begum et al, 2011).

Dentre as águas naturais, a água do mar pode ser uma das mais corrosivas, pois contendo concentrações elevadas de sais, funciona como um eletrólito forte, provocando um rápido processo eletroquímico de corrosão. Os cloretos, sulfatos, bicarbonatos são sais que influenciam com maior frequência os processos de corrosão (Gentil, 2003).

Em média, a água do mar tem uma salinidade de 3,5%. No caso da corrosão dos aços em água saturada de ar, à temperatura ambiente, observa-se que a taxa de corrosão inicialmente cresce com a concentração de cloreto de sódio e depois decresce, sendo máxima para concentrações próximas a 3,5% de NaCl, Figura 11 (Gentil, 2003).

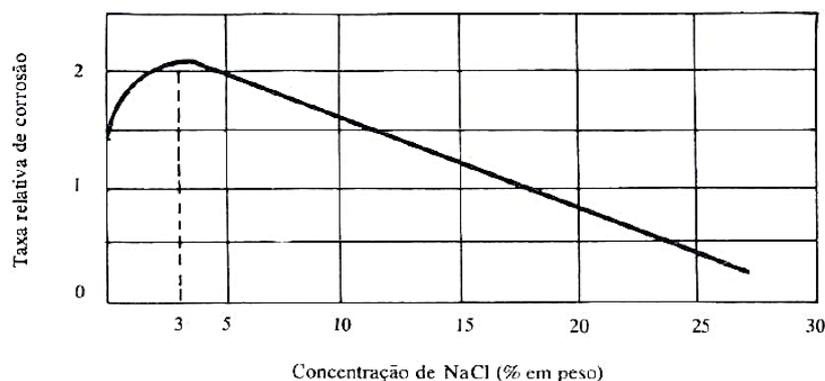


Figura 11 - Efeito da concentração do NaCl na taxa de corrosão do ferro (Gentil, 2003).

Logo, o ferro é corroído mais rapidamente em soluções diluídas de NaCl, porque mais oxigênio dissolvido pode atingir as áreas catódicas, ocasionando a despolarização, o que implica em uma velocidade superior da reação catódica, (Atanazio Filho, 2006).

Os estudos dos filmes passivos revelaram que os filmes formados pelos aços inoxidáveis austeníticos em soluções aquosas são uma mistura de óxidos de ferro e óxidos de cromo, (Begum et al, 2011). Estes aços na presença de oxigênio formam uma película de óxido de cromo (Cr_2O_3) que apresenta como característica: aderência, continuidade, alta resistividade elétrica e praticamente ausência de porosidade tornando essa película protetora, sendo, portanto, responsável pela resistência dos aços inoxidáveis a diferentes meios corrosivos. Entretanto, existem certas substâncias e condições específicas que interferem na formação e integridade da película de passivação nos aços inoxidáveis (Gentil, 2003).

As películas formadas pelos aços inoxidáveis podem ser danificadas pelos íons de cloreto. Entre as condições que influenciam esse dano, podemos destacar a temperatura, pH, soldas, concentradores de tensões, velocidades baixas do fluído e áreas de estagnação, frestas, soldas e outros. (Gentil, 2003).

Em decorrência da forte influência de cloreto e temperatura, tem-se procurado estabelecer valores limites de concentração de cloreto nos quais não acontece corrosão por pites e corrosão sob tensão (Atanazio Filho, 2006).

2.4.1. Corrosão por pites

Segundo Boniardi e Casaroli (2014) a corrosão devido aos pites é um fenômeno que uma vez desencadeado, tende a ser autossustentável. A cavidade do pite gradualmente é realimentada com íons de cloreto devido ao efeito de eletroforese e também devido ao aumento do pH através da hidrólise ácida da água, Figura 12.

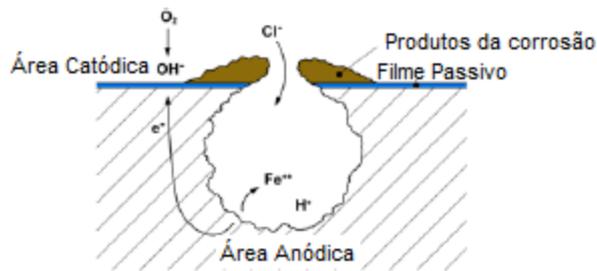


Figura 12 - Esquema do mecanismo de dano causado por pites. Fonte: Boniardi e Casaroli (2014).

O maior problema relacionado a esta corrosão não é a perda de massa devido a degradação, mas sim o dano causado pela penetração através da seção resistente do componente, podendo atravessar o corpo do componente de um lado a outro da sua espessura.

2.4.2. Corrosão sob tensão

Os aços inoxidáveis austeníticos quando solicitados por corrosão sob tensão (CST) comumente apresentam uma fratura transgranular em meios clorídricos de maneira bastante frequente (Gentil, 2003).

De acordo com o estudo de corrosão sob tensão em amostras de AISI 304 sob meio com HCl realizado por Torchio (1980), o intervalo de acidez promove a CST, o desenvolvimento de CST aumenta à medida que a concentração de Cl^- é aumentada. Quando o teor de Cl^- é menor que 2M (mol/L) apenas pites são observados, em concentrações de Cl^- maior que 2M as primeiras corrosões transgranulares começam a ocorrer e esta morfologia de corrosão torna-se mais frequente e densa com o aumento do teor de Cl^- . Ou seja, em soluções mais ácidas, a corrosão transgranular se desenvolve mais severamente à medida que a acidez do ambiente aumenta.

Temperatura é um parâmetro muito importante em corrosão sob tensão do aço inoxidável AISI 304. Foi observado que nenhuma ocorrência de CST foi encontrada em testes abaixo de 60°C. Soluções com alta alcalinidade foram menos propensas a dar origem a CST; e considerando os cátions oriundos do meio, ocorre a seguinte ordem de agressividade $\text{Na} > \text{Mg} > \text{Ca} > \text{Zn}$ (Truman, 1977).

A corrosão sob tensão normalmente acontece quando três condições ocorrem simultaneamente: um aço inoxidável com composição química específica, um meio corrosivo específico, e tensão de tração maior do que um determinado valor. Quando uma das três situações ocorrem de maneira isolada não causam perigo, entretanto, simultaneamente, são perigosas. Além disto, a temperatura deve ser ligeiramente superior a do ambiente, os casos mais comuns ocorrem a 45-50°C. (Boniardi e Casaroli, 2014)

A corrosão sob tensão provoca trincas simples e/ou ramificadas, podendo a propagação ser intergranular ou transgranular. Entretanto, normalmente não se observa os produtos de corrosão.

O caso mais comum de CST é o de aço inoxidável austenítico em água do mar ou em solução de cloreto (mesmo a baixas concentrações de cloreto). Os componentes que mais sofrem com isso são os trocadores de calor (Boniardi e Casaroli, 2014).

2.4.3. Efeito do pH, Cl⁻ e O₂ dissolvido

Malik et al (1992) estudou o efeito do pH, concentração de Cl⁻, temperatura e oxigênio dissolvido na corrosão por pites no aço austenítico AISI 316L e encontrou que a taxa de corrosão geralmente cresce linearmente com o aumento da concentração de Cl⁻ entre 100-5000ppm. Com o aumento do pH, a taxa de corrosão diminui, tornando-se mais alta no pH 4 e menor em pH 9. Os testes mostraram perdas de massas imperceptíveis durante testes de imersões por 6 semanas em condições fixas de pH, Cl⁻, em condições

de fluido dinâmicas ou estáticas. Perdas extremamente baixas de peso ($50-70\mu\text{g cm}^{-2}$) foram notadas em imersões de 16-24 semanas. Sendo perdas maiores ao pH 4 e menores no pH 7 sob condições dinâmicas. Já o número de pites foi maior sob o pH 4 e menor sob o pH neutro. E, comparando a condição de fluido agitado e fluido estagnado, o número de pites foi maior nesta última.

Segundo Malik et al (1992) na presença de Cl^- , o aço inox austenítico foi sujeito a ataque localizado na forma de corrosão por pites ou corrosão por fresta através da quebra do filme protetor de Cr_2O_3 em locais aleatórios. Os autores observaram que o pH baixo e condição de fluido estagnado podem ser mais favoráveis ao crescimento de pites. Considerando um caso típico com 4-5 ppm de oxigênio dissolvido a 30°C , e pH igual 4, o crescimento de pites chegou ao valor máximo de $450\mu\text{m}$ sob condições de fluido estático. Já sob as mesmas circunstâncias e fluido em agitação, os pites atingiram $325\mu\text{m}$. Nas duas situações as amostras de 316L foram imersas em 300ppm de Cl^- por 4 meses. Para valores maiores de pH (7 e 9) a profundidade raramente excederam $70\mu\text{m}$.

Contraditoriamente, Močnik, et al (2017) estudando o efeito do pH em implantes dentários de aço inox, simulando o pH da saliva (6,5) situação digestiva (pH 3,9) e pH extremamente baixo devido a condições inflamatórias (pH 2,5) observou que os implantes de aço inoxidável AISI 304 tem uma maior densidade de corrente em meios neutros, apresentam maior tendência de ataques localizados e o pH do meio não tem um grande impacto na densidade da corrente de corrosão.

Du et al (2016) testaram amostras de 316 e 316L a $288-325^\circ\text{C}$ controlando o oxigênio dissolvido na água através do borbulhamento de uma coluna d'água misturada com gás argônio de alta pureza. A adição de $2000\mu\text{g/kg}$ de oxigênio provocou um aumento da taxa de crescimento da trinca para $1,1 \times 10^{-6}$ mm/s.

O oxigênio dissolvido e o Cl^- podem acelerar as taxas de crescimento de trinca para os aços 316 (Y4) e 316L (1023), Figura 13. A reação do oxigênio dissolvido e do cloreto aceleram significativamente a taxa de crescimento de trinca de corrosão sob tensão mudando o pH na trinca e destruindo o filme passivo na ponta da trinca devido ao íon de Cl^- .

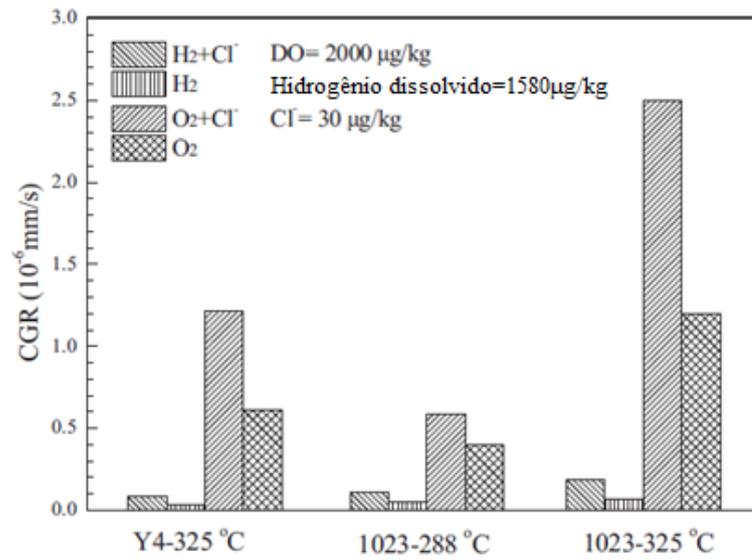


Figura 13 - CGR (Taxa de crescimento da trinca) para o aço AISI 316 (Y4) e 316L (1023) sob diferentes condições químicas da água. Fonte: Du et al (2016).

2.4.4. Corrosão-fadiga

Quando a corrosão e a fadiga atuam simultaneamente, o ataque químico acelera muito a taxa de propagação das trincas em fadiga. Os materiais que apresentam um limite de fadiga ao ar acabam perdendo-os em meio corrosivo (Dieter, 1981).

Os estudos acerca de corrosão-fadiga têm sido poucos e distantes entre si. Observa-se que nenhum aço inoxidável apresenta limite de fadiga quando esta encontra-se associada a corrosão (Begum et al, 2011).

O ambiente pode ter efeitos significativos na resistência a fadiga, o que é evidenciado pelas curvas de superfícies corroídas da Figura 14. Observa-se nela que até mesmo o ar atmosférico reduz a resistência à fadiga quando comparado ao vácuo. Quanto maior forem a umidade relativa e a temperatura, maior será a redução da resistência do material em contato com o ar do ambiente. A curva de corrosão por fadiga mostra uma redução drástica da resistência e a eliminação do ponto definido como limite de fadiga, (Norton, 2004).

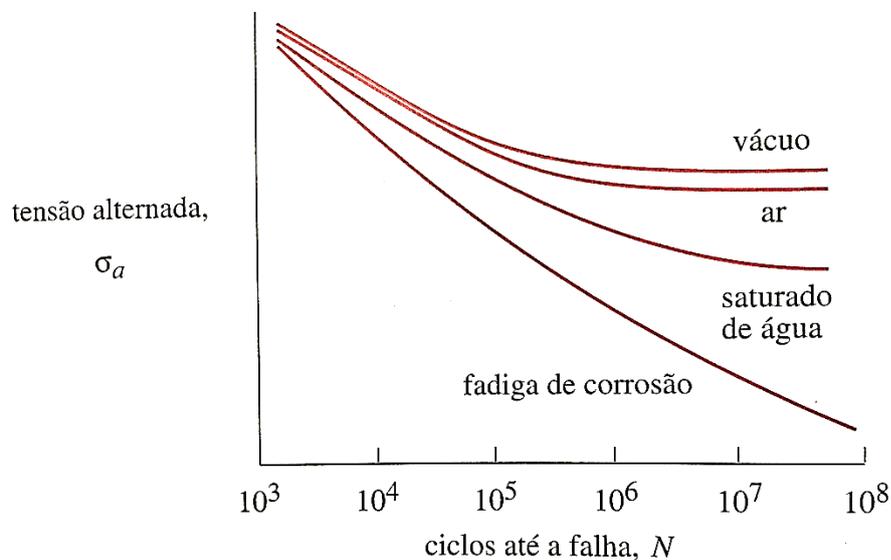


Figura 14 - Efeito do meio ambiente na resistência a fadiga do aço. Fonte: Norton (2004).

O efeito do meio durante a fadiga dos aços em soluções contendo cloreto, ocorre somente durante a parte do carregamento cíclico que gera deformação plástica e, a magnitude dos efeitos do meio depende do tempo de cada ciclo durante o qual o metal está sendo deformado plasticamente (Makhlouf et al, 2003).

É muito maior o número de pites produzidos na corrosão-fadiga do que no ataque corrosivo sem tal solicitação. Os fundos dos pites são mais anódicos do que o resto do metal, e desta forma, a corrosão prossegue para o interior ajudada pela destruição do filme

de óxido decorrente da deformação cíclica. Quando o pite se torna pontiagudo o bastante para produzir uma grande concentração de tensão, a trinca nucleia (Dieter, 1981).

Em um meio corrosivo, o número de ciclos para a iniciação de trinca será menor e afasta-se tanto mais do valor ao ar, à medida que a densidade dos pites aumenta. O número de ciclos para a propagação também é menor no meio corrosivo, por que a trinca propaga com maior velocidade nesse meio. O efeito da corrosão na resistência a fadiga aumenta com o tempo de exposição (Atanazio Filho, 2006).

As alternações de tensões com frequências mais baixas são mais prejudiciais do que as de frequência mais elevadas, por que nas primeiras dispões de mais tempo por ciclo para as ações combinadas. A aeração diferencial também atua, pois as regiões mais solicitadas do fundo das fendas se tornam mais fortemente anódicas. Uma alta concentração de oxigênio favorece a despolarização e torna as zonas circundante, áreas anódicas. (Gentil, 2003).

O estágio de iniciação de trinca por corrosão-fadiga pode ser provocado pela formação de bandas de cisalhamento persistentes durante o carregamento cíclico, a partir da formação de pites de corrosão devido à ruptura do filme protetor ou pelas condições de superfície. Todos estes mecanismos de iniciação de trinca produzem concentradores de tensão na superfície. Ocorre um acúmulo de danos que envolvem microtrincas, as quais coalescem e evoluem para trincas maiores. (Atanazio Filho, 2006).

No estágio de propagação tem-se a combinação dos efeitos mecânicos com efeitos eletroquímicos (Meo, et al., 2006 apud Atanazio Filho, 2006). No início da propagação a trinca segue direções cristalográficas e, após atingir certo tamanho, passa a se propagar perpendicularmente à direção do carregamento, sendo chamada de propagação transgranular (Meyers; Chawla, 1982 e Reed-Hill, 1982 apud Atanazio Filho, 2006).

Os diferentes aços inoxidáveis apresentam diferenças na resistência a corrosão-fadiga, mas estas diferenças são menores com o aumento da tensão. Isto pode ser explicado com base no fato de que com o aumento da tensão média, as barreiras do deslocamento de discordâncias seriam superadas, tornando o início da trinca mais fácil. Além disso, a abertura da ponta da trinca seria aumentada com uma maior interação do material com o ambiente com cloreto. Isto pode causar um aumento na taxa de propagação da trinca. (Begum et al, 2011).

Begum et al (2011), concluíram que não são somente as propriedades mecânicas que determinam a resistência a corrosão-fadiga de um aço inoxidável, mas também a adição de elementos de liga, tais como a adição de molibdênio nos aços inoxidáveis austeníticos.

3. Procedimento experimental

Os parafusos prisioneiros M8x1,25x60 mm de comprimento e corpo totalmente rosqueado (Figura 15), fabricados em aço inoxidável austenítico AISI 304 foram utilizados no presente estudo. Ensaios de caracterização do material dos parafusos, bem como de suas propriedades mecânicas de tração e dureza foram realizados antes dos ensaios de fadiga.



Figura 15 - Parafusos prisioneiros usados no estudo.

Realizou-se o ensaio de tração com uma máquina de ensaios universal com capacidade de 100 kN (Time Group Inc WDW-100E). Cinco corpos de prova de tração foram testados iguais aos que foram utilizados nos ensaios de fadiga e corrosão-fadiga, de modo a obter a curva de tensão x deformação e o nível de tensão de escoamento a partir de uma deformação de 0,2%.

Outros três parafusos prisioneiros foram utilizados para determinar a composição química e confirmar a classificação do aço inoxidável utilizado. A composição química dos parafusos foi obtida por espectrômetro de emissão óptica (Foundry-Master Xpert, Oxford Instruments), através de 5 queimas em amostra devidamente preparada. A composição química foi obtida por média aritmética simples.

Realizou-se também dentro das etapas de caracterização do parafuso do estudo, uma análise qualitativa via DRX – difração de raios x através do difratômetro (Brucker, modelo D8 Advance, bulbo emissor de Cu - Kalfa) de modo a determinar as microestruturas presente no material do parafuso. Os difratogramas foram obtidos sobre um corte transversal e sobre um corte longitudinal, este com duas direções, perpendicular a direção de laminação, e paralelo a direção de laminação. Os difratogramas tiveram varredura de 2θ entre 40° e 100° e velocidade de varredura de $2^\circ/\text{min}$.

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers na região central da superfície transversal nas mesmas amostras utilizadas na análise metalográfica que foram embutidas, lixadas com aumento gradual da grade de lixa, polidas e atacadas conforme descrito na norma ASTM E384. Para obter a dureza do material, utilizou-se um microdurometro (FM-810 Future-Tech) capaz de obter valores de microdureza Vickers. Foi utilizada carga de 1 kgf com duração de 10s realizando-se 9 medidas em diferentes pontos da seção transversal do parafuso.

A análise microestrutural foi realizada através da preparação padrão de amostra longitudinal no plano de simetria do parafuso e atacada com reativo de Água Régia. As metalografias foram obtidas em microscópio optico (Zeiss Axioscope A1) antes e após os ensaios de fadiga.

Os ensaios de fadiga foram executados com dois níveis de tensões médias fixas proporcionais a 40% e 60% da tensão de escoamento.

Para o levantamento das curvas de fadiga foram utilizados 3 corpos de prova para cada ciclo de tensão utilizando 5 níveis de tensão alternada diferentes a 30 Hz mantendo-se a tensão média constante e variando a razão de carregamento, tensão alternada, tensões máximas e mínimas. O limite de fadiga foi definido como a tensão para 2 milhões de

ciclos o que se traduz em 18h e 30 minutos para atingir tal número de ciclos do limite de fadiga a 30Hz, semelhantemente a Burguete e Patterson (1995) e Azevedo (2015). Este último autor ensaiou os corpos de prova ao ar a 30Hz e os corpos de prova em meio agressivo a 1Hz.

Também foram ensaiados 2 corpos de prova a 2 Hz, de maneira semelhante a Topic et al (2007) nos mesmos níveis de tensão a fim de verificar o efeito da frequência na fadiga dos parafusos prisioneiros confeccionados com o aço inoxidável AISI 304. No decorrer do texto, esses ensaios serão citados como fadiga a 30Hz e fadiga a 2Hz, respectivamente.

Os ensaios de corrosão-fadiga ocorreram a 2 Hz utilizando os níveis de tensão alternada de cada curva ensaiada ao ar com uma duração de 277 h e 47 minutos caso um ensaio viesse a atingir a vida infinita. No decorrer do texto, estes ensaios serão citados como corrosão-fadiga.

O meio utilizado nos ensaios de corrosão-fadiga foi preparado com 35g de NaCl para cada litro de água destilada (35g/L de NaCl) de maneira semelhante a Atanzio Filho (2006) Mhaede, M. (2012), o aparato utilizado permitia a renovação do oxigênio por meio do contato com o ar externo, o meio conteve aeração natural durante os ensaios.

A temperatura, o nível de pH e O₂ foram monitorados através de um medidor via eletrodo de pH e sensor de oxigênio (ph inPro 3250 e o sensor de O₂ 6830i da Mettler Toledo) e registrados os limites superiores e inferiores atingidos durante o ensaio.

A análise das fraturas foi realizada por meio de microscópio estereoscópico (Zeiss Stemmi2000) realizando-se uma foto para cada fratura dos parafusos e por meio de microscópio eletrônico de varredura (MEV-Jeol Carry Scope 5700), obtendo-se fotos das regiões de propagação e ruptura.

Em todos os casos os parafusos prisioneiros foram submetidos a carregamentos cíclicos flutuantes de tração-tração. Este tipo de sollicitação induz a propagação da trinca além de ser uma sollicitação comum na maioria dos casos de uso de parafusos. Desta maneira, foram gerados mais dados que possibilitaram uma melhor análise de como o nível de tensão média influencia o comportamento dos parafusos prisioneiros nos dois diferentes meios. Além disto, identificar qual patamar de tensão média é mais benéfico para a situação agressiva.

Foram produzidas ao todo, seis curvas de resistência à fadiga, quatro ao ar e duas em meio agressivo, as quais correlacionam os níveis de tensão média e o número de ciclos a que o parafuso conseguiu suportar.

Foi confeccionado o diagrama de Haigh semelhante ao obtido por Burguete e Patterson (1995) e comparado os resultados obtidos com os modelos teóricos.

Os ensaios de fadiga foram feitos através do uso de dispositivo para permitir ensaios de dois parafusos ao mesmo tempo, assim como o esquema na Figura 16. A Figura 17 ilustra o arranjo montado na MTS, o ensaio era interrompido quando um parafuso rompia, era obtido o número de ciclos correspondente e então o ensaio continuava até a próxima ruptura.

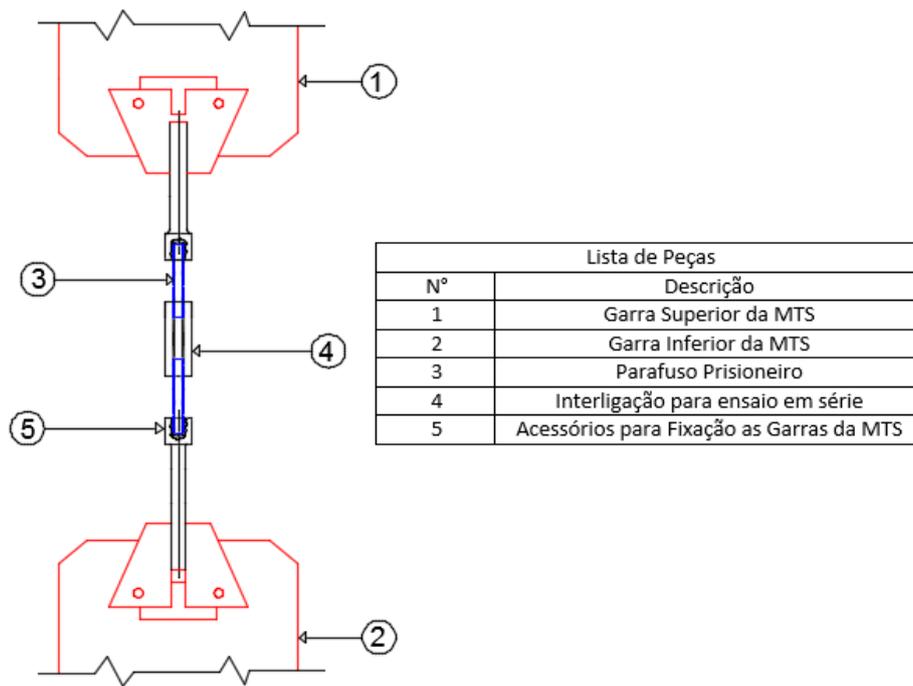


Figura 16 - Aparato para ensaios de fadiga



Figura 17 - Aparato para ensaios de fadiga.

Os ensaios de corrosão-fadiga foram conduzidos a 2 Hz, pois a literatura indica que há efeito da frequência de sollicitação na resistência a corrosão, Nikitin e Besel (2008), Marvasti et al (2011), Michler et al (2017). Diversas frequências são encontradas na literatura para os ensaios de corrosão-fadiga. Giordani et al (2007) ensaiaram corpos de prova de aço inoxidável ISO5832-9 e F-138-3 em solução aquosa com 0,9% de NaCl a 10hz. Carvalho (2010) utilizou 25Hz para ensaiar corpos de prova de aço inoxidável AISI 316L e F-138. Ambos com sollicitação de tração. Já Ebara (2010) e Akita (2015) realizaram ensaios de corrosão associada a fadiga por flexão rotativa em solução aquosa com 3% de NaCl e utilizaram a frequência de 60hz. Outros autores utilizaram diferentes ligas e diferentes ambientes com frequências entre 0,1 e 60Hz. Adedipe (2016), Begum (2011), Azevedo (2015), com sollicitação de tração e Atanazio Filho (2006), Lemos (2012), Mhaede (2012) utilizando flexão. Em nossos experimentos, optamos por frequência baixa para verificar comparativamente se há efeito da frequência para o aço em questão.

Para execução das curvas de corrosão-fadiga foi utilizado o aparato da Figura 16 associado a um sistema de recirculação para a solução aquosa composto por: uma bomba de aquário, câmara de acrílico e aço inoxidável, mangueiras e válvulas de controle de fluxo, e outro reservatório associado ao esquema de montagem dos parafusos com os sensores de pH, temperatura e O₂. Tal aparato é ilustrado nas Figura 18 e 19 a seguir. O acessório para fixação nas garras inferior era trocado por uma bucha com rosca para fixação na câmara.

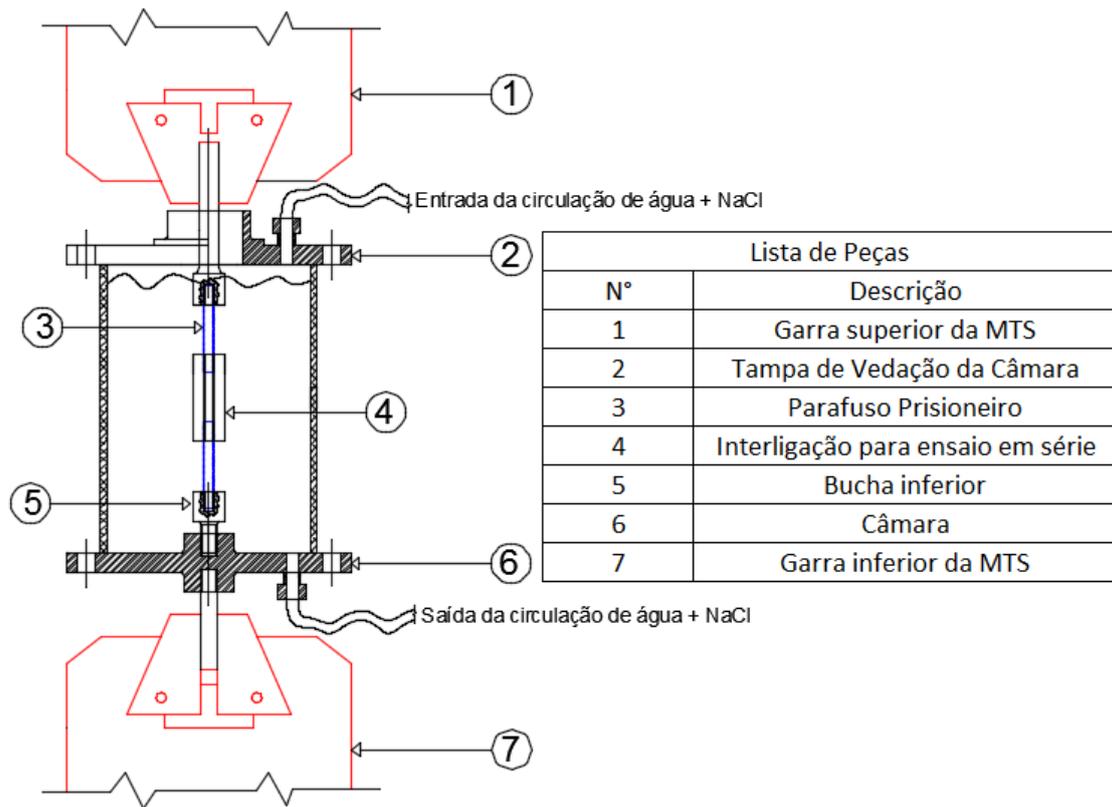


Figura 18 - Esquema de ensaio montado.

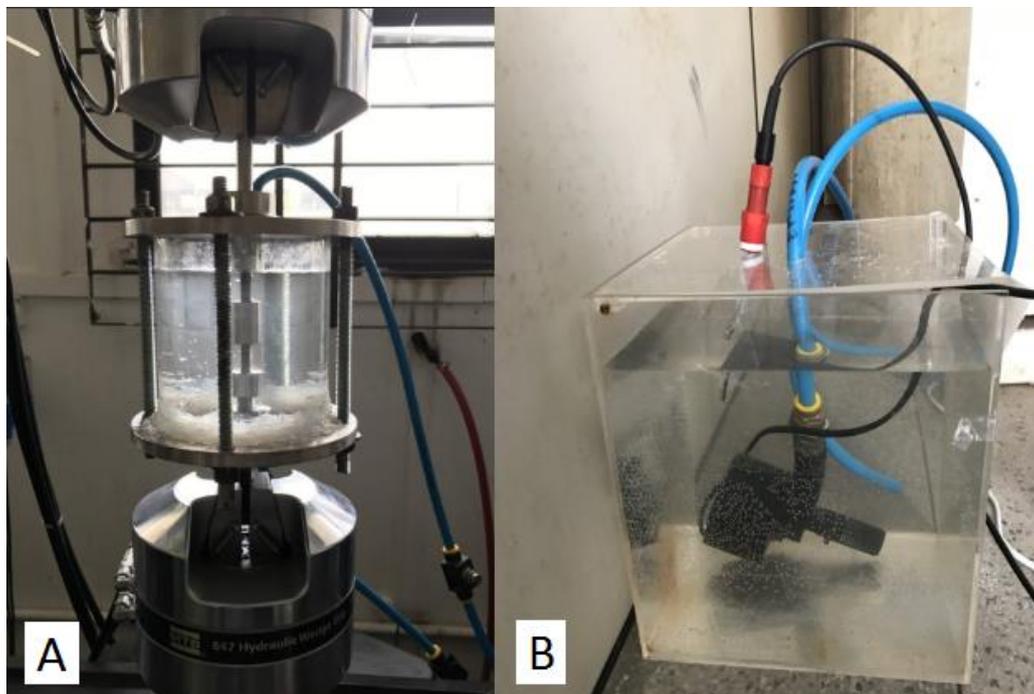


Figura 19 - Aparato de corrosão-fadiga montado na MTS (a), Bomba de circulação com sensor de pH e O₂ (b).

Os ensaios em ambiente agressivo seguiram os mesmos níveis de tensão dos ensaios ao ar, tendo em vista que os ensaios de corrosão-fadiga normalmente não apresentam uma região horizontal característica da resistência a fadiga.

Foram realizados ensaios de corrosão sob tensão utilizando os mesmos aparatos do procedimento de corrosão-fadiga. O meio foi o mesmo (35g/L de NaCl em água destilada). Neste ensaio, o parafuso foi tracionado em sua tensão de escoamento e manteve-se o tracionamento por 278 horas, totalizando 3 parafusos. Este tempo condiz com o tempo esperado para um ensaio de vida infinita 2Hz.

4. Resultados e discussões

4.1. Análise química

A análise química demonstra que a composição química dos parafusos se enquadra na classificação de aço inoxidável austenítico AISI 304, Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química dos parafusos prisioneiros (% em peso).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu
0,04	0,43	1,04	0,020	0,009	18,5	0,21	8,3	0,01	0,17	0,90

Com base nos percentuais obtidos através da análise química efetuou-se o cálculo do níquel e cromo equivalentes através das equações 3 e 4 respectivamente como pode ser visto a seguir:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn = 8,3 + (30 \times 0,04) + (0,5 \times 1,04)$$

$$Ni_{eq} = 10,02$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb$$

$$= 18,5 + 0,21 + (1,5 \times 0,43) + (0,5 \times 0,006)$$

$$Cr_{eq} = 19,36$$

A partir dos resultados acima encontrou-se o diagrama de Schaeffler que indica uma estrutura 90% austenítica e 10% ferrítica, como mostra a Figura 20.

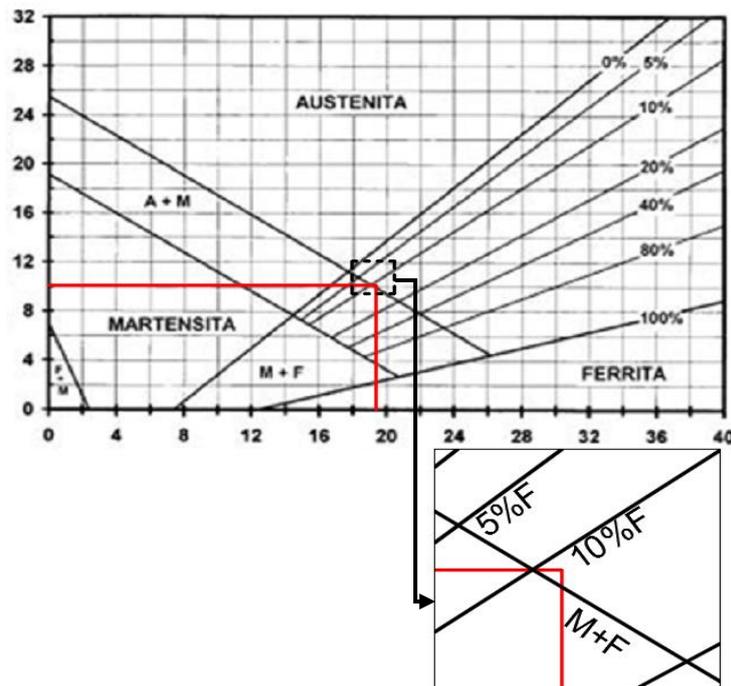


Figura 20 - Diagrama Schaeffler do parafusos utilizado no estudo.

4.2. Análise microestrutural

A microestrutura é composta de grãos austeníticos, maclas de deformação, e martensitas induzidas por deformação, além de linhas de laminação na raiz dos filetes, Figura 21.

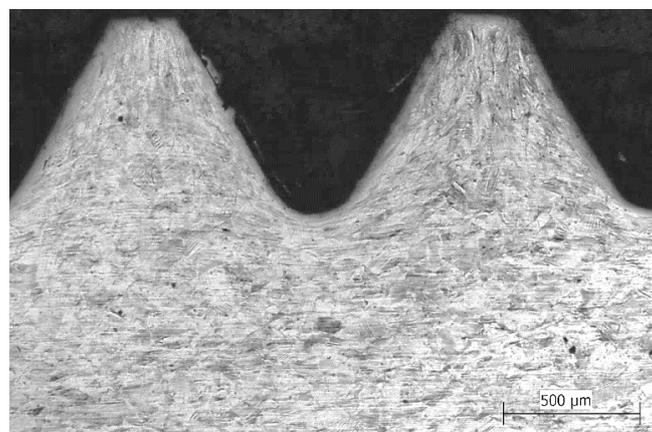


Figura 21 - Linhas de laminação na raiz do filete e microestrutura composta de grãos austeníticos e α' - martensita induzida por deformação.

A Figura 22 ilustra as regiões onde encontram-se os grãos austeníticos e a grande quantidade de martensita induzida por deformação.

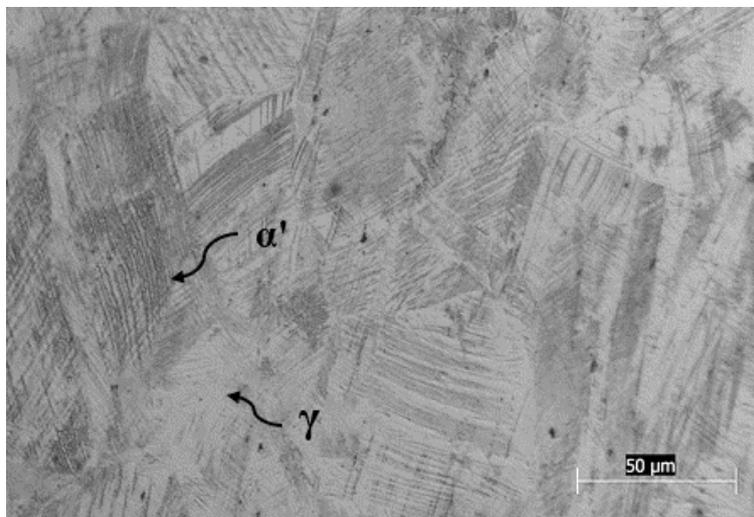


Figura 22 - Microestrutura composta de grãos austeníticos e α' - martensita induzida por deformação.

4.3. Difração de raios X

Os difratogramas de raios x foram obtidos de modo a observar a presença de microestruturas características do aço austenítico e de possíveis martensitas induzidas por deformação antes da realização dos ensaios de fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão.

A Figura 23 ilustra três difratogramas diferentes obtidos variando o corte e a direção de emissão do feixe. Em (1) temos o DRX em uma amostra com corte na sua seção transversal, (2) DRX sobre um corte longitudinal e feixes incidentes na mesma direção da laminação e, (3) DRX sobre um corte longitudinal com feixes incidentes perpendiculares a direção de laminação.

A análise dos difratogramas obtidos ilustram que o material apresenta austenita (γ) e martensita induzida por deformação (α'). Observa-se na Figura 23 que a austenita é

encontrada nos planos $\gamma(111)$, $\gamma(200)$, $\gamma(311)$ em todos os 3 difratogramas, em $\gamma(220)$ nos DRX realizados no corte longitudinal e no plano $\gamma(222)$ no DRX do corte transversal. Já a martensita induzida por deformação é encontrada em todos os difratogramas no plano $\alpha'(111)$ e no plano $\alpha'(211)$ quando o DRX ocorreu na direção de laminação.

Os picos de ambas microestruturas são dependentes da direção avaliada, sendo mais sensíveis nos planos $\gamma(111)$ e notadamente, a dependência de α' em relação a direção de laminação, fato evidenciado pelo surgimento do pico de $\alpha'(211)$.

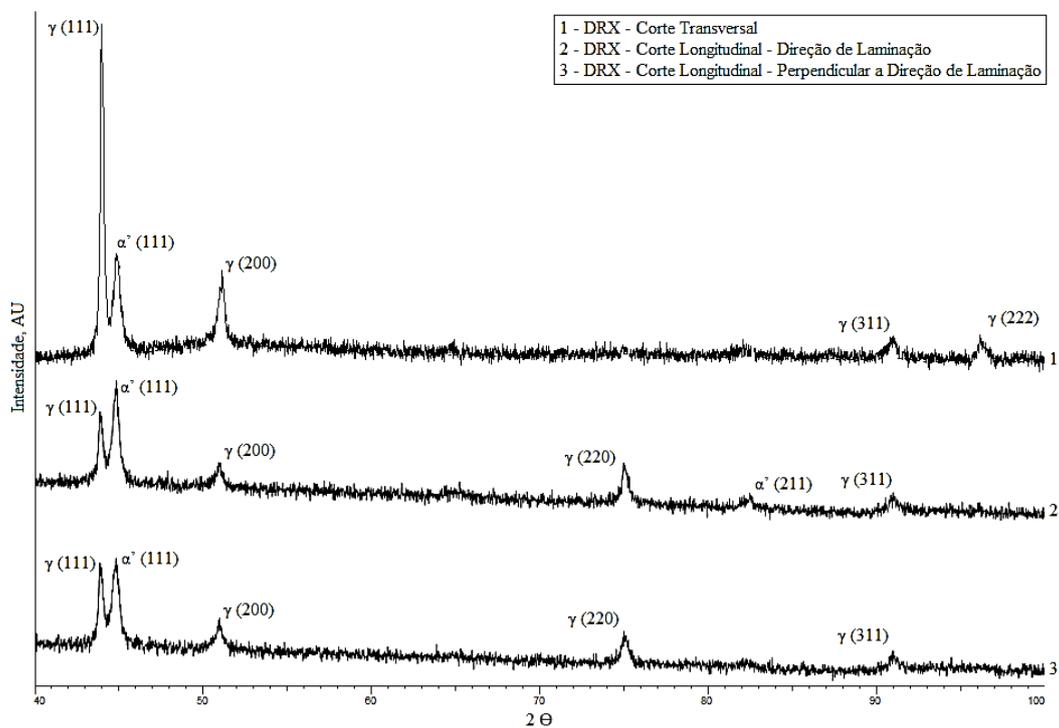


Figura 23 - Difratograma de raios X dos parafusos utilizados no estudo.

Devido ao parafuso sofrer deformação a frio por meio da laminação dos filetes, o resultado ilustrado pelos difratogramas concordam com Hedayati et al (2010), Jinlong e Hongyun (2014) e Soares et al (2017) que afirmam que o teor de martensita surge e aumentam com a deformação.

4.4. Ensaio de tração e microdureza

A Figura 24 apresenta curva representativa média dos ensaios de tração. Pode-se observar que a tensão de escoamento encontrada foi de 800 MPa (desvio padrão de 11,1 MPa) e tensão última igual a 867 MPa (desvio padrão de 2,7 MPa). O resultado de microdureza foi 319 HV (desvio padrão de 7,8 HV).

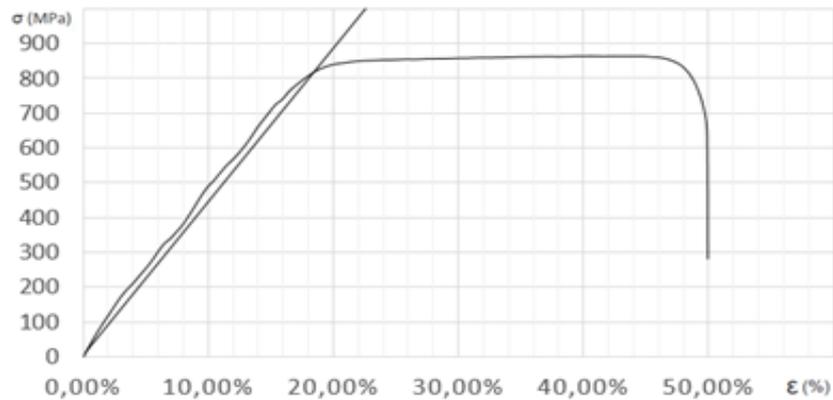


Figura 24 - Resultado representativo do ensaio de tração nos parafusos prisioneiros.

4.5. Curvas de fadiga

A partir dos dados obtidos através do ensaio de tração foi calculado o limite de fadiga corrigido para o parafuso envolvido no estudo. Inicialmente através da equação 9, obteve-se o limite de resistência a fadiga teórico, dado que a tensão última $S_{ut} = 867\text{MPa}$.

$$S'_e = 0,5 \cdot S_{ut} = 0,5 \cdot 867 = 433,5\text{MPa}$$

Para utilização da equação de Marin e definição do limite de fadiga corrigido, determinou-se inicialmente os seus fatores modificadores conforme metodologia descrita por Budynas e Nisbett (2011).

1. Fator de modificação de condição de superfície (k_a): considerando que os parafusos deste estudo são laminados a frio utilizou na Equação 11 com os seguintes coeficientes: $A = 4,51$ e $b = -0,265$, logo:

$$k_a \cong 4,51(866)^{-0,265} = 0,7512$$

2. Fator de Tamanho (k_b): $k_b = 1$ devido as falhas em corpos de provas ensaiados sob ação de força normal serem insensíveis ao tamanho da seção transversal;
3. Fator de Carregamento (k_c): $k_c = 0,85$ devido a sollicitação ser axial;
4. Fator de temperatura (k_d): devido os ensaios ocorrerem em temperatura ambiente, $k_d = 1$;
5. Fator de Confiabilidade (k_e): considerou-se uma confiabilidade de 95% para os resultados dos ensaios, resultando em um $k_e = 0,868$;

Com base nas considerações acima e a utilização da Equação 10 obtive o limite de resistência a fadiga corrigido (S_e) que serviu de base para as curvas de Goodman, Soderberg e parábola de Gerber apresentadas no diagrama de Haigh.

$$S_e = k_a k_b k_c k_d k_e k_f S'_e = 0,7512 \times 1 \times 0,85 \times 1 \times 0,868 \times 433 = 240 \text{ MPa}$$

A partir dos dados obtidos nos ensaios de tração foram construídas quatro curvas de fadiga ao ar. A primeira cuja tensão média (σ_m) foi de 480 MPa, equivalente a 60% da tensão de escoamento ($\sigma_{esc.}$), e a segunda com $\sigma_m = 320$ MPa, equivalente a 40% da tensão de escoamento. As curvas foram levantadas a 30Hz e 2Hz.

Com base nos dados obtidos nos ensaios, observa-se que o limite de fadiga para ambas tensões médias dos parafusos testados ao ar a 30Hz tendem a 60 MPa.

Também foram levantadas outras duas curvas de corrosão-fadiga utilizando a solução aquosa com 35g/L de NaCl e a frequência de 2 Hz. A Tabela 2 apresenta estes resultados com o pH e temperatura da solução. E, o número de ciclos dos corpos de prova de corrosão-fadiga foi geralmente menor do que o obtido pelos ensaios de fadiga ao ar.

Tabela 2 - Dados dos ensaios sob solução aquosa.

Ensaio de fadiga em solução aquosa com 35g/L de NaCl							
f (Hz)	σ_m (MPa)	σ_a (MPa)	Número de Ciclos			pH	Temperatura (°C)
2 Hz	480	160	33154	58895	68188	6,97 - 7,81	28,8 - 30,1
		140	48000	79676	107080	6,37 - 7,43	28,5 - 32,1
		120	92275	133169	157366	6,33 - 7,86	26,7 - 31,7
		80	281882	314742	434487	6,78 - 7,33	27,8 - 30
		60	711753	951417	1485077	6,56 - 7,21	28,5 - 31,2
	320	240	11912	12478	28743	6,58 - 7,23	28,6 - 30,1
		160	49758	67532	73785	6,38 - 7,71	29,5 - 32,5
		120	249895	264311	358721	6,71 - 7,23	29,7 - 32,1
		80	1160077	125711 1	1697891	6,89 - 7,29	27,5 - 30,1

Da Figura 25 à Figura 30 estão ilustradas as seis curvas de fadiga obtidas no estudo. Os símbolos em losango representam os ensaios que sofreram ruptura, os símbolos em formato triangular representam os resultados que atingiram a vida infinita estipulada em 2 milhões de ciclos, determinou-se também a linha de tendência de maneira logarítmica com os resultados que vieram a falhar.

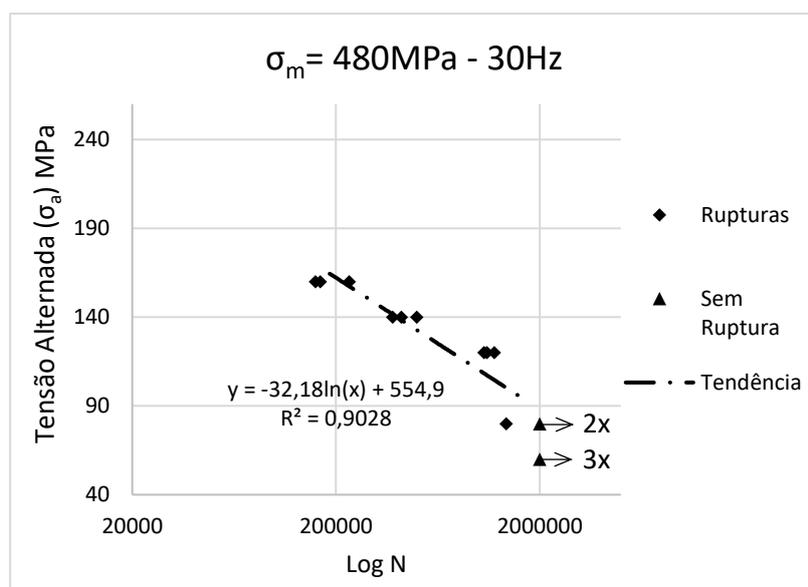


Figura 25 - Curva de fadiga $\sigma_m = 480 \text{ MPa} - 30 \text{ Hz}$.

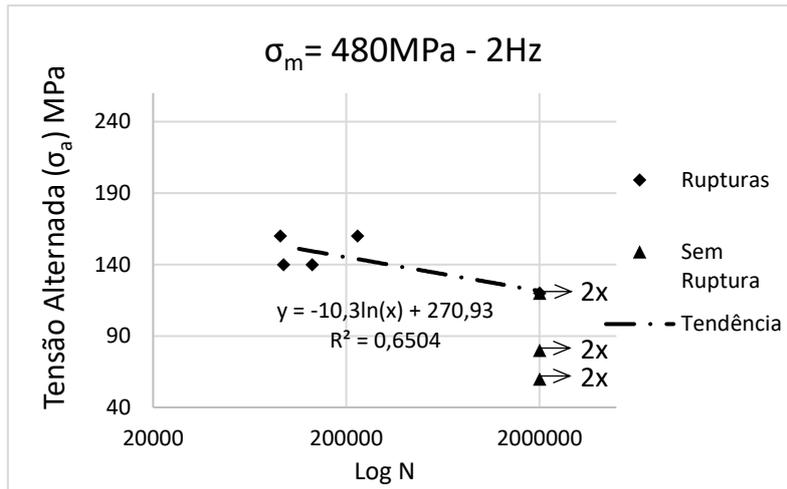


Figura 26 - Curva de fadiga $\sigma_m = 480\text{MPa} - 2\text{Hz}$.

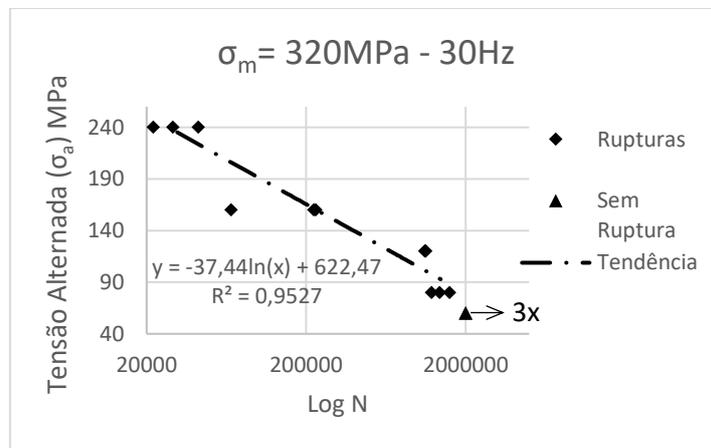


Figura 27 - Curva de fadiga $\sigma_m = 320\text{MPa} - 30\text{Hz}$.

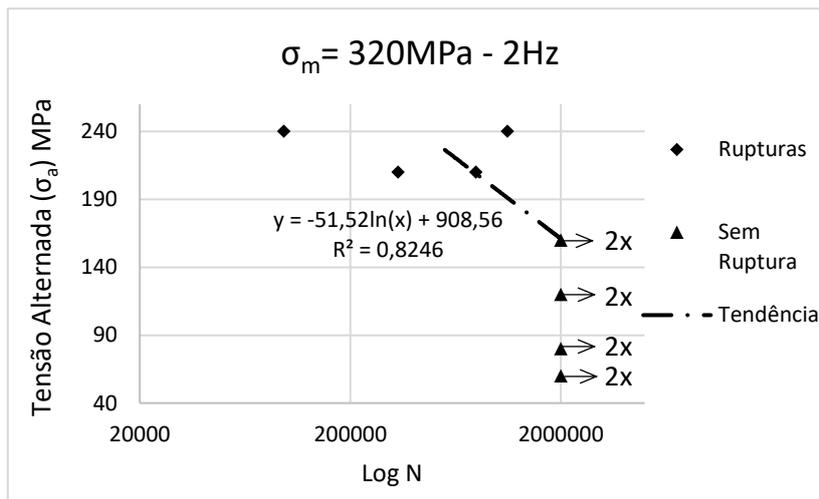


Figura 28 - Curva de fadiga $\sigma_m = 320\text{MPa} - 2\text{Hz}$.

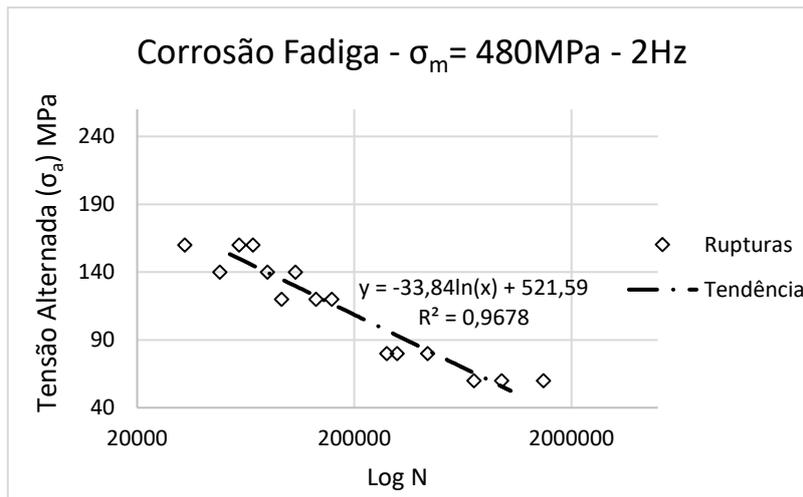


Figura 29 - Curva de corrosão-fadiga $\sigma_m = 480\text{MPa} - 2\text{Hz}$.

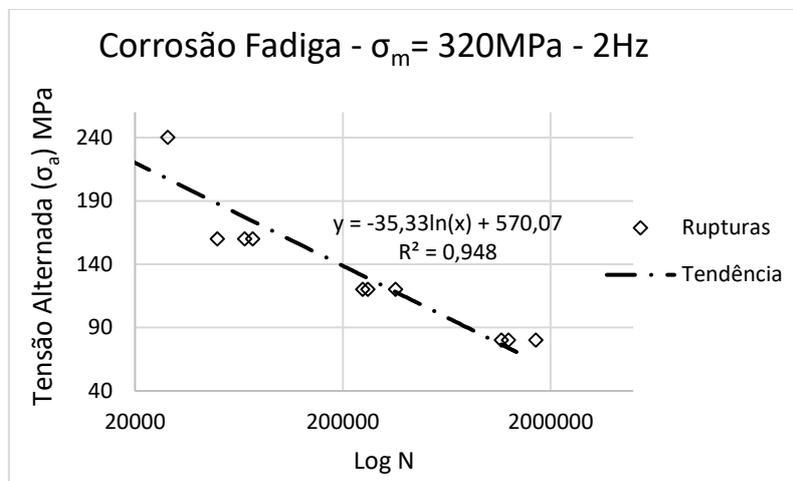


Figura 30 - Curva de corrosão-fadiga $\sigma_m = 320\text{MPa} - 2\text{Hz}$.

Os resultados foram colocados no diagrama de Haigh (Figura 31) juntamente com os resultados obtidos por Burguete e Patterson (1995), bem como os métodos de prevenção de falha por fadiga como as linhas de Goodman e Soderberg e a parábola de Gerber. Os parafusos prisioneiros de aço AISI 304 testados na frequência de 30Hz no presente estudo apresentaram comportamento em fadiga compatível com os parafusos de aço ao carbono M12X120 classe 8.8. Também notamos a deletéria ação do meio corrosivo que provoca tanto a redução da amplitude de tensão para fadiga a uma dada tensão média, quanto a queda da amplitude em função do acréscimo da tensão média.

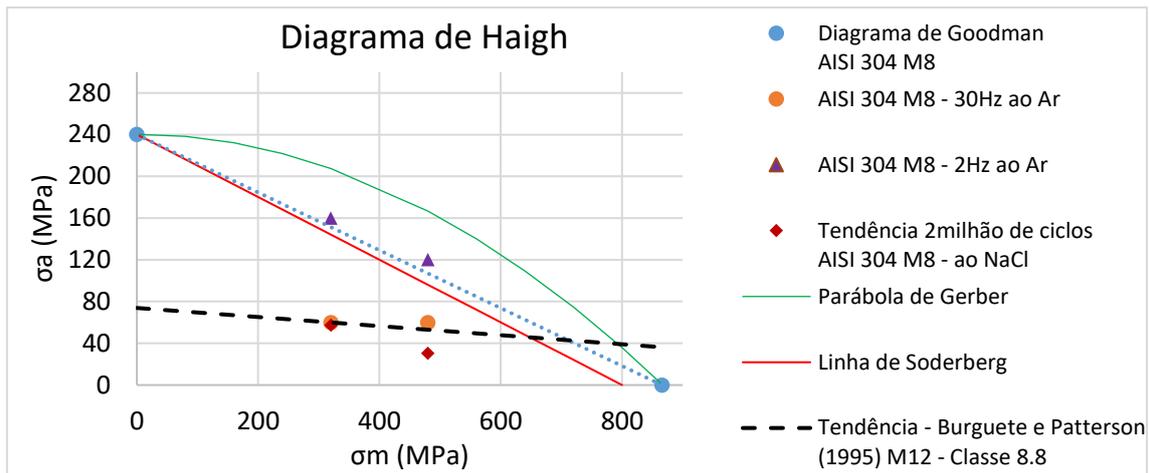


Figura 31 - Diagrama Haigh com os resultados a 2 milhões de ciclos obtidos por Burguete e Patterson (1995) e o resultados e diagrama de Goodman para o presente estudo.

Observa-se que através das linhas de tendência e suas respectivas equações apresentadas nas Figura 29 e 30 para os parafusos ensaiados sob corrosão-fadiga e 2 milhões de ciclos, obtêm-se $\sigma_a = 57,47\text{MPa}$ e $\sigma_a = 30,61\text{MPa}$ para 320 e 480MPa de tensão média, respectivamente.

Uma hipótese para tal, seria o fato de que para uma mesma tensão alternante, a utilização de tensões médias maiores resulta em solicitações do tipo tração-tração com carga mais altas, ou seja, maiores deformações são provocadas a cada ciclo o que facilita a atuação da corrosão na região de maior intensidade de tensões do parafuso, ou seja, no primeiro filete carregado.

O diagrama de Haigh demonstra que os critérios de projeto em fadiga de Goodman, a parábola de Gerber, e a linha de Soderberg são suficientes para prever a falha, tanto em fadiga a 30Hz quanto em corrosão-fadiga, exceto para os resultados de fadiga a 2Hz, nos quais os critérios de Goodman e Soderberg apontam a falha dos parafusos.

Então, para aplicações em ambiente agressivo, é importante definir adequadamente a tensão de pré-carga do parafuso a fim de reduzir o efeito da tensão média na corrosão-fadiga.

Alguns estudos anteriores tratam do efeito da tensão média na fadiga. Entretanto, a maioria deles utilizou corpos de prova lisos, assim como Corsetti e Duquette (1974) e Vicent et al. (2012), e encontraram resistência a fadiga inferior com o aumento da tensão média para a liga de alumínio Al 7075-T6 e para o aço AISI 304L respectivamente. Isto está de acordo com as teorias clássicas como as de Goodman, que determinam que a amplitude de tensão de fadiga diminui com o aumento da tensão média. Em outro estudo, observou-se que a tensão média não apresenta efeito adverso na vida em fadiga de amostras sem pré-deformação apesar de uma deformação plástica adicional para o aço inoxidável AISI 316, Kamaya e Kawakubo (2015). Já para o aço inoxidável AISI 316LN observou-se que os corpos resistem a um número maior de ciclos com a utilização de uma tensão média mais alta, para um dado valor fixo de tensão alternada (Yuan et al, 2016).

Já nos estudos envolvendo parafusos, pode-se citar os estudos de Mínguez e Vogwell (2006), os quais testaram parafusos comerciais M5 classe 12.9 em juntas simples e duplas confeccionadas em ligas de alumínio aeronáuticas. Os ensaios a 20 Hz indicaram que uma tensão média mais alta fez reduzir o número de ciclos ao qual o parafuso resiste até a fratura em todos os torques de aperto avaliados. Resultado semelhante foi obtido por Juoksukangas et al (2016), utilizando parafusos M8 de classe 12.9.

Os resultados de fadiga a 30 Hz do presente estudo estão em acordo com o estudo do efeito da tensão média em parafusos M12x120 de classe 8.8 (aço ao carbono temperado e revenido) Burguete e Patterson (1995), mesmo estes tendo utilizado 100-120 Hz em seus ensaios. Para os ensaios de fadiga a 30Hz deste estudo e dentro do limite de tensão média estudado, a amplitude de tensão de fadiga não varia com a tensão média.

Pode-se observar que para 2 milhões de ciclos, os resultados dos parafusos prisioneiros confeccionados em aço inoxidável AISI 304 estão dentro dos obtidos por esses autores demonstrando mesma resistência a um parafuso comercial classe 8.8. Isso pode ser associado ao fato dos parafusos apresentarem valores de propriedades de tração bem próximas, sendo 800 MPa e 867 MPa de tensão de escoamento e tensão última respectivamente para o parafuso prisioneiro, e 756 MPa e 901 MPa de tensão de escoamento e tensão última respectivamente para o parafuso de classe 8.8.

Os ensaios de fadiga também foram executados a 2 Hz. Observa-se que para $\sigma_m = 480$ MPa o limite de resistência subiu de $\sigma_m = 60$ MPa a 30 Hz para $\sigma_m = 120$ MPa a 2 Hz. Já com o nível de tensão média inferior ($\sigma_m = 320$ MPa) o limite de resistência aumentou para 160MPa. Este resultado passa a acompanhar a inclinação esperada pelos critérios de Goodman e Soderberg.

Essa mudança nos limites de fadiga ao ar devido a mudança da frequência condiz com os resultados obtidos por Nikitin e Besel (2008), os quais estudando o efeito da frequência no comportamento de fadiga do aço austenítico AISI 304 a temperatura ambiente utilizando frequências entre 0,05 Hz e 10 Hz observaram que, as altas frequências induzem um número de ciclo de fadiga até a falha significativamente baixo. Os testes com a menor frequência (0,5 Hz) mostraram que a vida em fadiga é 4-25 vezes maior do que a vida obtida a 5 Hz. A maior mudança é obtida entre 2 Hz e 5 Hz enquanto que entre 0,5 Hz e 2 Hz não há diferença significativa no número de ciclos.

Tais resultados são explicados pelo auto-aquecimento sofrido pelas amostras durante os ensaios de fadiga à temperatura ambiente. A temperatura dos corpos de provas ensaiados a 5 Hz cresceu até 50-100°C dependendo da amplitude de tensão. O aumento da temperatura leva a uma mudança da microestrutura e comportamento de deformação

cíclica. O aumento da temperatura leva a um aumento da amplitude da deformação plástica e a uma diminuição do número de ciclos de fadiga. (Nikitin e Besel, 2008)

Adicionalmente, Marvasti et al (2011) utilizando frequência extremamente baixas (0,001-1 Hz) na avaliação do comportamento de fadiga de tubulações fabricadas em aço, obteve que a taxa de crescimento da trinca diminuiu significativamente com a redução da frequência cíclica.

Contraditoriamente, Michler et al (2017) obteve aumento no número de ciclos até a falha para dois aços inoxidáveis austeníticos, 12,6%Ni e 8,64%Ni, respectivamente, quando a frequência variou de 0,1 Hz até 20 Hz. Os autores afirmam que o efeito da frequência é negligenciável apenas para frequências muito altas.

Esta afirmação de Michler et al (2017) concorda com os resultados encontrados por Fargione et al (2016) onde por meio de análises térmicas observou que para corpos de prova lisos confeccionados em aço inoxidável AISI 304 ensaiados a 10Hz, 20Hz e 30Hz, a frequência não teve influência no limite de fadiga.

Os resultados obtidos no estudo concordam com Nikitin e Besel (2008), bem como Marvasti et al (2011) quando se observa um nível de resistência a fadiga superior e um maior número de ciclos até a falha quando a frequência de fadiga foi reduzida de 30Hz para 2Hz.

Considerando os resultados obtidos neste estudo com relação a redução da frequência, o nível de tensão média mais alto ($\sigma_m = 480\text{MPa}$) obteve uma redução de 50% na resistência a fadiga e para ($\sigma_m = 320\text{MPa}$) esta redução foi um pouco mais acentuada, 62,5%.

Dentre os estudos em corrosão-fadiga utilizando corpos de provas lisos sem entalhes, encontra-se Carvalho (2010), onde o autor analisou o comportamento de dois aços inoxidáveis austeníticos, o aço AISI 316L e o ASTM F-138 utilizando um meio com 0,9% de NaCl a 25hz, solicitados via carregamento de tração. Neste estudo foi observado que o limite de resistência a fadiga do aço AISI 316L ao ar foi 182,57MPa e reduzido a 145,91 em NaCl, o que representa uma redução de 20,07%. Para o aço ASTM F-138 a redução foi um pouco maior, 34,71%, saindo de 314,57MPa ao ar para 205,85MPa. Tais reduções são inferiores as causadas pelo ambiente com 35g/L de NaCl deste estudo. Porém, vale ressaltar que essa concentração é um pouco mais agressiva do que 0,9% de NaCl.

Nos ensaios de corrosão-fadiga, observa-se tendência de redução da tensão alternante de fadiga para um mesmo número de ciclos, mantendo-se fixa a tensão média. Pode ser notado que tensões médias maiores tendem a provocar resistência a fadiga inferiores. Ou seja, um maior torque de pré-carga não necessariamente seria benéfico em corrosão-fadiga. Observa-se através da linha de tendência que a 2 milhões de ciclos, o uso da tensão média superior (480MPa) no ambiente com NaCl provocou uma redução de 74,4% em relação ao mesmo parafuso sob fadiga também a 2Hz. Entretanto, com a utilização da tensão média inferior (320MPa), a redução foi ligeiramente menor, 63,95%.

Em um estudo anterior desenvolvido por Giordani et al (2007) encontrou-se uma redução de 13% na resistência a fadiga para o aço inoxidável austenítico ASTM F-138 e 21% para o também austenítico ISO-5832-9 considerando-se 10^5 ciclos em uma solução aquosa de 0,9% de NaCl a 10hz.

Já Ebara (2010) utilizando uma liga de aço inoxidável com 12% Cr em corpos de provas cilíndricos testados via corrosão-fadiga flexo-rotativa em diferentes concentrações de NaCl, obteve uma redução na resistência a fadiga bem próxima ao deste estudo quando

o meio em questão apresentava uma concentração de 3% de NaCl em solução aquosa. Para o mesmo número de ciclos deste estudo, 2 milhões de ciclos, a redução obtida por Ebara (2010) foi de aproximadamente 48%, de 380MPa para 200MPa utilizando uma frequência de 60hz.

Mais recentemente, Akita (2015) utilizando o aço inoxidável AISI304 em meio aquoso com 3% de NaCl através de ensaios de flexão rotativa a 60hz, obteve apenas uma leve redução de 10MPa (4%) entre os ambientes.

4.6. Análise das fraturas

Através da análise das fraturas foi possível observar que 90% das falhas ocorreram no primeiro filete carregado, Figura 32a.

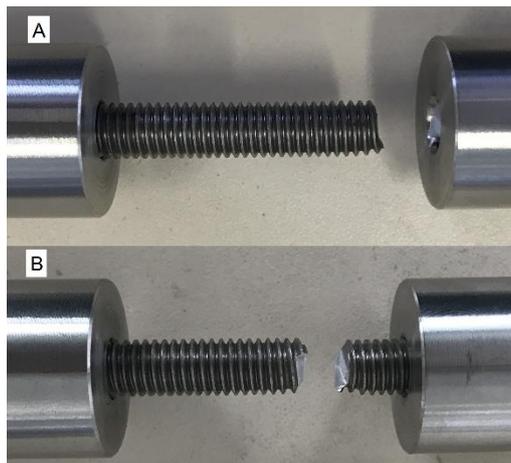


Figura 32 - Fraturas típicas (a) fratura no primeiro filete carregado, (b) fratura no corpo do parafuso.

Avaliando-se as falhas dos parafusos após os ensaios, obteve-se um índice superior ao encontrado no estudo de Majzoobi et al. (2005), onde os autores obtiveram falhas de 70% dos parafusos testados devido a ruptura no primeiro filete carregado entre o parafuso e a porca devido aos esforços cíclicos. No estudo atual obteve-se 90% das

falhas ocorridas no primeiro filete carregado, resultado semelhante ao obtido por Silva (2013) em que obteve 89% das falhas na mesma região.

As Figuras 33, 34, 35 e 36 ilustram fraturas ocasionadas pela fadiga a 30Hz e corrosão-fadiga. Observa-se que as superfícies de fratura dos parafusos testados nos dois meios apresentam aspectos macroscópicos de fratura semelhantes.

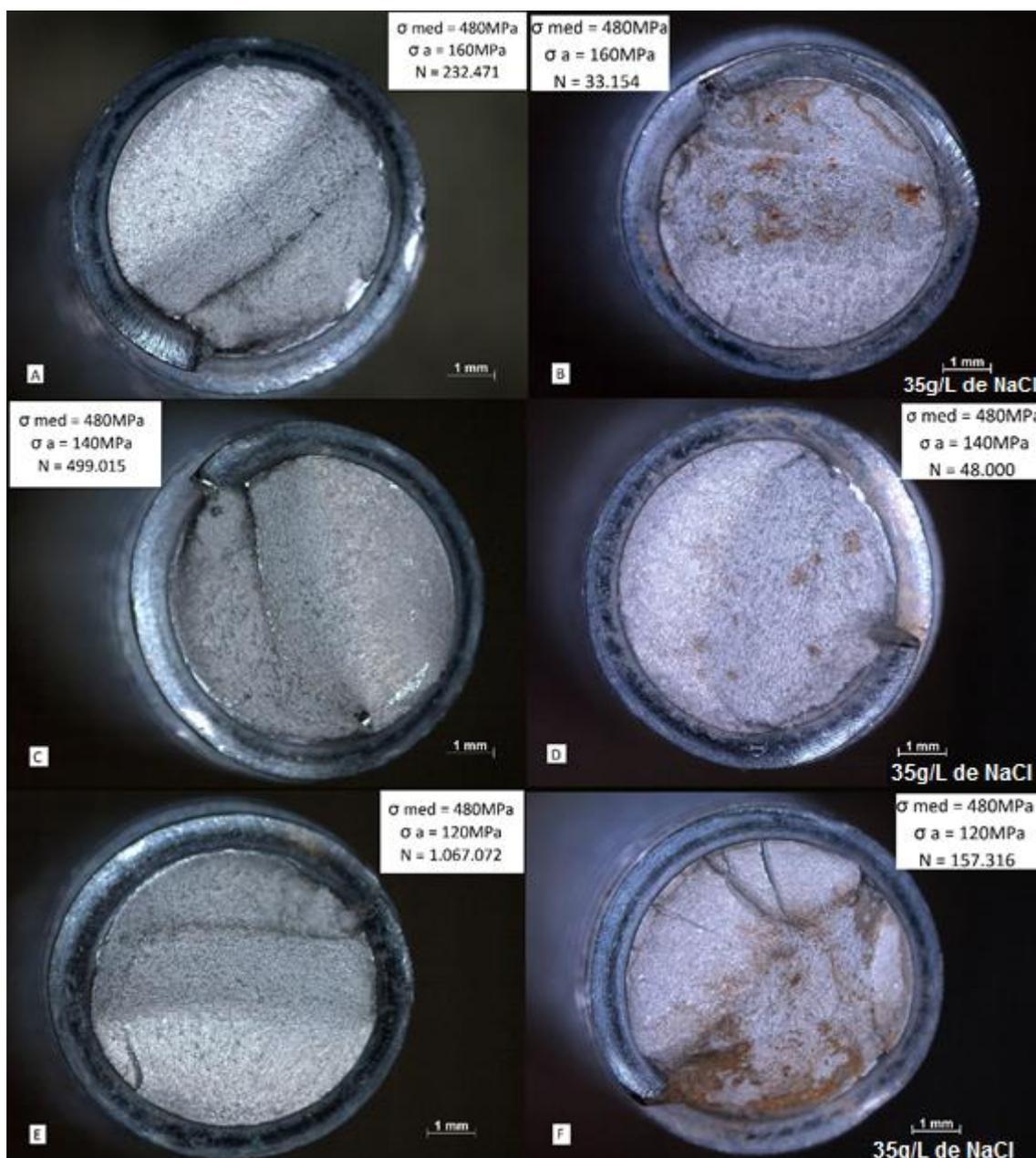


Figura 33 - Comparativo de falhas nos meios utilizados no estudo à $\sigma_m = 480$ MPa (a) $\sigma_a = 160$ MPa ao ar, (b) $\sigma_a = 160$ MPa em 35g/L de NaCl, (c) $\sigma_a = 140$ MPa ao ar, (d)

$\sigma_a = 140$ MPa em 35g/L de NaCl, (e) $\sigma_a = 120$ MPa ao ar, (f) $\sigma_a = 120$ MPa em 35g/L de NaCl.

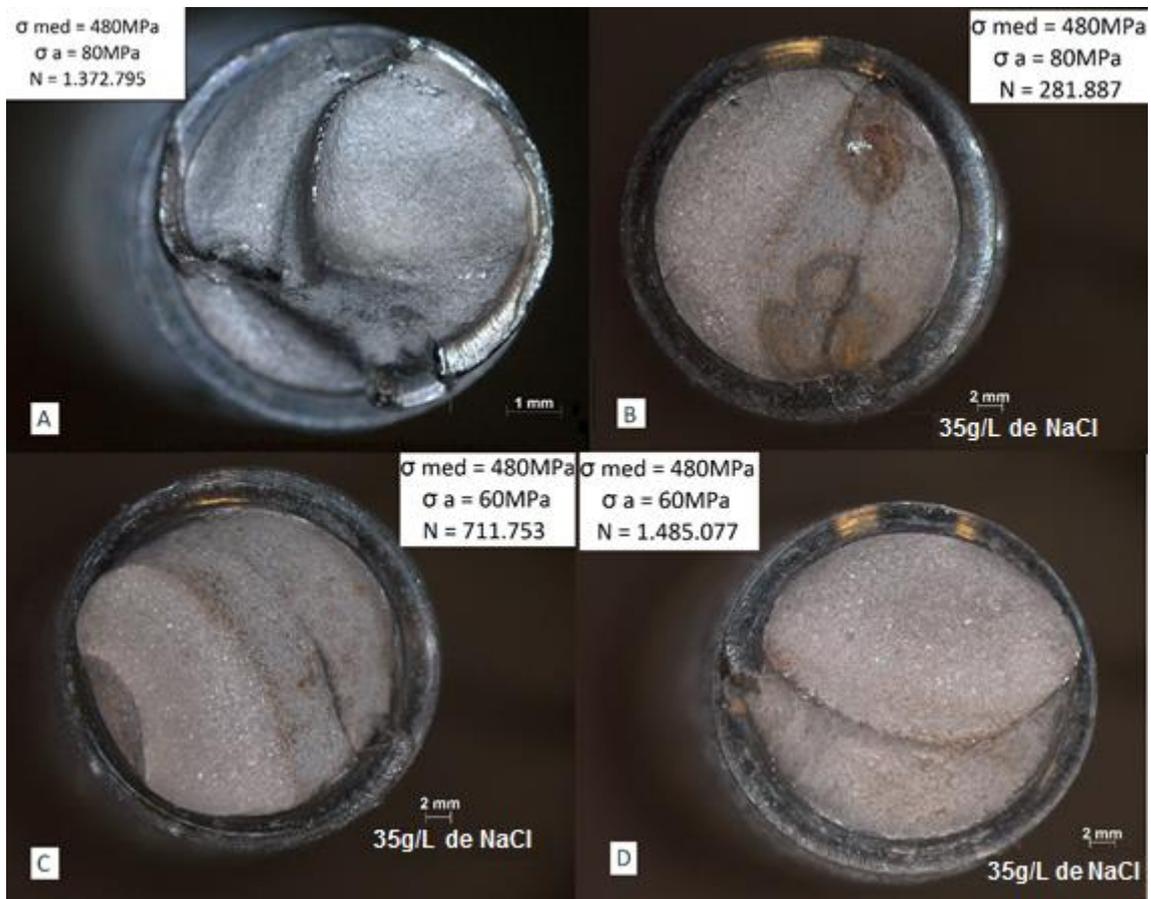


Figura 34 - Comparativo falhas nas seções transversais dos parafusos utilizados no estudo à $\sigma_m = 480$ MPa nos dois ambientes, ar e 35g/L de NaCl. (a) $\sigma_a = 80$ MPa ao ar, (b) $\sigma_a = 80$ MPa em 35g/L de NaCl, (c) $\sigma_a = 60$ MPa em 35g/L de NaCl, (d) $\sigma_a = 60$ MPa em 35g/L de NaCl.

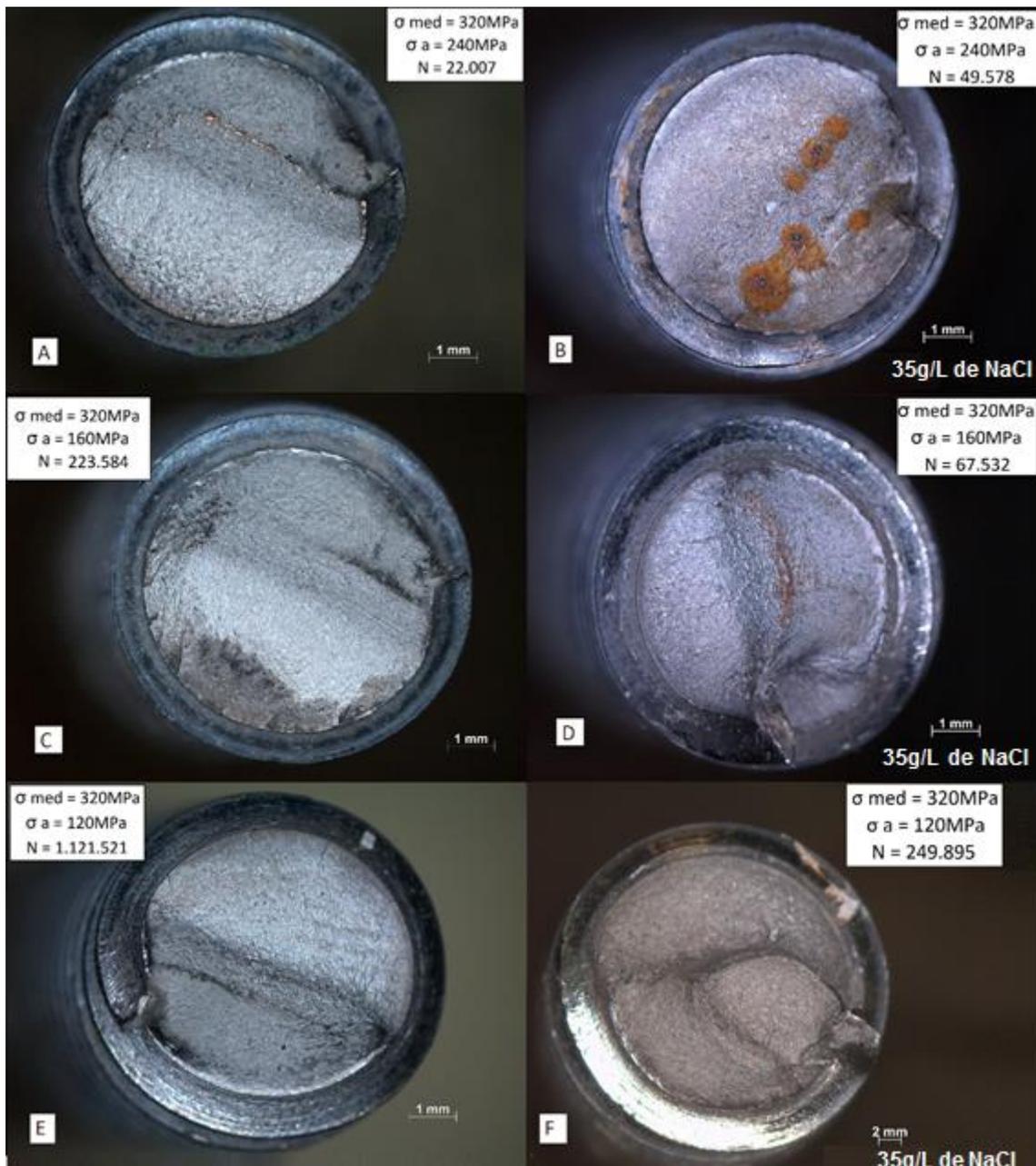


Figura 35 - Comparativo de falhas nos meios utilizados no estudo à $\sigma_m = 320\text{MPa}$. (a) $\sigma_a = 240\text{MPa}$ ao ar, (b) $\sigma_a = 240\text{MPa}$ em 35g/L de NaCl, (c) $\sigma_a = 160\text{MPa}$ ao ar, (d) $\sigma_a = 160\text{MPa}$ em 35 g/L de NaCl, (e) $\sigma_a = 120\text{MPa}$ ao ar, (f) 120MPa em 35g/L de NaCl.

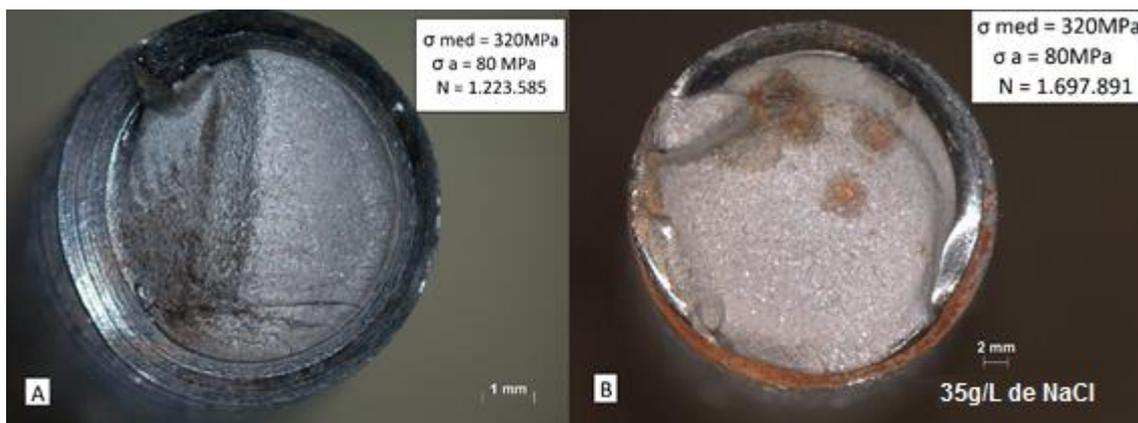


Figura 36 - Comparativo falhas nas seções transversais dos parafusos utilizados no estudo à $\sigma_m = 320\text{MPa}$ nos dois ambientes, ar e 35g/L de NaCl. (a) $\sigma_a = 80\text{MPa}$ ao ar, (b) $\sigma_a = 80\text{MPa}$ em 35g/L de NaCl.

As imagens de microscópio eletrônico de varredura das fraturas dos parafusos indicaram a formação de estrias de fadiga, como representado para um parafuso testado ao ar (Figura 37). A imagem obtida a 1,38 mm distante da superfície onde iniciou a trinca, indica as estrias típicas de fadiga que apresentam neste caso um espaçamento médio de $0,25\mu\text{m}$. Tais estrias foram formadas quando a sollicitação alternou entre 400 MPa e 240 MPa.

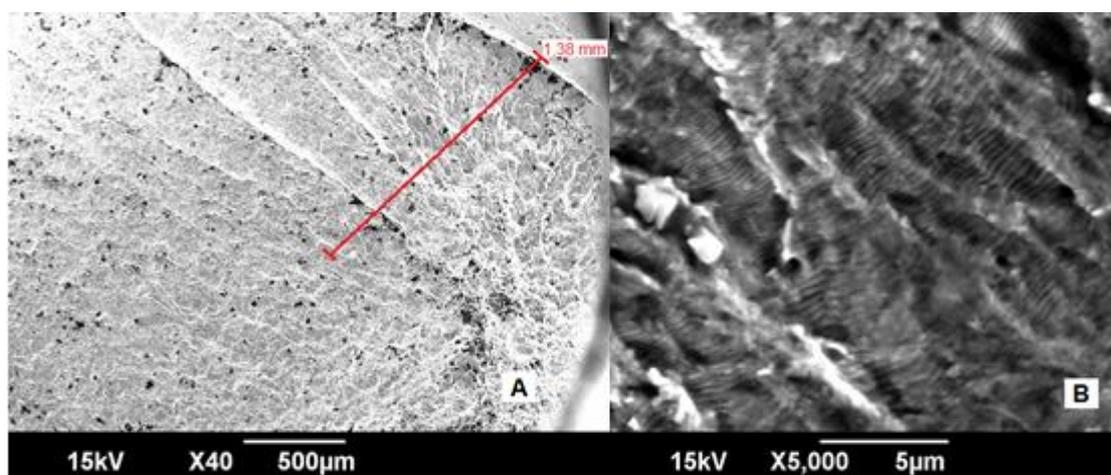


Figura 37 - Fotografias obtidas em MEV do parafuso ensaiado a $\sigma_m = 320\text{ MPa}$ e $\sigma_a = 80\text{ MPa}$. Região onde foi tirada a foto (a), estrias de fadiga (b).

Foi elaborada uma análise do afastamento das estrias. Resume-se na Tabela 3 o afastamento das estrias para $\sigma_m = 480\text{MPa}$ e na Tabela 4 para $\sigma_m = 320\text{MPa}$.

Tabela 3 - Espaçamento das estrias para $\sigma_m = 480\text{MPa}$

	$f = 30\text{Hz}$ ao ar		$f = 2\text{Hz}$ ao ar		$f = 2\text{Hz}$ em solução aquosa 35g/L	
σ_m (MPa)	480					
σ_a (MPa)	140	120	160	140	160	140
1	0,477	0,494	0,787	0,353	0,388	0,325
2	0,573	0,392	0,698	0,438	0,539	0,340
3	0,531	0,451	0,814	0,715	0,472	0,288
4	0,630	0,386	1,150	0,497	0,594	0,332
5	0,547	0,319	0,811	0,486	0,538	0,239
6	0,546	0,333	0,931	0,357	0,655	0,345
7	0,562	0,620	1,037	0,442	0,523	0,267
8	0,476	0,440	0,779	0,332	0,417	0,246
9	0,464	0,305	1,206	0,362	0,562	0,299
10	0,468	0,336	0,843	0,302	0,372	0,292
Média (μm)	0,527	0,408	0,905	0,428	0,506	0,297
Desvio (μm)	0,055	0,097	0,171	0,121	0,092	0,038

Tabela 4 - Espaçamento das estrias para $\sigma_m = 320\text{MPa}$

	$f = 30\text{Hz}$ ao ar			$f = 2\text{Hz}$ ao ar		$f = 2\text{Hz}$ em solução aquosa 35g/L		
σ_m (MPa)	320							
σ_a (MPa)	240	120	80	240	210	240	160	120
1	0,290	0,295	0,314	1,000	0,327	0,904	0,296	0,271
2	0,431	0,332	0,356	1,090	0,435	1,026	0,624	0,297
3	0,413	0,229	0,300	0,936	0,336	0,890	0,641	0,435
4	0,361	0,257	0,257	0,973	0,475	0,914	0,865	0,410
5	0,270	0,188	0,266	0,839	0,274	0,866	0,552	0,815
6	0,405	0,203	0,204	0,983	0,510	0,925	0,375	0,705
7	0,298	0,278	0,208	0,813	0,449	1,026	0,542	0,621
8	0,216	0,208	0,331	0,660	0,397	0,889	0,427	0,624
9	0,486	0,268	0,359	0,677	0,435	1,018	0,486	0,648
10	0,452	0,189	0,250	0,945	0,415	0,801	0,824	0,799
Média (μm)	0,362	0,245	0,285	0,892	0,405	0,926	0,563	0,562
Desvio (μm)	0,089	0,049	0,056	0,141	0,073	0,075	0,183	0,197

Os resultados médios das estrias foram representados graficamente e suas tendências estão representadas na Figura 38. Tais resultados indicam que independentemente do nível de tensão média, da frequência e do meio, com a redução do

nível de tensão alternada há uma tendência de redução no nível de afastamento das estrias de fadiga.

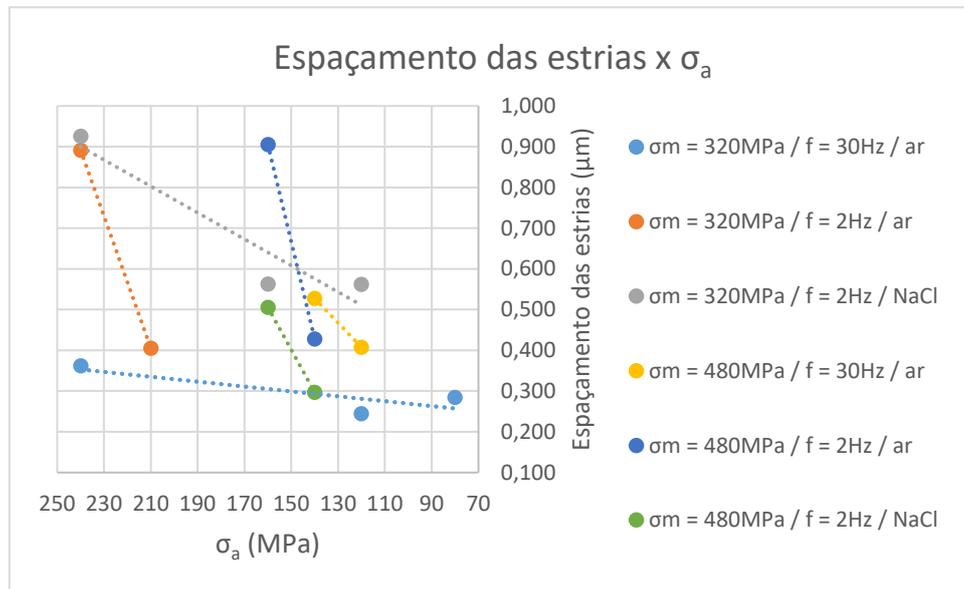


Figura 38 - Espaçamento das estrias versus tensão alternada.

Tais resultados são similares aos obtidos por Yokobori e Sato (1976) que encontraram uma redução no afastamento das estrias com a redução de σ_a para a liga de alumínio Al 2024-T3 e o aço SM-50 a temperatura ambiente.

Comportamento semelhante foi obtido por Liu e Kobayashi (1980). Estes autores estudaram ligas de alumínio, a liga de titânio Ti-6Al-4V e o aço inoxidável AISI 304 e obtiveram a mesma redução. Assim como Bolton e Redington (1983) que estudaram o comportamento do aço AISI 316 em meio salino.

A microscopia eletrônica de varredura permitiu observar também o coalescimento de microcavidades, os dimples. Estes foram observados em todos os parafusos ensaiados na região de fratura final, Figura 39.

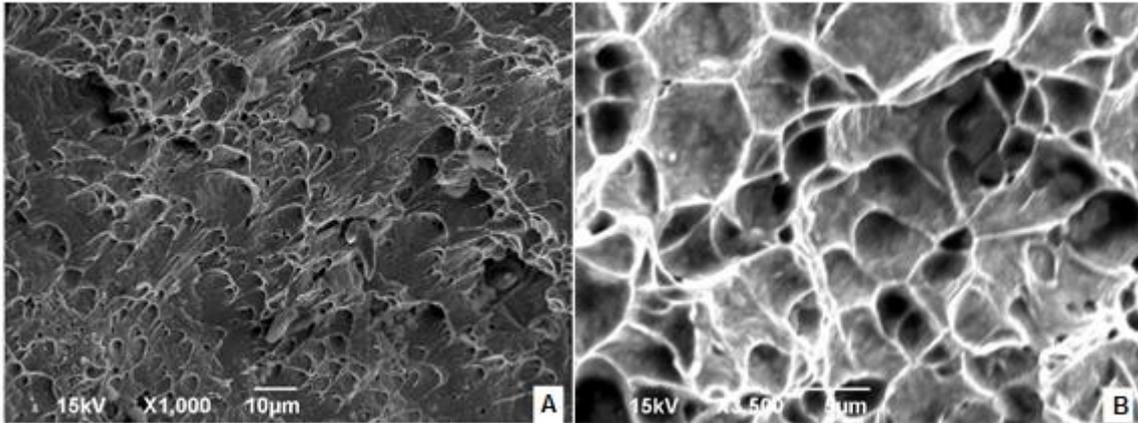


Figura 39 - Fotografias obtidas em MEV do parafuso ensaiado a $\sigma_m = 320$ MPa e $\sigma_a = 80$ MPa ilustrando os dimples na região de fratura final (a) zoom de 1.000x, (b) zoom de 3.500x.

A Figura 40 ilustra aspecto microscópico semelhante a corrosão sob tensão de parafuso ensaiado a $\sigma_m = 320$ MPa, $\sigma_a = 80$ MPa e $N = 1.257.111$ ciclos, (Figura 40a) e o mesmo aspecto é observado em diversos outros parafusos ensaiados sob corrosão-fadiga. Observa-se estrias cruzadas semelhantes obtidas em Warke (2002).

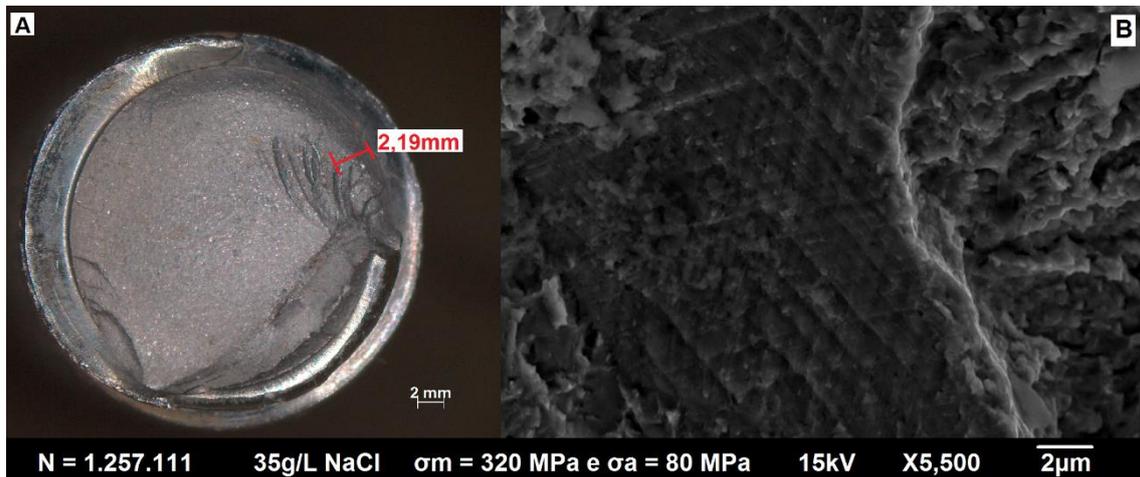


Figura 40 - Aspectos semelhantes a corrosão sob tensão

Segundo Warke (2002), algumas fraturas de corrosão sob tensão mostram marcas de progressão e regiões alternadas de CST e sobrecarga, com mudanças na frente da

trinca. As marcas de progressão na superfície da fratura podem muitas vezes ser confundida com a fadiga. Algumas fraturas de CST incluem estrias, aspectos semelhantes a clivagem. Figura 41.

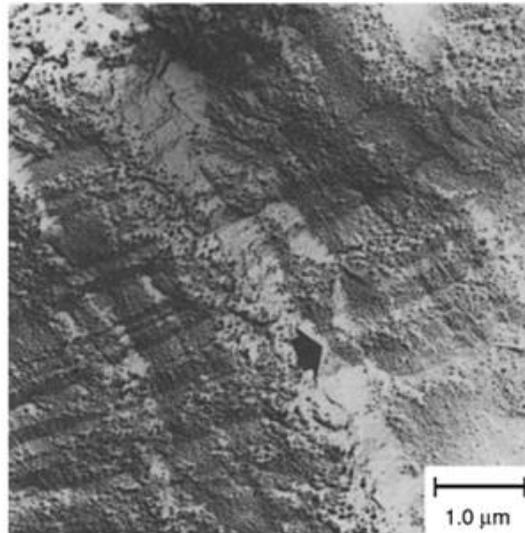


Figura 41 - Mecanismos de corrosão sob tensão com estrias semelhantes a fadiga.

Fonte: Warke (2002).

4.7. Microscopia ótica após corrosão-fadiga

Realizou-se a microscopia ótica dos dois parafusos que resistiram um maior número de ciclos sob corrosão-fadiga. O parafuso que mais resistiu na curva com tensão média igual 480MPa atingiu 1.485.077 ciclos a 60MPa de tensão alternante. O topo de alguns filetes deste parafuso apresentava pequenas trincas ramificadas, fato não observado nos parafusos ensaiados ao ar. Figura 42.

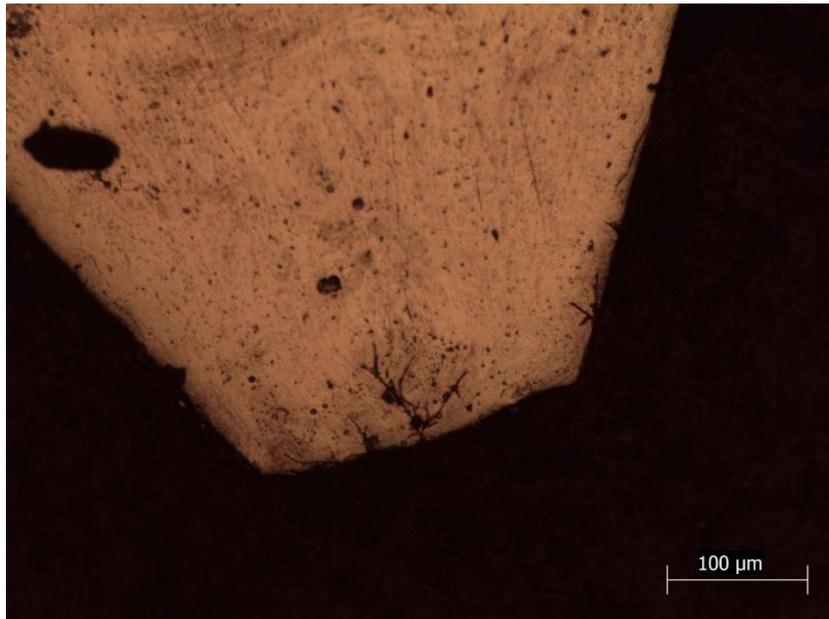


Figura 42 - Trinca ramificada no topo do filete de parafuso que atingiu 1.485.077 ciclos a $\sigma_m = 480$ MPa e $\sigma_a = 60$ MPa sob 35g/L de NaCl.

Ainda neste mesmo parafuso, na raiz do segundo filete, encontra-se o princípio de uma trinca secundária, Figura 43.

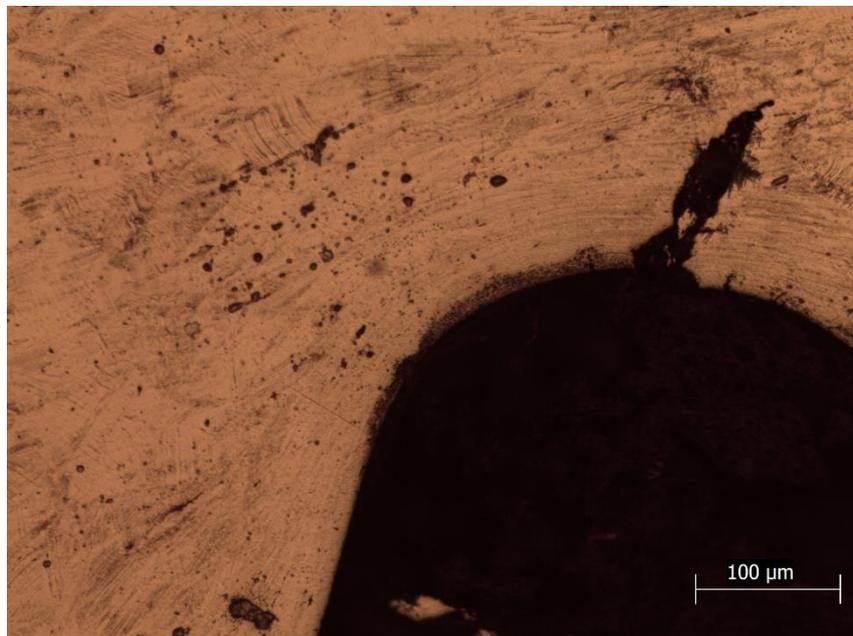


Figura 43 - Ruptura parcial na raiz do filete do parafuso que atingiu 1.485.077 ciclos a $\sigma_m = 480$ MPa e $\sigma_a = 60$ MPa sob 35g/L de NaCl.

O parafuso que mais resistiu no outro nível de tensão testado $\sigma_m = 320$ MPa e $\sigma_a = 80$ MPa atingiu 1.697.891 ciclos. Também apresentou em um dos filetes o princípio de uma trinca. Figura 44. No entanto, ambos parafusos não apresentaram mudanças microestruturais.

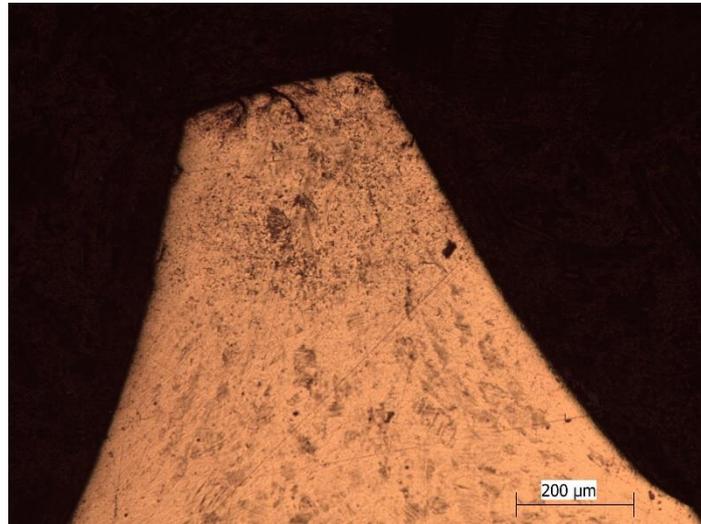


Figura 44 - Microtrinca no topo do filete do parafuso ensaiado em $\sigma_m = 320$ MPa, $\sigma_a = 80$ MPa, $N = 1.697.891$ ciclos.

4.8. Corrosão sob tensão

Os parafusos ensaiados em corrosão sob tensão tiveram o alongamento esperado da região elástica, entretanto, não vieram a romper ou iniciar a trinca. Os parafusos apresentaram apenas início de pite na raiz do filete.

A Figura 45 ilustra os três diferentes ensaios realizados neste estudo. Em (a) ilustra-se um parafuso que fora ensaiado sob corrosão-fadiga quando o mesmo estava com 1 milhão de ciclos e evidente corrosão por fresta, já os outros dois parafusos ensaiados não apresentam diferenças macroscópicas quando comparados. Em (b) têm-se um parafuso que atingiu a vida em fadiga com 2 milhões de ciclos e (c) um parafuso de corrosão sob tensão após 278 h de ensaio.

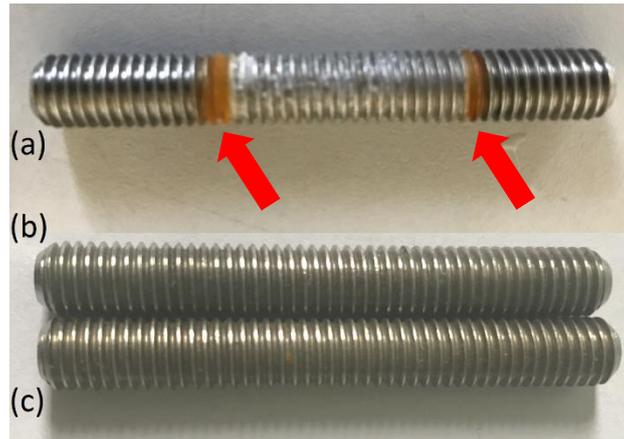


Figura 45 – Comparativo macroscópico entre parafusos ensaiados sob fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. (a) Parafuso sob corrosão-fadiga com 1 milhão de ciclos e evidente corrosão por fresta; (b) Parafuso vida infinita de fadiga após 2 milhões de ciclos; (c) Parafuso corrosão sob tensão após 278 h tempo equivalente a 2 milhões de ciclos a 2 Hz.

Durante o tempo de realização dos ensaios de corrosão sob tensão, o pH variou entre 7,3 e 6,57 e a concentração de O_2 esteve entre 17 e 10,9 ppm. A temperatura variou entre 27,5 e 30,4°C.

Observa-se na Figura 45a um dos motivos dos parafusos ensaiados em corrosão-fadiga apresentarem o número de ciclos inferior. As corrosões por frestas, indicadas pelas setas, dão indícios de serem a causa da redução no número de ciclos devido ao fato de serem ausentes nos demais ensaios.

Um resultado importante destes testes de corrosão sob tensão foi que os parafusos não romperam, apesar do tempo expostos em ambiente agressivo comparativamente aos testes de corrosão-fadiga. Ou seja, apesar da maior tensão média aplicada em CST, os parafusos não romperam. Em corrosão-fadiga eles romperam sob menores tensões em

tempos também menores. Ou seja, o efeito de corrosão-fadiga parece ser mais prejudicial para eles do que o efeito de CST.

O resultado obtido em corrosão sob tensão ilustra bem o efeito sinérgico que a interação entre carregamento cíclico alternante e a corrosão apresentam. Este efeito é notório se for comparado com o carregamento de tração aliado a corrosão. Apesar do tempo ter sido superior ao usado por Torchio (1980), 150h contra 278h, e as temperaturas levemente superiores já que este autor usou 25°C. Entretanto, o tempo de ensaio foi inferior a maioria dos ensaios de corrosão sob tensão a citar: 13.500h, Truman (1977);

O resultado de corrosão sob tensão concorda com Truman (1977) que ensaiando CST entre 20-100°C não obteve nenhuma falha de corrosão sob tensão abaixo de 60°C. Assim como os encontrados por Du et al (2016) que só obteve corrosão sob tensão acima de 288°C.

5. Conclusões

Os ensaios ao ar resultaram que a mudança no nível de tensão média, dentro dos limites estipulados inferiores a tensão de escoamento, não provocou mudança no limite de resistência a fadiga que fora de 60MPa nas curvas ao ar ensaiadas a 30Hz.

Reduzindo-se a frequência do ensaio ao ar para 2Hz, houve uma melhora nos limites de tensão para 120MPa e 160MPa para $\sigma_m = 480\text{MPa}$ e $\sigma_m = 320\text{MPa}$ respectivamente. Tal fato corrobora com alguns autores quando ilustra que uma redução na frequência do ensaio melhora os resultados do material em fadiga, e adicionalmente tal resultado faz com que o material tenha comportamento semelhante ao previsto por Goodman e Soderberg. A redução no nível de frequência provocou reduções de até 62,5% considerando apenas a frequência.

Já os ensaios em solução aquosa com 35g/L NaCl em água destilada provocaram tanto a redução da amplitude de tensão de resistência a fadiga, ao ar quanto a redução da amplitude de tensão de resistência a fadiga em função do acréscimo da tensão média, este semelhantemente ao ensaio ao ar a 2Hz. A utilização de parafusos de aço inoxidável austenítico ao NaCl com 35g/L de concentração em comparação com ensaio ao ar de mesma frequência do presente estudo provocou uma redução de até 74,4% no nível de tensão da resistência a fadiga em relação ao qual o material resistiria ao ar.

O aumento de tensão alternada provocou um aumento no espaçamento médio das estrias em todos os níveis de tensão e meios avaliados.

O aspecto da falha não apresentou diferenças significativas entre os dois meios de ensaio, apesar de ser observado corrosão por frestas nos primeiros filetes carregados, trincas nas raízes dos filetes e trincas ramificadas no topo dos mesmos quando ensaiados sob NaCl.

Observou-se que 90% das falhas ocorreram no primeiro filete carregado.

Tais resultados indicam que uma maior tensão média e conseqüentemente uma maior pré-carga no aperto de parafusos não é benéfico em solução aquosa com 35g/L de NaCl com pH neutro e aplicações destes parafusos prisioneiros a baixas frequências.

O meio corrosivo e as condições de teste são parâmetros importantes no caso de corrosão-fadiga. Os resultados dos testes em corrosão-fadiga são válidos apenas para as condições aplicadas neste estudo. Alterações da agressividade do meio, frequência de solitação cíclica devem produzir valores diferentes dos pontos encontrados no gráfico de amplitude de tensão pela tensão média e isto poderá ser verificado em estudos posteriores.

6. Sugestões para estudos futuros

Verificar a influência da frequência sobre os resultados de fadiga dos parafusos prisioneiros entre 2Hz e 30Hz.

Estudar a influência da variação na concentração de NaCl sobre os resultados de corrosão-fadiga.

Verificar a influência do torque de aperto associado ao acabamento superficial e diferentes processos de fabricação na confecção de parafusos em aço inoxidável.

7. Referências bibliográficas

ADEDIPE, O. BRENNAN, F. KOLIOS, A. “Corrosion fatigue load frequency sensitivity analysis”, *Marine Structures*, v. 42, pp. 115-136, Apr. 2015.

AKITA, M. UEMATSU, Y. KAKIUCHI, T., et al., “Effect of sensitization on corrosion fatigue behavior of type 304 stainless steel annealed in nitrogen gas”, *Materials Science & Engineering A*, 640, pp. 33–41, May. 2015.

ASM - American Society for Materials. Stainless Steels. Specialty Handbook, 1984.

ASM Committee on Threaded Steel Fasteners. Threaded Steel Fasteners. In: ASM Handbook. 2.ed. Ohio: American Society for Metals. Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 1993, pp.782-812.

ATANAZIO FILHO, N. N. *Estudo da influência do meio corrosivo na resistência a fadiga do aço estrutural SAE 8620*. Dissertação de M. Sc. CNEN - Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear, Belo Horizonte, MG, Brasil. 2006.

AZEVEDO, T. F. ANDRADE, C. E. C. SANTOS, S., et al., “Fatigue and corrosion-fatigue strength of hot rolled Ti35Nb2.5Sn alloy”, *Materials and Design*, 85, pp. 607–612, Jul. 2015.

BEGUM, Z. POONGUZHALI, A. BASU, R., et al., “Studies of the tensile and corrosion fatigue behaviour of austenitic stainless steels”, *Corrosion Science*, v. 53, pp. 1424-1432, Jan. 2011.

BO HU, RUNQIAO YU. “Variations in surface residual compressive stress and magnetic induction intensity of 304 stainless steel”, *NDT&E International*, pp. 1-5, Feb. 2016.

BOLTON, J. D. REDINGTON, M. L. “The effects of saline aqueous corrosion on fatigue crack growth rates in 316 grade stainless steels”, *International Journal of Fatigue*, vol 5, no. 3, pp. 155-163. Jul. 1983.

BONIARDI, M. V. CASAROLI, A. *Stainless Steel*. 1ª Ed. Brescia, Italy. Editora Lucefin, 2014.

BRESCIANI F., E. *Seleção de materiais metálicos*. 3ª Ed. Campinas, São Paulo. Editora da Unicamp, 1991.

BUDA, J., 1994. Why Bolts Fail, Machine Design, Edited by Stephane Muraski Johnson.

BUDYNAS, R. G; NISBETT, J. K. *Elementos de máquinas de Shigley: projeto de engenharia mecânica*. 8ª Ed. Porto Alegre, Rio Grande do Sul. Editora Bookman, 2011.

BURGUETE, R. L., PATTERSON E. A, 1995, “The Effect of Mean Stress on the Fatigue Limit of High Tensile Bolts”, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, Part C*, v. 209, pp. 257-262. Jul. 1995

CARVALHO. J. A. M. DARWISH, F. A. I. ABUD, I. C. *Comportamento em corrosão-fadiga de ligas inoxidáveis usadas em implantes cirúrgicos*. Congresso Brasileiro de Corrosao & International Meeting on Corrosion Science & Control - IMCORR. Rio de Janeiro: p. 1033-1044, 2010.

CORSETTI L. V. DUQUETTE D. J. "The Effect of Mean Stress and Environment on Corrosion Fatigue Behavior of 7075-T6 Aluminum", *Metallurgical transactions*, v. 5, pp. 1087-1094, May, 1974.

CROCCOLO, D., AGOSTINIS, M., VINCENZI, N., 2012a, “A contribution to the selection and calculation of screws in high duty bolted joints”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 96-97, pp. 38-48.

CROCCOLO, D., AGOSTINIS, M., VINCENZI, N., 2012b, “Influence of tightening procedures and lubrication conditions on titanium screw joints for lightweight applications”, *Tribology International*, 55, pp. 68-76.

- DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*, 2ª ed. Rio de Janeiro. Editora Guanabara Dois. 1981.
- DRAGONI, E., “Effect of thread pitch and frictional coefficient on the stress concentration in metric nut-bolt connections”, *Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, v. 116, (1), pp.21-27, 1994.
- DRAGONI, E., “Effect of thread pitch on the fatigue strength of steel bolts”, *Proceedings Institution of Mechanical Engineers*, v. 211, pp.591-600, 1997.
- DU, D. CHEN, K. LU, H., “Effects of chloride and oxygen on stress corrosion cracking of cold worked 316/316L austenitic stainless steel in high temperature water”, *Corrosion Science*, 110, pp. 134–142. Apr. 2016.
- EBARA, R., “Corrosion fatigue crack initiation behavior of stainless steels”, *Procedia Engineering* 2, pp. 1297-1306. Mar. 2010.
- FARGIONE, G. GIUDICE, F. RISITANO, A., “The influence of the load frequency on the high cycle fatigue behavior”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 88, pp. 97–106, Dec. 2017.
- GENTIL, V. *Corrosão*. 4ª Ed. Rio de Janeiro. Editora LTC. 2003.
- GIORDANI, E. J. FERREIRA, I. BALANCIN, O., Propriedades mecânicas e de corrosão de dois aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de implantes ortopédicos. REM. Ouro Preto, MG: p. 55-62, 2007.
- GRIZA, S. SILVA, M. E. G. SANTOS, S. V., et al., “The effect of bolt length in the fatigue strength of M24× 3 bolt studs”, *Engineering Failure Analysis*, vol. 34, pp. 397-406, Dec. 2013.
- GRIZA, S. SILVA, M. E. G. SANTOS, S. V. STROHAECKER, T. R. “Experimental evaluation of cyclic stresses on axially loaded bolted joints”, *Proceedings of the*

Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, vol. 230, pp. 2611-2622. Oct. 2016.

HEDAYATI, A. NAJAFIZADEH, A. KERMANPUR, A., et al., "The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 210, pp. 1017–1022, Jun. 2010.

ISO 3800, 1993, Threaded fasteners - Axial load fatigue testing - Test methods and evaluation of results.

JINLONG, L. HONGYUN, L., "Effects of strain and strain-induced α' -martensite on passive films in AISI 304 austenitic stainless steel", *Materials Science and Engineering C*, vol. 34, pp. 484–490. Jan. 2014.

JUOKSUKANGAS, J. LEHTOVAARA, A. MÄNTYLÄ, A., "Experimental and numerical investigation of fretting fatigue behavior in bolted joints", *Tribology International*, vol. 103, pp. 440-448. Nov. 2016.

KALNAUS, S. FAN, F. JIANG, Y., et al., "An experimental investigation of fatigue crack growth of stainless steel 304L", *International Journal of Fatigue*, vol. 31., pp. 840-849. May. 2009.

KAMAYA, M. KAWAKUBO, M. "Mean stress effect on fatigue strength of stainless steel", *International Journal of Fatigue*, vol. 74 pp. 20–29. Jan. 2015.

LEHNHOFF, T. F., WISTEHUFF W. E., "Nonlinear Effects on the Stiffness of Bolted Joints", *Journal of Pressure Vessel Technology*, vol. 118, pp. 48-53. Feb. 1996.

LEMOS, M. KWIETNIEWSKI, C. CLARKE, T., et al., "Evaluation of the Fatigue Life of High-Strength Low-Alloy Steel Girth Welds in Aqueous Saline Environments with Varying Carbon Dioxide Partial Pressures", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 21, pp. 1254-1259. Aug. 2011.

LIU, H. W. KOBAYASHI, H. “Stretch Zone Width and Striation Spacing - The Comparison of Theories and Experiments”, *Scripta Metallurgica*, vol. 14, pp. 525-530, May. 1980.

LO, K.H. SHEK, C.H. LAI, J.K.L. “Recent developments in stainless steels”, *Materials Science and Engineering R*, vol. 65, pp. 39–104, Apr. 2009.

MAJZOABI, G.H., FARRAHI, G.H., HABIBI, N., “Experimental evaluation of the effect of thread pitch on fatigue life of bolts”, *International Journal of Fatigue*, vol. 27, pp. 189-196. Feb. 2005.

MAKHLOUF, K. SIDHOM, H. TRIGUIA, I., et al., “Corrosion fatigue crack propagation of a duplex stainless steel X6 CrNiMoCu25-6 in air and in artificial sea water”, *International Journal of Fatigue*, vol. 25, pp. 167-179, Feb. 2003.

MALIK, A. U. MAYAN KUTTY, P. C. SIDDIQI, N. A., et al., “The influence of pH and chloride concentration on the corrosion behaviour of AISI 316L steel in aqueous solutions”, *Corrosion Science*, Vol. 33, No. 11, pp. 1809-1827, Nov. 1992.

MARCELO, A. L. *Propriedades de fadiga de parafusos de alta resistência mecânica*. Dissertação de M. Sc. Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica. Campinas, SP, 2008.

MARVASTI, M.H. CHEN, W. EADIE, R.L. “Fatigue of steel in air at low cyclic loading frequency”, *Scripta Materialia*, vol. 64, pp. 552–555. Mar. 2011.

MEO, D. D. DIYAROGLU, C. ZHU, N., et al., “Modelling of stress-corrosion cracking by using peridynamics”, *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 41, pp. 6593–6609. Apr. 2016.

MEYERS, M. A. CHAWLA, K. K. *Princípios de metalurgia mecânica*. São Paulo. Editora Edgarg Blücher. 1982.

MHAEDE, M. “Influence of surface treatments on surface layer properties, fatigue and corrosion fatigue performance of AA7075 T73”. *Materials and Design*, vol. 41 pp. 61–66. Mai. 2012.

MICHLER, T. NAUMANN, J. WIEBESIEK, J., et al., “Influence of frequency and wave form on S-N fatigue of commercial austenitic stainless steels with different nickel contents in inert gas and in high pressure gaseous hydrogen”, *International Journal of Fatigue*, vol. 96, pp. 67–77, Mar. 2017.

MÍNGUEZ, J. M. VOGWELL, J. “Effect of torque tightening on the fatigue strength of bolted joints”, *Engineering Failure Analysis*, vol. 13, pp. 1410–1421, Dec. 2006.

MOČNIK, P. KOSEC, T. KOVAČ, J., et al. “The effect of pH, fluoride and tribocorrosion on the surface properties of dental archwires”, *Materials Science and Engineering C*, vol. 78 pp. 682–689. Apr. 2017.

MUKHOPADHYAY, C. K. KASIVISWANATHAN, K. V. JAYAKUMAR, T., et al., “Acoustic emission from ageing-induced martensite formation in cold worked aisi type 304 stainless steel”, *Scripta Metallurgica*, vol. 30, pp. 303-307. Feb. 1994.

NIKITIN, I. BESEL, M. “Effect of low-frequency on fatigue behaviour of austenitic steel AISI 304 at room temperature and 25°C”, *International Journal of Fatigue*, vol. 30 pp. 2044–2049, Oct-Nov. 2008.

NORTON, R. L. *Projeto de máquinas: uma abordagem integrada*. 2ª Ed. Porto Alegre, Rio Grande do Sul. Editora Bookman. 2004.

PATTERSON, E.A., KENNY, B. “A modification to the theory for the load distribution in conventional nuts and bolts”, *Journal of Strain Analysis*, vol. 21, pp. 17-23. Jan. 1986,

PIZZIO, E., *Avaliação da vida em fadiga de uniões parafusadas – Estudo de Caso*. Dissertação de M.Sc. UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil. 2005,

REED-HILL, R. E. Princípios de metalurgia física. 2ª Ed. Rio de Janeiro. Editora Guanabara Dois. 1982.

SANTOS, R. C. S. BADARÓ, J. P. SILVA, A. S., et al., *Análise de falha em parafuso prisioneiro 5/8* – 11UNC, ASTM-A193 B8M CL.2. In Anais: 22º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais / CBECiMat - Rio Grande do Norte: Natal, 2016.

SHEN, Y.F. LI, X.X. SUN X., et al., “Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel”, *Materials Science and Engineering A*, vol. 552. pp. 514–522. Ago. 2012.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. *Aços e Ligas Especiais*. 3ª Ed. Sumaré. Editora Edgard Bluncher. 2006.

SILVA, M. E. G. *Efeito do comprimento do parafuso e da rigidez da união no limite de fadiga de uniões parafusadas*. Dissertação de M. Sc. UFS, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. São Cristóvão, SE, Brasil. 2013.

SOARES, G. C. GONZALEZ, B. M. SANTOS, L. A. “Strain hardening behavior and microstructural evolution during plastic deformation of dual phase, non-grain oriented electrical and AISI 304 steels”, *Materials Science & Engineering A*, vol. 684 pp. 577–585. Jan. 2017.

TOPIC, M. TAIT, R. B. ALLEN, C. “The fatigue behaviour of metastable (AISI - 304) austenitic stainless steel wires”, *International Journal of Fatigue*, vol. 29, pp. 656–665. Apr. 2007.

TORCHIO, S. “Stress corrosion cracking of type aisi 304 stainless steel at room temperature; influence of chloride content and acidity”, *Corrosion Science*, vol. 20, pp. 555-561. 1980.

TRUMAN, J. E. “The influence of chloride content, pH and temperature of test solution on the occurrence of stress corrosion cracking with austenitic stainless steel”, *Corrosion Science*, vol. 17, pp. 737-746. 1977.

VDI 2230, 2003, Systematic calculation of high duty bolted joints - Joints with one cylindrical bolt, Part 1.

VICENT, L. LE ROUX, J. TAHERI, S. "On the high cycle fatigue behavior of a type 304L stainless steel at room temperature", *International Journal of Fatigue*, vol. 38, pp. 84–91. May, 2012.

WARKE, W. R., 2002, "Stress-Corrosion Cracking". In: ASM Metals Handbook, vol. 11, Failure Analysis and Prevention. ASM Handbook Committee. 2002.

YE, D. XU, Y. XIAO, L. CHA, H. "Effects of low-cycle fatigue on static mechanical properties, microstructures and fracture behavior of 304 stainless steel", *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, pp. 4092–4102. Jun. 2010.

YOKOBORI, T. SATO, K. "The Effect of Frequency on Fatigue Crack Propagation Rate and Striation Spacing in 2024-T3 Aluminium Alloy and SM-50 Steel", *Engineering fracture mechanics*, vol 8, pp. 81-88. 1976.

YUAN, X. YU, W. FU, S., et al. "Effect of mean stress and ratcheting strain on the low cycle fatigue behavior of a wrought 316LN stainless steel", *Materials Science and Engineering A*, vol. 677, pp. 193-202. Nov. 2016.

Anexo A – Desenhos de fabricação dos elementos em AISI 304 utilizados para os ensaios de fadiga e corrosão-fadiga.

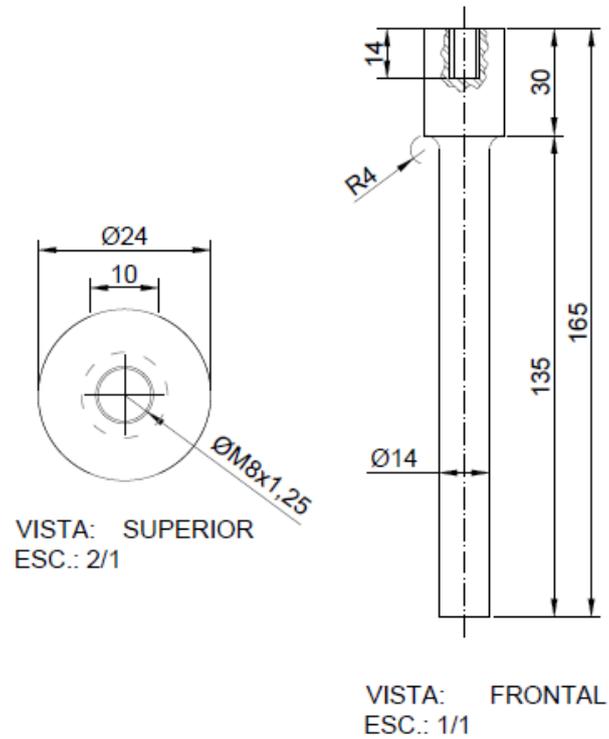


Figura 46 - Acessórios de fixação na MTS

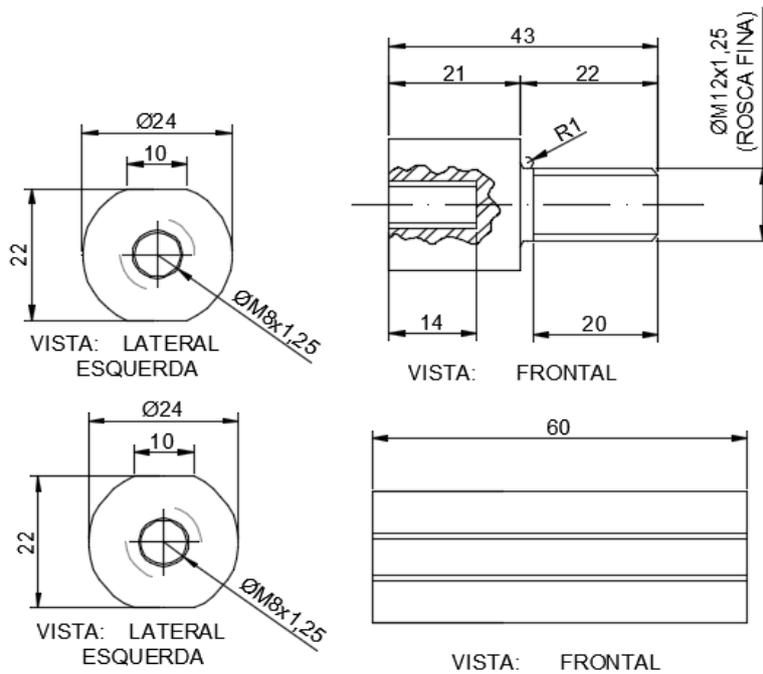


Figura 47 - Dispositivos de fixação de parafusos prisioneiro.

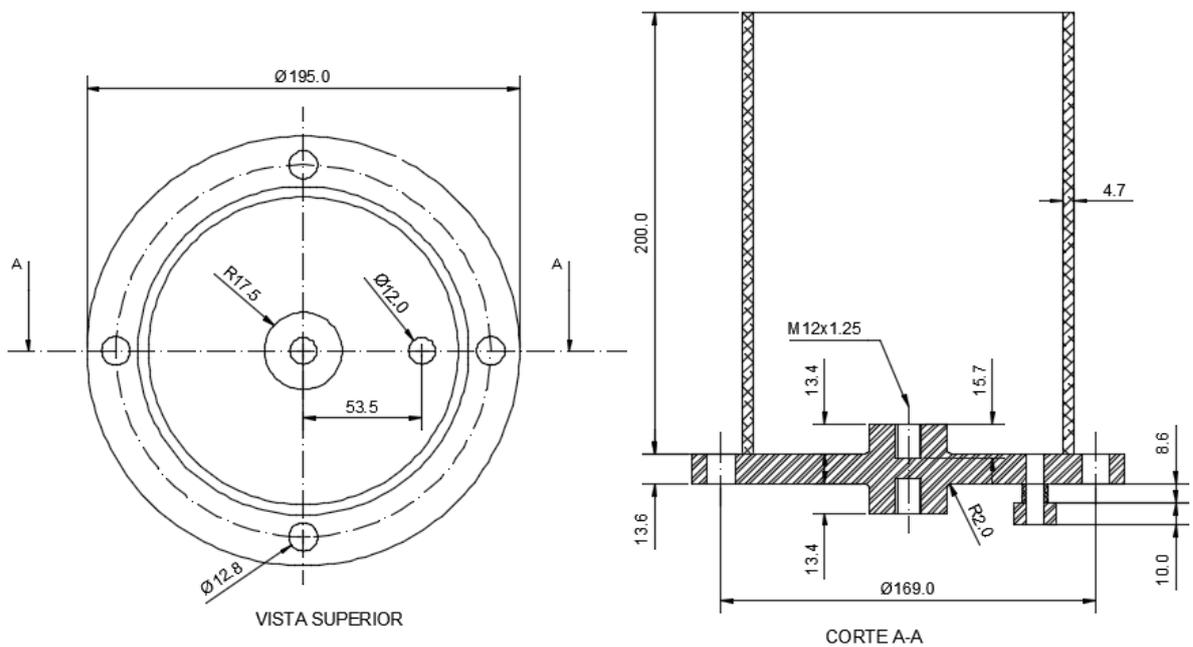


Figura 48 - Câmara para utilização de ambiente corrosivo com NaCl em meio aquoso para ensaios de corrosão-fadiga.

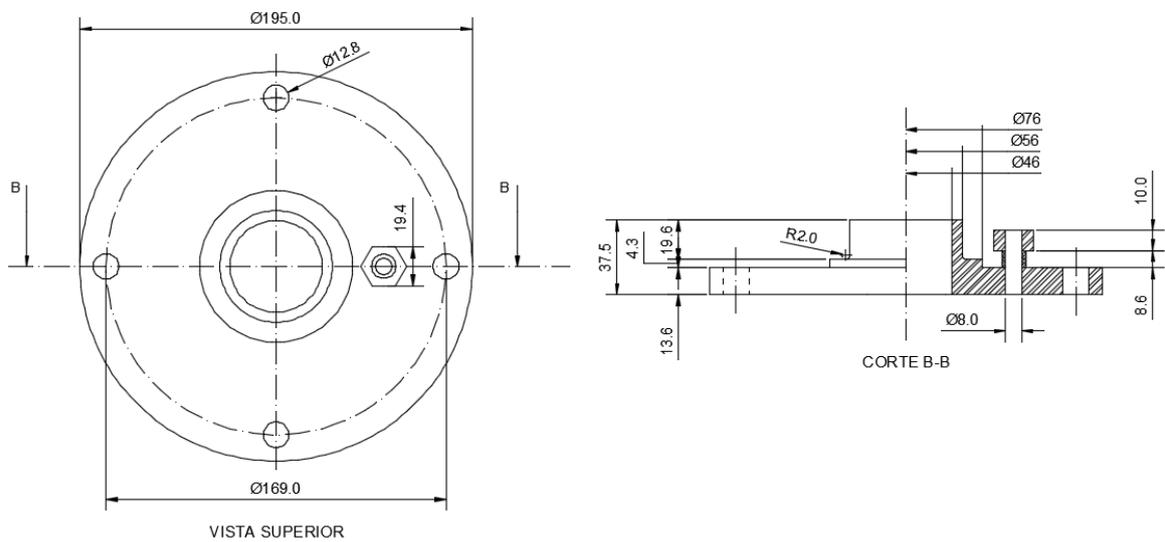


Figura 49 - Tampa de vedação da câmara.