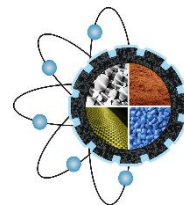




**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS (P2CEM)**

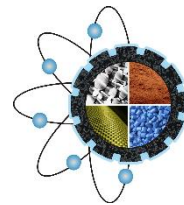


**FADIGA, CORROSÃO-FADIGA E CORROSÃO SOB TENSÃO
EM PARAFUSOS PRISIONEIROIS FABRICADOS EM AÇO
INOXIDÁVEL AISI 304 E O DESENVOLVIMENTO DE UM
SOFTWARE EDUCACIONAL PARA AS 3 SOLICITAÇÕES
NESTES MATERIAIS**

MACCLARCK PESSOA NERY



**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS (P2CEM)**



MACCLARCK PESSOA NERY

**FADIGA, CORROSÃO-FADIGA E CORROSÃO SOB TENSÃO EM PARAFUSOS
PRISIONEIRO FABRICADOS EM AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 E O
DESENVOLVIMENTO DE UM SOFTWARE EDUCACIONAL PARA AS
3 SOLICITAÇÕES NESTES MATERIAIS**

Tese apresentada à Universidade Federal de Sergipe, como parte das exigências do Curso de Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais, área de concentração em Ciência e Tecnologia de Materiais, para obtenção do título de “Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais”.

Orientador
Prof. Dr. Carlos Otávio Damas Martins
Co-Orientador
Prof. Dr. Sandro Griza

SÃO CRISTÓVÃO
SERGIPE – BRASIL
Outubro/2024

**FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE**

Nery, Macclarck Pessoa
N456f Fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão em parafusos prisioneiros fabricados em aço inoxidável AISI 304 e o desenvolvimento de um software educacional para as 3 solicitações nestes materiais / Macclarck Pessoa Nery ; orientador Carlos Otávio Damas Martins. - São Cristóvão, 2024.
141 f.: il.

Tese (doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) –
Universidade Federal de Sergipe, 2024.

1. Metais - Fadiga. 2. Aço – Corrosão. 3. Aço inoxidável. 4. Parafusos. 5. Software educacional. I. Martins, Carlos Otávio Damas, orient. II. Título.

CDU 66.017

**FADIGA, CORROSÃO-FADIGA E CORROSÃO SOB TENSÃO EM PARAFUSOS
PRISIONEIRO FABRICADOS EM AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 E O
DESENVOLVIMENTO DE UM SOFTWARE EDUCACIONAL PARA AS
3 SOLICITAÇÕES NESTES MATERIAIS**

Macclarck Pessoa Nery

Tese 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 DOUTOR em CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Documento assinado digitalmente
 **CARLOS OTAVIO DAMAS MARTINS**
Data: 29/10/2024 14:34:05-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Carlos Otávio Damas Martins

Documento assinado digitalmente
 **GABRIELA RIBEIRO PEREIRA**
Data: 29/10/2024 14:53:53-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Profa. Dra. Gabriela Ribeiro Pereira

Documento assinado digitalmente
 **HAMILTON FERREIRA GOMES DE ABREU**
Data: 29/10/2024 16:14:18-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Documento assinado digitalmente
 **WILTON WALTER BATISTA**
Data: 11/11/2024 14:26:31-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Wilton Walter Batista

Documento assinado digitalmente
 **ZELIA SOARES MACEDO**
Data: 13/11/2024 12:12:24-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Profa. Dra. Zélia Soares Macedo

**SÃO CRISTÓVÃO
SERGIPE – BRASIL
Outubro/2024**

EPÍGRAFE

Tá chorando por quê?
Se você tem um Deus
Que cuida de você,
E jamais te esqueceu.
Ele sabe de tudo
Que você está passando
E mandou te dizer
Que Ele está cuidando
Lembra de onde você veio
E aonde que você chegou
Lembra de todos os livramentos
Que você já passou
Nem era para você estar aqui
Mas Deus falou assim
Esse aí vou levantar
E onde colocar a mão,
Eu vou abençoar
Não chore, quem cuida de você não dorme
Levanta, tem muita gente que te ama
Deus mandou te dizer que vai acontecer
Deus mandou te falar que tudo vai passar;

(Amanda Wanessa, 2020)

DEDICATÓRIA

À Deus.

Aos meus pais.

À minha família.

Dedico

AGRADECIMENTOS

Gostaria de começar os agradecimentos com o pedido de desculpas: desculpa pelo meu desempenho como estudante de doutorado, que mentalmente eu não estive tão bem, o que afetou não apenas o meu curso, como também a minha vida pessoal. Agradeço à Deus por ter conseguido chegar até aqui, afinal sem ele nada disso seria possível.

A jornada de um doutorado em qualquer área é sempre desafiadora, este em especial e todos os outros do início dessa década ainda tiveram a pandemia como um ingrediente extra, com etapas remotas e tudo mais, mas apesar da turbulência temporária aqui estamos e temos muitas pessoas a agradecer.

Gostaria de agradecer aos meus familiares, meu pai, minha mãe, tios(as) e meu irmão que por conta da diferença de idade, nessa reta final do doutorado também está em um momento “canônico”, não com um doutorado, mas sim com o vestibular. Ao qual desejo toda a sorte e que seja feliz, não só nesse momento, como em toda sua vida e que saiba que sempre serei seu amigo, companheiro. A minha avó, Dona Linda que agora tens um neto concluindo um doutorado. Amo todos vocês.

Quero agradecer o pessoal de Belém, por suas orações e os desejos de sucesso. A minha esposa Fernanda, pois não foi fácil chegarmos até aqui. Obrigado por estar ao meu lado.

Outras duas pessoas que eu não posso deixar de mencionar são os meus queridos professores: Carlos Martins e Sandro Griza, ao primeiro agradeço a confiança em me deixar tocar o barco do doutorado, mesmo que porventura as vezes tenha ficado à deriva. Ao segundo por me ajudar a tirar o barco da deriva e por um rumo, toda a orientação à época do mestrado e agora no doutorado também sendo não só um co-orientador de resposta, mas um cara sempre solícito e perspicaz.

Saindo da seara família e professores, gostaria de agradecer também algumas pessoas e profissionais que ajudaram a chegar nesse estágio do trabalho. Quero agradecer aos meus amigos e amigas. Gostaria de agradecer a minha psicóloga, Lúcia. A ela: pelo seu belo trabalho, por me ajudar a entender as questões de problemas familiares, paternidade e de amadurecimento nas questões de vida adulta, ainda não lido muito bem com todas elas, é que por vezes uma sessão apenas é muito pouco. Porém todas as sessões foram um importante suporte para chegar até aqui. Muito Obrigado.

Agradeço em especial ao pessoal da Nardelli Usinagem, pela amizade e os serviços prestados. Depois de terem sido minha “morada” por meses na época de aluno de graduação e

participante da competição SAE Baja. No doutorado, encararam os mais diferentes desafios na fabricação dos acessórios em aço inoxidável usados neste estudo como a câmara de fadiga e corrosão-fadiga entre outros e executaram com qualidade e precisão todas as peças. Agradeço especialmente ao Júlio, ao Fabiano e todos os colaboradores.

Agradeço ao pessoal do LAMP, todos muito proativos, inteligentes, dedicados e sempre dispostos a meter a mão na massa, sem vocês as ações laboratoriais seriam mais difíceis. E não só isso, agradeço também pelos momentos de descontração como as conversas e os churrascos em final de semestre.

Agradeço à banca examinadora da minha tese, prof^a. Dr^a. Gabriela Ribeiro Pereira, prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, prof^a. Dr^a. Zélia Soares Macedo e o(a) prof. Dr. Wilton Walter Batista pelas valiosas orientações e colocações.

Gostaria de agradecer ao pessoal das equipes de competição, ao pessoal do departamento de engenharia mecânica daqui da UFS, o DMEC, meus colegas de trabalho, pelo incentivo, que na reta final me ajudaram diminuindo um pouco minhas obrigações para eu chegar até aqui conciliando trabalho e estudo. Aos meus alunos, seja das aulas, estágios, projetos ou dos TCCs, em especial ao Severiano pela ajuda com o software. E nesse item, quero deixar os meus agradecimentos também as pessoas que participaram dos testes de usuários deixando suas valiosas opiniões e feedbacks.

Posso agradecer além dos humanos? Posso, né? Queria agradecer ao Domzinho, que por vezes não desgrudou do meu pé durante as horas a frente do notebook e por permitir sempre um passeio de alívio da tensão da rotina.

Em por fim, agradeço a CAPES, CNPQ, FAPITEC, DFI, DMEC, o pessoal do DCEM e agradeço a todos que de alguma maneira contribuíram para a forma final dessa tese.

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

FADIGA, CORROSÃO-FADIGA E CORROSÃO SOB TENSÃO EM PARAFUSOS
PRISIONEIRO FABRICADOS EM AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 E O
DESENVOLVIMENTO DE UM SOFTWARE EDUCACIONAL PARA AS
3 SOLICITAÇÕES NESTES MATERIAIS

A tese aborda três grandes temáticas de carregamento as quais equipamentos industriais estão sujeitos: fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. Quando a montagem e desmontagem frequente é esperada, os parafusos surgem como solução. É comum a eles serem solicitados por fadiga devido a cargas externas cíclicas. Quando a solicitação envolve ambiente agressivo, como zonas costeiras, plataformas de petróleo e usinas nucleares, o aço inoxidável austenítico AISI 304 surge como uma das escolhas mais populares devido à resistência à corrosão, boas propriedades mecânicas, usinabilidade, conformabilidade, soldabilidade. Para os aços inoxidáveis, uma maior tensão média reduz a amplitude de tensão, no entanto, a frequência apresenta efeitos distintos. Em corrosão-fadiga, a performance destes materiais em meio clorídrico é prejudicada e a corrosão sob tensão é mais comum em água do mar ou soluções de cloreto. Em particular, o estudo investigou tais solicitações sobre parafusos prisioneiros fabricados em aço inoxidável AISI 304 e desenvolveu-se um software educacional sobre essas para os aços inoxidáveis em geral. O objetivo foi identificar e ranquear dentre as três solicitações qual é a mais agressiva ao componente. Os resultados apontaram um efeito deletério da tensão média em fadiga, a redução da frequência produziu aumento da amplitude de tensão no limite à fadiga em até 160%. Os testes de corrosão-fadiga realizados em solução clorídrica indicaram uma pior performance, apresentando queda de até 74,5% no nível de tensão a $N=2 \times 10^6$ ciclos. Não houve falhas de corrosão sob tensão em temperatura ambiente em 278 h mesmo excedendo a tensão de escoamento. Em paralelo, desenvolveu-se um software educacional em JAVA para as três temáticas com conteúdo textual e infográfico, calculadora do limite de fadiga e direcionamento para bibliografias específicas. Por fim, foi efetuada uma análise de usabilidade através do System Usability Scale entre estudantes de engenharia de materiais e engenharia mecânica obtendo índices satisfatórios.

Palavras-Chave:

Fadiga; corrosão-fadiga; corrosão sob tensão, AISI 304, parafusos prisioneiros, software educacional.

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

FATIGUE, CORROSION-FATIGUE AND STRESS CORROSION CRACKING IN FULLY-THREADED STUD BOLTS MADE IN AISI 304 STAINLESS STEEL AND THE DEVELOPMENT OF EDUCATIONAL SOFTWARE FOR THE 3 REQUESTS IN THESE MATERIALS

The thesis addresses three major loading conditions to which industrial equipment is subjected: fatigue, corrosion-fatigue, and stress corrosion cracking (SCC). When frequent assembly and disassembly are expected, bolts emerge as a solution. It is common for them to be subjected to fatigue due to cyclic external loads. When the application involves aggressive environments, such as coastal areas, oil platforms, and nuclear power plants, the AISI 304 austenitic stainless steel becomes one of the most popular choices due to its corrosion resistance, good mechanical properties, machinability, formability, and weldability. For stainless steels, higher mean stress reduces the alternating stress in the fatigue life; however, frequency has distinct effects. In corrosion-fatigue, the performance of these materials in chloride environments is deteriorated, and stress corrosion cracking is more common in seawater or chloride solutions. In particular, the study investigated such conditions on studs made of AISI 304 stainless steel and developed educational software about these for stainless steels in general. The objective was to identify and rank among the three requests which one is the most aggressive to the component. The results indicated a deleterious effect of mean stress on fatigue, the reduction in frequency produced an increase in the stress amplitude at the endurance limit of fatigue by up to 160%. The corrosion-fatigue tests conducted in chloride solution showed worse performance, with a reduction of up to 74.5% in stress level at $N = 2 \times 10^6$ cycles. There were no SCC failures at room temperature in 278 hours even when exceeding the yield stress. In parallel, an educational software in JAVA was developed for the three themes with textual and infographic content, an endurance limit of fatigue calculator, and links to specific bibliographies. Finally, an usability analysis was conducted using the System Usability Scale among materials engineering and mechanical engineering students, achieving satisfactory rates.

Keywords:

Fatigue; corrosion-fatigue; stress corrosion cracking, stud bolts, AISI 304, educational software.

LISTA DE FIGURAS

Figura		Página
1	Diagrama de Haigh mostrando os critérios empíricos de falha por fadiga, adaptado de Burguete e Patterson [4].	8
2	Linha do Tempo de Fadiga.	11
3	Linha do Tempo de Corrosão-Fadiga.	16
4	Corrosão sob tensão em fios de aço inoxidável com 18-20% Cr, e teor variável de níquel, em solução de $MgCl_2$ em ebulição, produzido por Copson, reproduzida e adaptada de Shipilov [33].	21
5	Linha do Tempo de Corrosão Sob Tensão.	23
6	Diagrama de Schaeffler do AISI 304.	25
7	Rotas de evolução microestrutural do aço inoxidável AISI 304, adaptado de [88].	26
8	Parafuso Prisoneiro, adaptado de [93].	27
9	Pontos de concentração de tensão em um parafuso, adaptado de [94].	28
10	Variação senoidal da tensão ao longo do tempo, adaptado de [12].	31
11	Ensaio “ <i>up and down</i> ” Mansur (2003)[106], apud [103].	32
12	Gráfico S-N com níveis de tensão constante pré-determinados [107].	33
13	Método da escada para confecção de curva de fadiga [103].	33
14	Efeito da concentração do NaCl na taxa de corrosão [109].	34
15	Curvas S-N ao ar (A) e corrosão-fadiga (B e C) [103].	35
16	Diagrama de corrosão sob tensão, adaptado de [74].	36
17	Palavras mais frequentes nos artigos publicados neste século com os temas do escopo da tese.	42
18	Nuvem de palavras referente aos campos científicos mais abordados no século em trabalhos acadêmicos com os temas do escopo da tese.	43
19	Efeitos no limite de fadiga e suas interações, adaptado de Müller-Bollenhagen et al. [13].	49
20	Pontos críticos de concentração de tensão em parafusos, adaptado de Pilkey et al. [95].	51
21	Relação entre o limite de resistência à tração e resistência à fadiga em gigaciclo de aços inoxidáveis austeníticos ao ar e em solução aquosa de NaCl a 3%, adaptado de Ebara et al. [174].	55
22	Setup de fadiga, corrosão-fadiga e CST.	70
23	Fluxograma de funcionamento do software.	71
24	Microscopia ótica ilustrada em (a) grãos austeníticos da ordem de 50 μm com bandas de deformação, maclas e fase martensita α' do aço inoxidável 304. Na raiz do filete em (b), linhas de deformação são observadas indicando a laminação da rosca neste local.	73
25	Difratograma de raio-x: As fases encontradas foram a austenita nos planos $\gamma(111)$, $\gamma(200)$, $\gamma(220)$ na seção na seção longitudinal, $\gamma(311)$, e $\gamma(222)$ na seção transversal; e a martensita induzida por deformação no plano $\alpha'(111)$ e também no plano $\alpha'(211)$ na seção longitudinal.	74
26	Curvas S-N representativas dos ensaios realizados ao ar, em (a) e dos ensaios conduzidos em solução, em (b).	75
27	Diagrama de Haigh que correlaciona o limite de fadiga para 2 milhões de ciclos para as 3 condições de teste executadas.	76
28	Diagrama Master comparativo entre fadiga e corrosão-fadiga semelhante a Collins [107].	79
29	Comparação macroscópica entre os parafusos prisoneiros testados sob fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. (a) Parafuso sob corrosão-	81

	fadiga com 1 milhão de ciclos e corrosão por fresta evidente; (b) Parafuso após 2 milhões de ciclos em fadiga; (c) Parafuso sob CST após 278 horas, equivalente a 2 milhões de ciclos a 2 Hz.	
30	Resultados obtidos para os parafusos prisioneiros fabricados em aço inoxidável AISI 304 em fadiga (AT2Hz e AT30Hz), corrosão-fadiga (NaCl2Hz), corrosão sob tensão e modelos teóricos de fadiga.	82
31	Fraturas típicas do estudo, (a) fratura no primeiro filete carregado, (b) fratura no corpo do parafuso.	84
32	Fraturas $\sigma_m = 320\text{MPa}$ e $\sigma_a = 240\text{MPa}$, em (a) AT30Hz; em (b) AT2Hz e (c) NaCl2Hz.	84
33	Imagens MEV das estrias de fadiga e região onde a imagem foi capturada. Para o parafuso ensaiado ao ar, figuras (a) e (b), para o parafuso ensaiado em corrosão-fadiga, figuras (c) e (d).	85
34	Imagens MEV ilustrando os dimples na região da fratura final. Para o parafuso ensaiado ao ar, figuras (a) e (b), para o parafuso ensaiado em corrosão-fadiga, figuras (c) e (d).	86
35	<i>Screen Shots</i> da tela inicial e menus principais do software: (a) tela inicial, (b) menu de propriedades, (c) menu de seleção das ligas e (d) calculadora do limite de fadiga teórico.	90
36	Janelas de informações sobre os aços inoxidáveis. (a) Fadiga e (b) Corrosão-Fadiga.	91
37	Janela de uma liga específica, aqui ilustrada pelo aço inoxidável AISI 304. (a) informações gerais da liga, (b) dados de corrosão sob tensão, (c) dados de fadiga e (d) dados de corrosão-fadiga.	92
38	Passos iniciais do cálculo do limite de fadiga. (a) O usuário insere o Sut desejado, (b) seleção do fator de carregamento, e (c) cálculo do efeito do tamanho do corpo de prova.	93
39	Passos finais do cálculo do limite de fadiga. (a) O usuário insere o acabamento da superfície, (b) o usuário informa a temperatura, e (c) o limite de fadiga corrigido é exibido.	93
40	Respostas do questionário <i>SUS</i> para os usuários U12 a U19.	94
41	Matriz SWOT do software desenvolvido.	96

LISTA DE TABELAS

Tabela		Página
1	Equações dos principais modelos de previsão de vida em fadiga.	7
2	Efeitos ambientais nas resistências à fadiga de aços, metais puros e ligas ^(A) , catalogado por Dorey (1933) aglutinando dados de McAdam(1929), adaptado de Shipilov [33].	13
3	Tempos médios de um ensaio de fadiga de acordo com a frequência adotada [132].	44
4	Efeito da frequência no desempenho em fadiga.	46
5	Efeito da frequência no desempenho em fadiga de aços inoxidáveis.	48
6	Composição química dos parafusos prisioneiros (% em peso).	73
7	Resultados de fadiga, corrosão-fadiga e CST. Limite de resistência a fadiga e corrosão-fadiga para uma dada (σ_a) em função de (σ_m) considerando 2 milhões de ciclos, e resultados de CST em 278 horas.	75
8	Softwares registrados no INPI brasileiro utilizando o termo fadiga para pesquisa	88
9	Softwares registrados no INPI brasileiro utilizando o termo corrosão-fadiga e corrosão sob tensão	89
10	<i>Feedbacks</i> com sugestões/críticas sobre o tamanho e/ou quantidade de textos presentes no software desenvolvido.	95
11	<i>Feedbacks</i> com sugestões de adição de mais materiais na biblioteca do software	96
12	<i>Feedbacks</i> sobre o layout e design do software.	96

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

AISI - *American Iron and Steel Institute* / Instituto Americano de Ferro e Aço;

API - *American Petroleum Institute* / Instituto Americano de Petróleo

ASM - *American Society for Metals* / Associação Americana de Metais

ASME - *American Society of Mechanical Engineers* / Associação Americana de Engenheiros Mecânicos

ASTM - *American Society for Testing and Materials* / Associação Americana de Testes e Materiais;

BS - *British Standards* / Normas Britânicas

CAE - *Computer Aided Engineering* / Engenharia Auxiliada por Computador;

CCC - Estrutura Cúbica de Corpo Centrado

CFC - Estrutura Cúbica de Face Centrada

CST - Corrosão sob Tensão

CST - Corrosão sob Tensão;

CST-IG - Corrosão sob Tensão Intergranular

CST-TG – Corrosão sob Tensão Transgranular

EAC – *Environmentally Assisted Cracking* / Fratura Acelerada pelo Ambiente.

EF - Elementos Finitos

EUA - Estados Unidos da América;

HCF - Fadiga de Alto Ciclo

iOT - Internet das Coisas

ISO - *International Organization for Standardization* / Organização Internacional de Normalização;

JIS - *Japanese Industrial Standards* / Comitê Japonês de Normas Industriais

MPI - Método Polinomial Incremental

NACA - *National Advisory Committee for Aeronautics* / Comitê Consultivo Nacional para Aeronáutica dos Estados Unidos;

NASA - *National Aeronautics and Space Administration* / Agência Nacional da Aeronáutica e Espaço;

RAF - Reator de Água Fervente

RAP - Água Primária Pressurizada de Reator

SCC - *Stress Corrosion Cracking*

S-N - Tensão - Número de Ciclos

SSRT - Teste de Taxa de Deformação Lenta

SUS - *System Usability Scale* / Sistema de Escala de Usabilidade;

VDI - *Verein Deutscher Ingenieure* / Associação Alemã de Engenheiros

VHCF - *Very High Cycle Fatigue* / Fadiga de Alto Ciclo

$(\Delta K)_p$ - Condição Crítica de Pite

A - razão de tensão alternante

A_{nom} – Área Nominal

A_p – Seção Transversal equivalente do parafuso

E_m – Módulo Elástico

F – Força

k_b - Rigidez do parafuso

$k_{bolt-nut}$ - Rigidez da porca e parte engatada do parafuso

k_f - Concentração de tensão de fadiga

k_{head} - Rigidez da cabeça do parafuso

k_m - Rigidez dos membros

k_t - Concentração de tensão

k_{thread} - Rigidez da rosca

R - Razão de Carregamento

S_a – Constante Gráfica de Fadiga de Gunn

S_e – Limite de Fadiga Corrigido

S_u , S_{ut} e S_{ult} – Limite de Resistência à Tração

S_y – Tensão de Escoamento

ΔK_{th} - Fator de Intensidade de Tensão para Condições Corrosão-Fadiga.

ϵ -N - Deformação-Vida

σ_a – Amplitude de Tensão/Tensão Alternante

σ_m – Tensão Média

σ_{max} – Tensão Máxima

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. EVOLUÇÃO HISTÓRICA.....	4
2.1.1. Evolução histórica da fadiga.....	4
2.1.2. Evolução histórica da corrosão-fadiga.....	12
2.1.3. Evolução histórica da corrosão sob tensão	17
3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	24
3.1. Aços inoxidáveis e o AISI 304	24
3.2. Parafusos.....	27
3.3. Fadiga	29
3.3.1. Métodos de obtenção da curva S-N	31
3.4. Corrosão-Fadiga	34
3.5. Corrosão sob tensão.....	35
3.6. Desenvolvimento de Softwares	37
3.6.1. Testes de usabilidade	40
4. REVISÃO DA LITERATURA	42
4.1. Fadiga	43
4.2. Corrosão-fadiga	52
4.3. Corrosão sob tensão.....	57
4.4. Desenvolvimento de Software Educacional	61
5. ESTADO DA ARTE	67
6. OBJETIVOS.....	68
6.1. Objetivo Geral	68
6.2. Objetivos Específicos	68
7. MATERIAIS E MÉTODOS	69
7.1. Caracterização do material	69
7.2. Metodologia dos ensaios	69
7.3. Desenvolvimento do software	70
8. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	73
8.1. Resultados Experimentais.....	73
8.2 Resultados do desenvolvimento do software	88
9. CONCLUSÕES	98
10. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....	100
11. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	101
APÊNDICES	124
Curvas S-N de Fadiga geradas na tese:	124
Curvas S-N de Corrosão-Fadiga geradas na tese:	125

1. INTRODUÇÃO

Os parafusos são componentes utilizados na construção de máquinas e equipamentos com ampla utilização ao longo dos séculos. Estes itens são utilizados em diversas aplicações industriais como estruturas metálicas, flanges, tampas, válvulas, entre outros. Os parafusos muitas vezes são utilizados em sistemas de elevada responsabilidade não somente para suportar cargas transversais e longitudinais como também cargas dinâmicas e em muitos casos associadas a ambientes agressivos ao material que os compõem.

Os fixadores roscados tais como parafusos e porcas, compõem conexões mecânicas utilizadas para unir dois ou mais componentes. As juntas aparafusadas são amplamente utilizadas nas indústrias aeroespacial e automotiva devido à sua facilidade de montagem, desmontagem e flexibilidade de design. As uniões parafusadas são mais baratas que outras conexões mecânicas, como adesivos ou soldas, são intercambiáveis e as mais comumente usadas para unir componentes metálicos [1].

As conexões parafusadas são frequentemente submetidas a cargas dinâmicas, o que pode levar à falha por fadiga [1]. As falhas por fadiga em uniões aparafusadas são preocupantes, uma vez que a falha de um único parafuso pode promover a instabilidade e perda de um equipamento completo [2]. A fadiga é o critério mais vital para projetar materiais de engenharia, quando estes são submetidos a solicitações cíclicas. Essa pode ser dependente e/ou controlada pela temperatura (fadiga térmica), tensão, frequência, taxa de deformação ou outros fatores ambientais [3]. As teorias clássicas de previsão de fadiga determinam que a tensão alternante de fadiga diminui com o aumento da tensão média, considerando o fator de concentração de tensão ou não. Observa-se esse comportamento em estudos com parafusos [4-7] em que a tensão média mais alta reduz a vida em fadiga do componente. Para o comportamento em fadiga dependente da frequência, grande parte dos testes utilizam corpos de prova lisos e observam-se comportamentos em que o uso de frequências altas é deletério assim com a tensão média [8-12], alguns estudos informam efeito negligenciável da frequência [13-16], e há também trabalhos em que há uma melhora na resposta à fadiga do material com o aumento da tensão [17]. De acordo com Hu et al. [18] a frequência de carregamento é certamente um fator que afeta a resistência à fadiga dos materiais metálicos, mas parece que para alguns materiais este efeito é evidente, enquanto para alguns outros materiais tal efeito não é tão notório.

Normalmente espera-se que os elementos/componentes de engenharia, estejam em serviço por mais tempo do que a sua vida útil originalmente projetada, em muitos casos estão expostos ao ambiente com um certo grau de corrosividade, o estudo dos meios ambientais, ou seja, o desempenho de fadiga de longa/ultralonga vida induzida pelo ambiente (ou seja,

corrosão-fadiga), não é apenas de valor científico, mas também de aparente importância para a engenharia [19]. A corrosão-fadiga é um grande desafio na moderna indústria de petróleo e gás. Alta resistência e tenacidade, aliadas à resistência à corrosão, são características fundamentais buscadas em ligas utilizadas para tais aplicações [20].

Adicionalmente, de acordo com Larrosa et al. [21], as indústrias de petróleo e gás, aeroespacial, de energia elétrica e nuclear, entre outras, enfrentam corrosão e corrosão-fadiga, diariamente, em uma ampla gama de componentes e estruturas. Os autores enfatizam ainda que não há uma norma ou código padrão publicado que inclua o efeito sinérgico da corrosão e da fadiga na indústria de petróleo e gás.

Outra situação deletéria ao desempenho dos parafusos é a corrosão sob tensão. A corrosão sob tensão (CST) ocorre devido aos efeitos sinérgicos das tensões de tração, do ambiente e da suscetibilidade do material [22]. A CST em fixadores como os parafusos ocorre quando este suporta a tensão de tração e está sujeito a um ambiente específico que é capaz de causar falha pela ação combinada, mas a ação de qualquer um deles agindo sozinho é insuficiente para causar falha [23].

Para a confecção dos parafusos para fins industriais sujeitos a essas 3 situações, normalmente o aço aparece como principal material estrutural. Na sequência surgem os aços inoxidáveis austeníticos, devido à sua excelente resistência à corrosão geral, propriedades mecânicas adequadas a altas temperaturas, boa fabricabilidade e soldabilidade [24-25]. Was e Ukai [26] ressaltam a versatilidade dos aços inoxidáveis, uma vez que os autores relatam por exemplo que os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316 são os principais materiais estruturais na construção de reatores nucleares sendo utilizados na forma de tubos, estruturas de fixação, diversas molas e parafusos. Dentre eles, o AISI 304 é o mais popular devido a excelente resistência à corrosão, ductilidade e soldabilidade.

Para auxiliar os projetistas na escolha dos materiais os ensaios experimentais são amplamente adotados em estudos de parafusos, pois são a única forma de observar todos os fenômenos reais que afetam o desempenho da junta [1]. Wallace [27] descreve em seu livro que é quase impossível deduzir teoricamente o limite de fadiga de um parafuso a partir da matéria-prima, devendo portanto, o limite de fadiga do parafuso ser obtido diretamente com o teste de fadiga do componente. Há significativamente mais trabalhos relatados na literatura sobre o desempenho à fadiga de juntas parafusadas do que sobre parafusos isolados [28].

Adicionalmente, não apenas bons materiais são imprescindíveis para as indústrias, mas no cenário atual, essa depende também fortemente de interconectividade, automação, inteligência artificial, aprendizado de máquina e dados em tempo real. Apoiada na transformação digital, esta revolução industrial é conhecida como Indústria 4.0 [29]. O

desenvolvimento de aplicativos e softwares é um dos pilares desta nova indústria, introduzindo no processo produtivo o uso da tecnologia para otimizar operações e serviços [30]. O mesmo se observa em outros campos econômicos como comércio, serviços e educação.

Nesse cenário, esta tese desenvolve um estudo experimental de fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão em parafusos prisioneiros confeccionados em aços inoxidáveis AISI 304 em paralelo com o desenvolvimento de um software educacional como ferramenta de aprendizado sobre propriedades gerais dos aços inoxidáveis nestes 3 pilares, permitindo ainda o cálculo do limite de fadiga a partir do material escolhido, bem como acesso a links de acesso/compra de publicações específicas. Por conseguinte, esta tese tem o objetivo de evoluir na compreensão desta temática e buscou-se obter resultados de fadiga e corrosão-fadiga para alto ciclo (2×10^6 ciclos) em duas frequências, 2 Hz e 30 Hz e resultados de corrosão sob tensão com o mesmo tempo de um ensaio que atinge vida infinita a 2 Hz (278 h) com cargas que excedem a tensão de escoamento do parafuso. Desta maneira preenche-se a lacuna de escassez de estudos que investiguem as três solicitações em um mesmo componente. Por fim, o software educacional desenvolvido apresentou bons índices de usabilidade na função de catalogar resultados publicados nas 3 solicitações para diversos aços inoxidáveis, além de servir ao ensino sobre esses materiais e as solicitações.

Esta tese continua o estudo inicialmente desenvolvido durante o mestrado com fadiga e corrosão-fadiga de parafusos prisioneiros, estendendo o estudo para as situações de corrosão sob tensão para além do limite de escoamento do material, com patamares de tensão bem próximos do limite de resistência à tração. A teoria e os estudos do nosso grupo têm demonstrado que o maior torque de aperto, portanto maior tensão axial prévia de montagem, promove maior resistência à fadiga do parafuso em juntas parafusadas com parafusos comerciais. Contudo, nos processos envolvendo corrosão, quanto maior a tensão axial, pior será o desempenho do parafuso. Portanto, buscamos analisar esta dualidade e como deveria ser o procedimento adequado a ser tomado no projeto de juntas parafusadas levando em conta os mecanismos de falhas propostos para parafusos de aço inoxidável AISI 304.

O desenvolvimento da tese, permitiu a produção científica dos seguintes trabalhos: *“Development of educational software for stainless steel selection and evaluating usability using the System Usability Scale (SUS)”* publicado no *“The International Journal of Mechanical Engineering Education”*, ISSN 0306-4190, e o artigo intitulado *“Fatigue, corrosion-fatigue and SCC of AISI 304 stainless steel fully-threaded stud bolts”* publicado no *“Journal of Failure Analysis and Prevention”*, ISSN 1547-7029.

2. EVOLUÇÃO HISTÓRICA

Os estudos de falhas em serviço por fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão surgem de forma incipiente após a revolução industrial. Mas a história da investigação nesses temas ultrapassa os cem anos e faz parte da história da engenharia dos séculos XIX, XX e XXI. A fadiga foi inicialmente relatada por volta dos anos 1800, quando eixos de locomotivas começaram a falhar com pouco tempo de uso. Esses eixos apresentavam uma fratura rápida e frágil mesmo sendo fabricados com um material dúctil. Este processo de falha inicia-se com uma pequena trinca, proveniente de concentrações de tensões na superfície externa ou até mesmo defeitos internos, que irão se propagar, pois a superfície de fratura é perpendicular a direção da tensão aplicada [31-32].

Em corrosão sob tensão, os primeiros registros surgem na segunda metade do século XIX, quando, durante as estações chuvosas na Índia, foram feitas observações sobre fissuras espontâneas em cartuchos de latão pertencentes ao exército britânico que foram denominadas *Season Cracking*. Já o interesse na problemática da corrosão-fadiga aparece mais tardiamente (durante a primeira guerra mundial). Haigh, do *Royal Naval College*, em Greenwich, Inglaterra, foi o primeiro a rotular o termo “fadiga por corrosão” quando procurou uma explicação para a frequente falha dos cabos de reboque de paravanes (espécie de planador subaquático usado para destruir minas aquáticas e/ou submarinos), que eram mantidos em estado de vibração devido ao deslocamento enquanto submersos em água do mar [33]. A seguir, apresenta-se a evolução histórica dos 3 temas até a virada do século XX.

2.1.1. Evolução histórica da fadiga

Os estudos em fadiga foram intensos desde meados de 1800 e ainda estão em andamento hoje. Em 1829, Wilhelm A. J. Albert foi o primeiro a documentar falhas por carregamentos repetidos [32]. O autor divulgou testes em correias transportadoras. Jean-Victor Poncelet, 10 anos mais tarde, utiliza pela primeira vez, em 1939, o termo fadiga em seu livro sobre mecânica ao qual postulou que os eixos de ferro fundido de rodas de moinhos ficavam cansados, ou fadigados, após um período de uso antes de quebrarem. Em 1842 um acidente com um trem de Versalhes é frequentemente apontado como o início da compreensão do mecanismo da fadiga cíclica. O eixo de uma locomotiva quebrou inesperadamente, resultando na morte de mais de 50 pessoas. Na época, era pouco compreendido que o acúmulo de muitos pequenos ciclos de tensão poderia levar a uma trinca e falha repentina em uma peça metálica [34].

Em meados dos anos 1860 e 1870, Wöhler publicou os resultados de testes de fadiga com eixos ferroviários. Para chegar aos resultados o autor projetou máquinas de teste de flexão

rotativa, flexão axial e torção para ensaiar diferentes amostras com e sem entalhe. Após 1870 o autor publicou as muitas vezes chamadas de “leis de Wöhler”: “o material pode ser induzido a falhar por muitas repetições de tensões, todas inferiores à resistência estática. As amplitudes de tensão são decisivas para a destruição da coesão do material. A tensão máxima tem influência apenas na medida em que quanto maior for, menores serão as amplitudes de tensão que levam à falha”. Wöhler afirmou, portanto, que as amplitudes de tensão são o parâmetro mais importante para a vida em fadiga, mas uma tensão média de tração também tem uma influência prejudicial. Destes estudos resultou-se na abordagem do diagrama de resposta tensão-vida e na abordagem do modelo de teste de componentes para projeto de fadiga. Surgindo então o diagrama S-N e o limite de fadiga [35].

Após o trabalho publicado por Wöhler, outros pesquisadores passaram a estudar seus resultados e discuti-los em outras publicações. De acordo com Beden et al. [36], Gerber em 1874 propôs uma representação parabólica dos dados de limite de fadiga de Wöhler. Surge assim o primeiro modelo teórico de previsão de falha de fadiga. Entre 1910 e 1930, surgem outros modelos de fadiga complementando os estudos de Wöhler. Basquin representou a região de vida finita da "curva de Wöhler" na forma " $\log a$, na ordenada, $\log N$ na abscissa" e a descreveu matematicamente de forma simples. Esta forma de apresentar os resultados dos testes de fadiga é usada ainda hoje. Em 1920, Griffith desenvolveu as bases da mecânica da fratura [35]. Segundo Norton [32], em 1921, Griffith desenvolveu o critério de fratura e relacionou com o crescimento da trinca de fadiga. A equação de Griffith propõe critérios de propagação da trinca através de um equilíbrio de energia superficial e energia elástica, no entanto, os critérios não são aplicáveis a materiais dúcteis, devido a existência do escoamento ou deformação plástica nestes materiais [37-38]. Já em 1930, surgem os modelos de Goodman e Soderberg, que de forma independente publicam a influência da tensão média na fadiga.

A relação de Goodman fornece uma estimativa conservadora da tensão admissível e é usada em critérios de projeto [39]. O diagrama de Goodman modificado tem a tensão média plotada ao longo da abscissa e todos os outros componentes da tensão plotados na ordenada: limite de resistência, a resistência à fadiga ou a resistência à vida finita. Todavia, para fins práticos, o ensaio é geralmente interrompido quando é ultrapassado o limite de escoamento [40]. Premissa similar ao modelo criado por Soderberg que considera o projeto baseado no limite de escoamento [41].

Em 1937, Neuber desenvolveu a equação para concentração de tensão em entalhes [32]. Teorias sobre o cálculo teórico dos fatores de concentração de tensão K_t e até mesmo concentração de tensão de fadiga K_f foram desenvolvidas no seu livro *Kerbspannungslehre* [35]. A relação de Neuber encontra uma relação entre a tensão elasto-plástica e deformação na

ponta da trinca que culmina no concentrador de tensão K_t . Ou seja, a tensão nominal e o concentrador de tensão são os dados de entrada para determinar a deformação na ponta da trinca [42].

Entre os anos 1945 e 1960 diversos outros pilares do estudo de fadiga foram estabelecidos. Com reflexos da segunda guerra mundial, onde diversos navios falharam de modo catastrófico, em 1948 em trabalhos distintos e independentes, o equilíbrio energético da teoria de Griffith foi adaptado por Orowan e Irwin, ao substituir a energia elástica por uma energia de trabalho elasto-plástica [37]. De acordo com Shütz [35], o livro do Neuber publicado originalmente em alemão, foi traduzido para inglês e serviu de base para um grande programa de pesquisa do *National Advisory Committee for Aeronautics* (NACA), Comitê Consultivo Nacional de Aeronáutica dos Estados Unidos que em 1953 divulgaria dados de fadiga de diversos materiais (entre eles: a liga de alumínio 61S-T6 e os aços inoxidáveis AISI 347 e AISI 403). Neste mesmo ano Peterson publicou sobre os fatores de concentração de tensão de acordo com as geometrias [32]. Assunto que compunha o seu famoso livro *Stress Concentration Design Factors*.

Dois anos mais tarde, em 1955, de forma independente, Coffin e Manson publicam a lei das deformações baseadas em fadiga de baixo ciclo (Lei de Coffin-Manson). Neste mesmo ano, Gunn [43] publicou o artigo sobre o efeito do escoamento nas propriedades de fadiga dos corpos de prova contendo concentradores de tensão. O autor utilizou corpos de prova de alumínio com entalhes. Em 1961 surge a Lei de Paris que trata da propagação da trinca de fadiga na mecânica da fratura [32], também conhecida como a equação $da/dn \propto dK$. Segundo Shütz [35], esta equação gerou um avanço triunfante nos estudos de mecânica da fratura e com grande uso inclusive nos dias atuais.

Em 1978 é editada pela primeira vez pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM), Associação Americana de Materiais e Testes a norma ASTM E647 [44]. Norma de teste padrão para medição de taxas de crescimento de trincas por fadiga, alicerçada nos estudos iniciados por Paris em 1961. Esta norma foi atualizada pela última vez em 2024 e recomenda dois métodos matemáticos para estimar a taxa de crescimento de trinca por fadiga para teste de amplitude de carregamento constante ou K crescente: método polinomial incremental (MPI) e método secante. O MPI baseia-se em uma parábola ajustada por mínimos quadrados, enquanto que no método secante, a taxa de propagação é estimada pela inclinação da reta [12]. Dois anos mais tarde, em 1980, a mesma instituição publicou a ASTM E739 [45], norma para análise estatística de dados de fadiga para a Tensão-Vida (S-N) e/ou Deformação-Vida (ϵ -N) linearizada, que teve sua última versão editada agora em 2024 e tem sua versão ISO sob o

número 12107 revisada e confirmada em 2019 [46]. Essas normas estabelecem métodos para a construção da curva S-N ou ϵ -N;

Nos anos seguintes, Cook [47] desenvolveu seu modelo de fadiga que de maneira similar a Gunn [43] e considerou os efeitos de concentradores de tensão. Segundo Burguete e Patterson [4], eles diferem em dois pontos chaves: Gunn utiliza o fator de concentração de tensão, K_t , enquanto que Cook utiliza o fator de redução da resistência à fadiga, K_f , na formulação do modelo, fazendo com que o modelo de Cook seja mais conservador. Gunn utiliza em sua equação, uma potência de 4/3. Este fator de correção ajusta a teoria para mais de perto dos dados experimentais. A Tabela 1 resume as equações dos modelos empíricos de Goodman modificado, Parábola de Gerber modificada, Linha de Soderberg, Cook e Gunn.

Tabela 1 - Equações dos principais modelos de previsão de vida em fadiga.

Parábola de Gerber Modificada	Modelo de Gunn	Modelo de Cook
$\sigma_a = \frac{S_e}{K_f} \left\{ 1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_u} \right)^2 \right\} \quad (1)$	$\sigma_a = \frac{S_e}{K_t} \left(1 - \frac{K_t \sigma_m}{S_u} \right)^{4/3}, \quad (4)$	$\sigma_a = \frac{S_e}{K_f} \left(1 - \frac{K_f \sigma_m}{S_u} \right), \quad (6)$
Linha de Goodman Modificada	$0 \leq \sigma_m \leq S_a$	$0 \leq \sigma_m \leq S_{m1}$
$\sigma_a = \frac{S_e}{K_f} \left(1 - \frac{\sigma_m}{S_u} \right) \quad (2)$	$\sigma_a = \frac{S_e}{K_t} \left\{ 1 - \left(\frac{S_y - K_t \sigma_a}{S_u} \right)^{4/3} \right\}, \quad (5)$	$\sigma_a = \frac{S_e}{K_f} \left(\frac{1 - S_y/S_u}{1 - S_e/S_u} \right), \quad (7)$
Linha de Soderberg	$S_a \leq \sigma_m \leq S_y$	$S_{m1} \leq \sigma_m \leq S_{m2}$
$\sigma_a = S_e \left(1 - \frac{\sigma_m}{S_y} \right) \quad (3)$	S_a , é obtido graficamente em Gunn e está na intersecção da linha definida pela equação (4) e a linha S_y/K_t	$\sigma_a = S_y - \sigma_m, \quad (8)$
Onde S_{m1} e S_{m2} são definidos como:	$S_{m1} = \frac{S_y}{K_f} - S_a \quad (9), \quad S_{m2} = S_y - S_a \quad (10)$ e $S_a = \frac{S_e}{K_f} \left(\frac{1 - S_y/S_u}{1 - S_e/S_u} \right) \quad (11)$	$S_{m2} \leq \sigma_m \leq S_u$

Considerando estudos em parafusos e juntas parafusadas. Alguns estudos e modelos focam no dimensionamento de juntas parafusadas e na rigidez geral da junta. Estes estudos visaram encontrar um modelo que melhor representa a rigidez e as não linearidades da junta em função das cargas as quais o par (parafusos e membros) estão sujeitos [7].

Com o surgimento dos softwares de engenharia auxiliada por computador - (CAE) *Computer Aided Engineering*, estudos através da análise de elementos finitos foram realizados com o objetivo de se calcular a rigidez dos membros (k_m). Wileman et al. [48] buscaram estabelecer equações empíricas para o cálculo desta rigidez. O procedimento desenvolvido por esses autores introduziu um modelo generalizado adimensional para diversas geometrias e materiais, a qual calculam a rigidez dos membros a partir de constantes e geometria dos membros. Uma expressão exponencial gerada por esses autores relaciona a rigidez adimensional com a relação de aspecto da junta e o módulo de elasticidade do material, mantêm

uma pequena dependência do índice de Poisson que foi observada e explicada por duas constantes numéricas que dependem do material da junta. O objetivo foi diminuir a superestimação que havia da magnitude da rigidez dos membros.

De acordo com o *Committee on Threaded Steel Fasteners*, Comitê sobre Fixadores Roscados Fabricados em Aço da ASM *American Society for Metals*, Associação Americana de Metais em documento publicado em 1993 [49], alguns experimentos mostravam que os parafusos apertados além do limite de escoamento tinham melhor resistência à fadiga do que parafusos apertados abaixo do limite de escoamento.

Em 1995, Burguete e Patterson [4] publicaram resultados de testes de fadiga em parafusos comerciais em diversos níveis de tensão média plotados em diagrama de Haigh confrontando com os modelos empíricos: Goodman, parábola de Gerber, linha de Soderberg, Cook e Gunn (Figura 1). Esses autores investigaram o comportamento em fadiga dos parafusos desconsiderando os membros da união e observaram como a tensão média e a pré-carga afetam a resistência à fadiga.

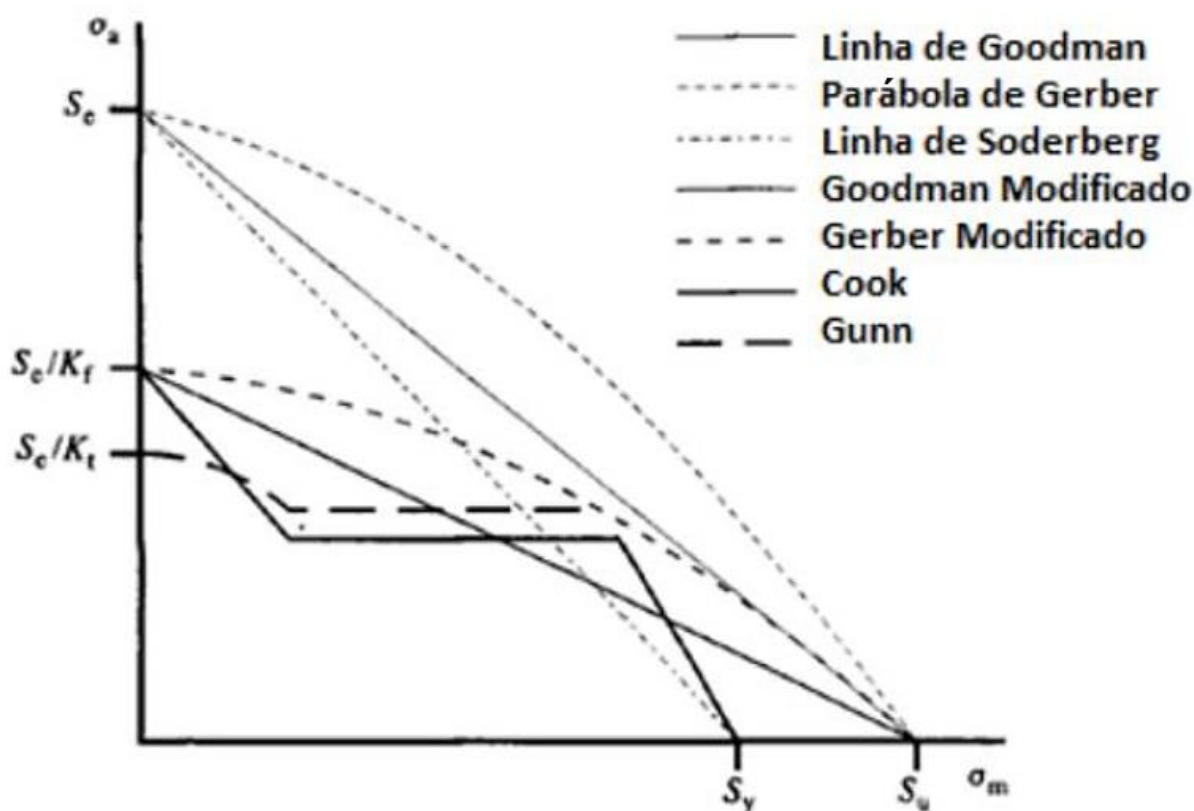


Figura 1 - Diagrama de Haigh mostrando os critérios empíricos de falha por fadiga, adaptado de Burguete e Patterson [4].

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 [32]. Ambas as 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.

Lehnhoff e Wistehuff, [50] em 1996; mais tarde no ano 2000, Lehnhoff e Bunyard [51] estabeleceram procedimentos para cálculo de parafusos e rigidez de membros. Nestes trabalhos, os autores que utilizaram pares de parafusos e membros com aço, alumínio e ferro fundido, concluíram que a rigidez dos componentes depende do nível de carga externa (apresentando um comportamento não linear).

Neste mesmo ano, surge a norma ASME PCC-1 - *Guidelines for Pressure Boundary Bolted Flange Joint Assembly* [52], Diretrizes para Montagem de Juntas Flangeadas Parafusadas com Limite de Pressão da *American Society of Mechanical Engineers*, Associação Americana de Engenheiros Mecânicos (atualizada em sua última versão em 2010) a qual define diretrizes sobre parafusos e métodos de apertos. Na sequência em 2003 é publicada a norma alemã VDI 2230 [53] (*Systematische berechnung hochbeanspruchter schraubenverbindungen zylindrische einschraubenverbindungen, Part 1. Berlin: Verein Deutscher Ingenieur*) que trata do cálculo sistemático de juntas parafusadas de alta resistência. Juntas estas com a utilização de um parafuso cilíndrico. A abordagem da norma VDI 2230 [53] é um método analítico que prevê a parcela da carga externa absorvida pelo parafuso, com a finalidade de servir como diretriz para o projeto de juntas parafusadas. As duas normas definem e explicam os seguintes métodos de aperto: controle de torque, controle de ângulo, controle de rendimento, controle de momento e tensionamento hidráulico.

Alkatan et al. [54] utilizaram elementos finitos com o conceito de energia de deformação elástica para calcular a rigidez dos componentes (parafuso, porca, membros e considerando ainda as partes componentes do parafuso e furos roscados nos membros) a partir das simulações numéricas para um carregamento axial e estabeleceu as Equações (12) e (13), para calcular a rigidez do parafuso (k_b) e dos membros (k_m), respectivamente.

$$k_b = \frac{k_{head} \cdot k_{thread} \cdot k_{bolt-nut}}{k_{head} \cdot k_{thread} + k_{head} \cdot k_{bolt-nut} + k_{thread} \cdot k_{bolt-nut}}, \quad (12)$$

$$k_m = \frac{E_m \cdot A_p}{2 \cdot L_k}, \quad (13)$$

Já Sethuraman e Kumar [55] em 2009, tiveram como objetivo estabelecer equações empíricas para o cálculo desta rigidez dos membros. E de maneira semelhante a Wileman et al., [48] gerou-se um modelo que calcula a rigidez dos membros a partir de constantes e geometria dos membros através de elementos finitos.

Embora muito progresso tenha sido feito, o desenvolvimento de procedimentos de projeto para evitar falhas decorrentes da aplicação de cargas repetidas ainda é uma tarefa difícil.

Envolve a interação de diversas áreas do conhecimento, nomeadamente engenharia de materiais, engenharia de produção, análise estrutural (incluindo análises de cargas, tensões, deformações e mecânica de fratura), inspeção não destrutiva e avaliação, engenharia de confiabilidade, tecnologia de teste, reparo e manutenção em campo e procedimentos holísticos de projeto. Tudo isso deve ser colocado em uma atividade de projeto consistente que pode ser chamada de política de projeto de fadiga. Obviamente, se outros modos de falha relacionados ao tempo ocorrerem concomitantemente com cargas repetidas e interagirem sinergicamente, a tarefa se tornará ainda mais desafiadora [56]. A Figura 2 a seguir ilustra a linha do tempo de fadiga.

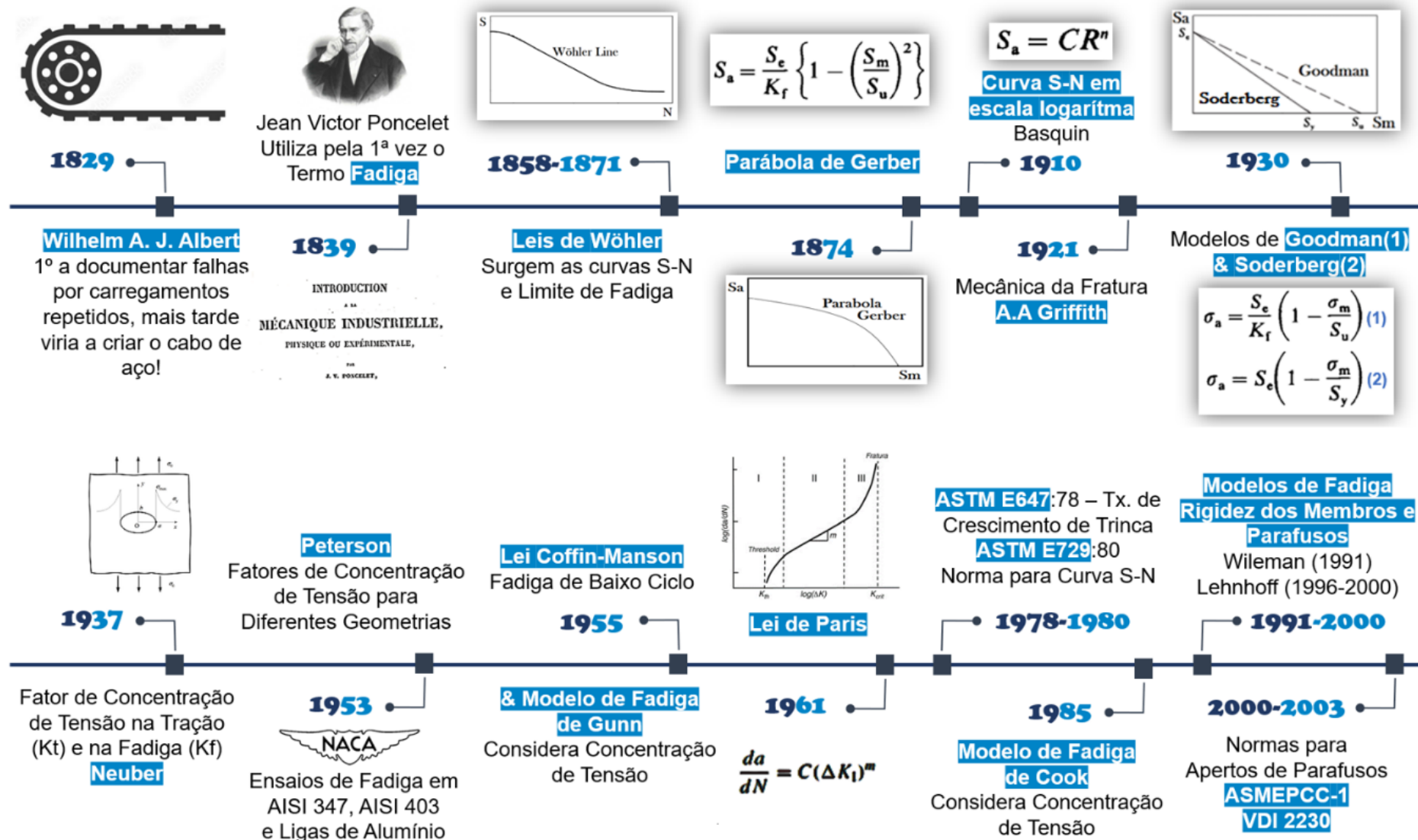


Figura 2 – Linha do Tempo de Fadiga.

2.1.2. Evolução histórica da corrosão-fadiga

Como muitas aplicações, sob carga cíclica, exigem que as ligas operem em ambientes adversos, a corrosão-fadiga é um dos campos de pesquisa mais importantes atualmente. Não há uma “faixa de tensão segura” na qual o metal tenha uma vida útil infinita, o que é uma das principais distinções entre a corrosão-fadiga e a fadiga em ambiente inerte. A resistência à fadiga do metal em ambientes corrosivos é menor do que o desempenho de fadiga em ar ambiente [19]. Nesse sentido, os primeiros estudos de fadiga associada a processos corrosivos surgiram no início do século XX.

O inglês Bernard Parker Haigh, bem conhecido por seus trabalhos sobre fadiga, em 1917 mencionou pela primeira vez a fadiga por corrosão [35]. A descoberta da fadiga por corrosão surgiu durante a Primeira Guerra Mundial quando Haigh buscou uma explicação para as frequentes falhas dos cabos de reboque de paravanes, que eram mantidos em estado de vibração enquanto expostos à água do mar. Ele descobriu que os efeitos da corrosão e da fadiga estão mutuamente associados, e que a fadiga é acelerada e ocorre sob tensões mais baixas, quando as condições tendem a promover a corrosão. Haigh afirmou no final de seu artigo que percebeu que a fadiga era acelerada em aço-carbono e outros metais expostos à corrosão por ácidos, sal-amoníaco e água salgada. Em 1925 McAdam introduz o termo "corrosão-fadiga" [33]. Na sequência, em 1929, McAdam realizou múltiplos testes de corrosão-fadiga gerando uma enorme massa de dados através de um programa siderúrgico offshore governamental que ainda hoje são citados na literatura.

Os resultados obtidos por McAdam foram discutidos e listados por diversos outros pesquisadores entre os anos 1926 e 1941 [35]. Um desses compilados é ilustrado na Tabela 2.

Observa-se na Tabela 2 que os ensaios ocorreram ao ar e em ambiente salino, o limite de fadiga foi estabelecido ao redor de 5×10^7 ciclos e com uma frequência de 1450 ciclos/min, aproximadamente 24 Hz.

De acordo com Shipilov [33] entre os anos 1940 e 1955, houve um desinteresse sobre o assunto e o número de publicações que tratavam de corrosão-fadiga diminuiu drasticamente. Sendo a principal contribuição para o conhecimento neste período produzida por Evans e colaboradores com a determinação de potenciais de eletrodos, os autores observaram que uma queda repentina do potencial eletroquímico indica uma quebra da película protetora da superfície. Adicionalmente, concluíram que a trinca por corrosão-fadiga pode ser retardada ou evitada pela proteção catódica em contato com um metal menos nobre ou a aplicação de potencial catódico.

Tabela 2 - Efeitos ambientais na resistência à fadiga de aços, metais puros e ligas^(A), catalogado por Dorey (1933) aglutinando dados de McAdam (1929), adaptado de Shipilov [33].

	UTS (MPa)	± Resistência à Fadiga a 5×10^7 ciclos (MPa)		
		Ar	Água Fresca	Água Salgada
Aço Carbono (0,16C, Temperado e Revenido)	404	220,6	122,7	55,2
Aço Carbono (0,24C)	342	142	104,8	-
Aço Liga Cobre (0,14C-0,98Cu)	379,2	197,2	122,7	48,3
Aço Carbono (1,09C)	637,1	246,1	129,6	-
Aço 3,7Ni (0,28C-3,7Ni-0,26Cr)	558,5	303,4	139,3	97,9
Aço Cr-V (0,88Cr-0,14V)	926,7	413,7	110,3	-
Aço Ni-Cr (0,28C-1,5Ni-0,73Cr)	854,9	417,8	99,3	85,5
Ferro Inoxidável (0,11C-12,9Cr)	551,6	337,8	234,4	179,3
Aço Inoxidável (0,28C-14,5Cr-0,23Ni)	579,2	319,9	220,6	220,6
Aço Ni-Si (0,5C-3,1Ni-1,6Si)	1544	671,5	103,4	-
Liga Monel (Totalmente Recozido)	503,3	220,6	160	172,4
Níquel Puro	468,8	204,1	143,4	-
Níquel (Laminado a Frio)	809,4	307,5	179,3	147,5
Duralumínio	427,5	107,6	62,1	49,6
Liga Bronze-Alumínio (7,5Al)	554,3	199,9	154,4	135,1
Cobre Puro (Recozido)	187,5	57,9	62	-

^(A) Frequência 1450 ciclos/min $\approx$ 24Hz; água fresca é água com Carbonato de Cálcio (CaCO_3); a água salgada é água de rio com conteúdo salino com $\approx$ 1/6 de água do mar.

De acordo com Larrosa et al. [21] eventos relacionados aos mecanismos de corrosão-fadiga voltaram a ser amplamente relatados na década de 1960 e procedimentos para caracterizar a sua severidade foram desenvolvidos a fim de reduzir os custos de manutenção da corrosão. Um dos primeiros estudos do efeito da tensão média no comportamento de corrosão-fadiga foi realizado por Endo et al. [57] em 1971, onde tensões médias positivas aceleravam os danos de corrosão-fadiga em corpos de prova de aço carbono, enquanto tensões médias compressivas os suprimiam atrasando a propagação das trincas por fadiga. Adicionalmente, em estudos com a liga de alumínio AL 7075-T6 observou-se que um aumento na tensão média provocou uma piora no desempenho deste material em corrosão-fadiga [58].

Na década de 80 surgem alguns modelos de previsão de vida em corrosão-fadiga, a partir dos conceitos da mecânica da fratura. Hoepfner [59] em 1979 buscou determinar a profundidade crítica de um defeito para nuclear uma trinca sob condições de corrosão e fadiga e número de ciclos até esse defeito chegar no tamanho crítico. Esse modelo envolve a utilização de uma curva empírica de taxa de defeito e um ajuste Weibull dos dados apropriados de crescimento da trinca. Em 1981, Staehle e colaboradores [60] da Universidade de Ohio publicam uma série de resultados de corrosão-fadiga em AISI 304 e AISI 403. Pouco tempo depois, em 1982, Lindley e colaboradores [61], utilizando os conceitos de mecânica da fratura publicam seu

modelo de previsão de falha por corrosão-fadiga a partir de pites. Os dois modelos diferem pela forma como utilizaram os ensaios de corrosão-fadiga (no primeiro utilizaram testes in-situ, ou seja, corrosão e fadiga aplicados simultaneamente contra testes ex-situ do segundo, solicitações aplicadas em separado). Em 1985, Kawai e Kasai [62] divulgam modelo semelhante utilizando como base testes de ligas de aços inoxidáveis. Os autores usaram dados experimentais gerados a partir de ligas aço inoxidáveis (AISI 304, 414, entre outros). O modelo elaborado considerou o pite de corrosão como uma trinca elíptica e definia uma tensão admissível de corrosão-fadiga. Assim como Kondo [63] que propunha um modelo de previsão de vida residual em corrosão-fadiga para o início de trincas com base na inspeção em serviço para aços de baixa liga. Em comum, esses autores consideram que o material sob corrosão-fadiga tem uma falha iniciada em um pite superficial, a qual evolui para uma trinca que se propaga e posteriormente atinge a ruptura.

O modelo de Hoepfner [59] foi a primeira abordagem proposta para estimar o tempo ou número de ciclos para um pite atingir a profundidade crítica e nuclear uma trinca sob condições de corrosão-fadiga. Neste modelo, geralmente chamado de “Modelo de tamanho crítico de pite”, uma trinca de corrosão-fadiga é considerada como nucleada em um pite quando este cresce até um tamanho crítico, onde neste contexto, geralmente é definido em termos da faixa limite do fator de intensidade de tensão (ΔK_{th}) para condições corrosão-fadiga. Já no modelo proposto por Kondo, a lei de crescimento de um pite de corrosão é formulada usando a mecânica da fratura, e a ocorrência de nucleação de trinca por corrosão-fadiga é definida por uma condição crítica de pite, $(\Delta K)_p$, na qual o crescimento da trinca ocorre quando a taxa excede a taxa de crescimento do pite. Esse modelo ficou conhecido como “Modelo de competição”.

Em 1980 é publicada pela primeira vez a norma inglesa BS 7910 [64] (em sua versão atual datada em 2019) que avalia uma falha conhecida (como trincas de fabricação, trincas de fadiga, trincas de fluência e danos causados pela corrosão) como um procedimento de avaliação de fraturas e fadiga, voltadas a estruturas metálicas a qual permite que as falhas sejam avaliadas de forma consistente e objetiva, usando princípios de mecânica de fratura.

Em 1998 é publicada a norma ISO 11782 [65] sobre corrosão em metais e ligas que em suas subdivisões, *Part 1: Cycles to failure testing* e *Part 2: Crack propagation testing using precracked specimens*, Parte 1: Ciclos de teste até a falha e Parte 2: Ensaio de propagação de trincas usando corpos de prova pré-trincados, estas duas partes tratam de definir diretrizes para testes de corrosão-fadiga. Nesse mesmo ano, seria editada a norma ASTM F1801 [66], atualizada pela última vez em 2020 que trata de testes de corrosão-fadiga em implantes metálicos.

Mais recentemente em 2000, é editada a norma a API 579-1/ASME FFS-1 [67]. *Fitness-for-service*, do API - *American Petroleum Institute*, Instituto Americano de Petróleo. Uma norma que ajuda a garantir a operação segura e confiável de equipamentos pressurizados usados em instalações de petróleo e gás. Este documento atualmente em sua 4ª edição, atualizada em 2021, contém várias seções sobre procedimentos de avaliação para calcular o impacto de mecanismos de danos, como fratura frágil, perda geral de metal e perda local de metal, corrosão por pites, bolhas e laminações, desalinhamento de soldas e distorção de casco, falhas semelhantes a fissuras, danos por fluência e danos por incêndio. Esta norma tem procedimentos para avaliar vasos de pressão, caldeiras, tubulações e tanques sujeitos a corrosão-fadiga. A Figura 3 ilustra a linha do tempo para corrosão-fadiga.

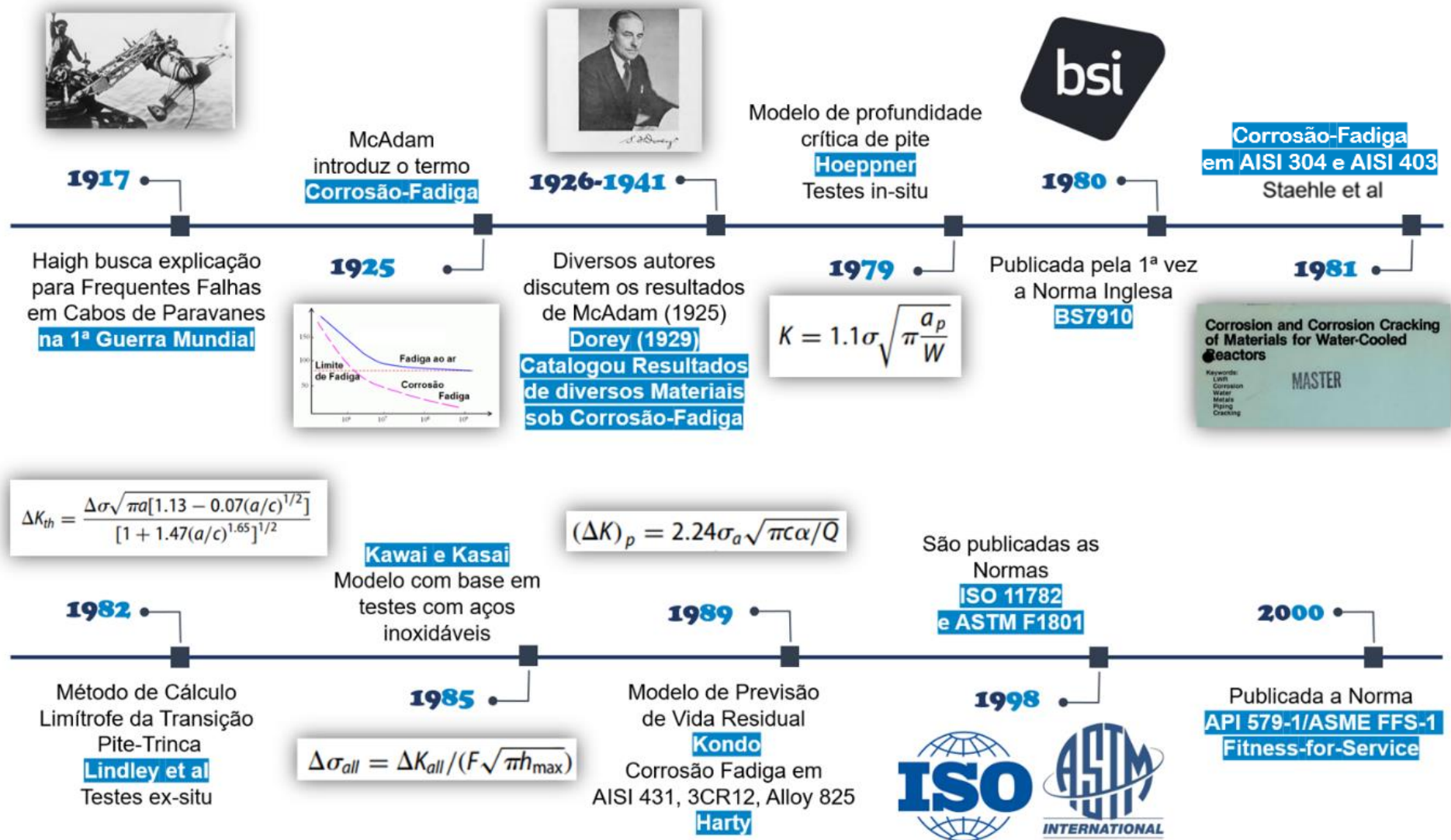


Figura 3 - Linha do Tempo de Corrosão-Fadiga.

2.1.3. Evolução histórica da corrosão sob tensão

Entre as primeiras indicações de que o estudo da falha por corrosão sob tensão (CST) tinha aplicação prática está um relatório que veio da Índia na última metade do século XIX sobre fissuras que ocorreram em caixas de cartuchos de latão pertencentes ao exército britânico [33]. Ainda segundo o autor, entre 1865 e 1872 ocorreram diversas explosões de caldeiras a vapor na França, Inglaterra e EUA sob tal solicitação.

O fenômeno de corrosão sob tensão é um velho conhecido histórico das ligas de latão e bronze. Na última metade do século XIX o fenômeno tornou-se mais notório devido à invenção de cartuchos de munição de latão e ao uso extensivo de tubos condensadores de latão em usinas de vapor para a crescente indústria elétrica. Foi durante este período que o termo *season cracking* que pode ser traduzido para “fissuras sazonais” ou “trincas da estação” entrou em uso geral devido à semelhança das fissuras por corrosão sob tensão com as fissuras na madeira envelhecida [68]. De acordo com Shipilov [33] a expressão vem da Índia, onde, no final do século XIX, cartuchos de latão trincados eram frequentemente encontrados nos depósitos de munições do exército britânico durante o período das monções (temporada de chuvas).

Em 1873, é publicado o primeiro artigo experimental de CST em metais. William H. Johnson relata neste trabalho a influência prejudicial do ambiente aquoso na ductilidade do ferro e do aço expostos ao ácido clorídrico forte (HCl) ou ao ácido sulfúrico diluído (H₂SO₄). Na sequência, Reynolds, que é mais conhecido por suas pesquisas em hidráulica e hidrodinâmica discutindo o trabalho de Johnson introduz o conceito da fragilização por hidrogênio [33].

Durante o período de 1900 a 1920, CST foi encontrada em aços ferríticos (em caldeiras e em evaporadores na indústria química cáustica); em aços martensíticos (temperados em água); e em ligas de alumínio (pela umidade atmosférica) [68]. Em 1906 Diegel, Rogers e Sperry, em trabalhos distintos relataram as ainda chamadas “trincas da estação” em itens de latão e bronze. Sperry teorizou que as fissuras poderiam ser causadas pela presença de tensões iniciais e pela ação do mercúrio ou de soluções aquosas salinas. Esses autores apontaram a importância das tensões internas e muito em breve, a importância da corrosão também se tornou evidente. (Shipilov, 2008) [33].

Jonson em 1914, submeteu corpos de prova a tensões de tração em uma máquina de ensaios enquanto os corpos de prova eram simultaneamente imersos em amônia (NH₃) ou hidróxido de amônio (NH₄OH). Ele descobriu que a corrosão devido ao NH₃ acompanhada por uma tensão prolongada de ≥ 140 MPa causava fissuras semelhantes às fissuras sazonais. Segundo o autor “Nas ligas de cobre existem falhas microscópicas. Quando a tensão de tração

se aproxima do ponto de escoamento, essas falhas são abertas o suficiente para admitir a corrosão. Essa corrosão enfraquece as bordas das falhas e faz com que aumentem sob a ação contínua da tensão, e assim uma trinca contínua é formada que aumenta gradualmente em profundidade” [33].

Entre 1917 e 1918, Parr desenvolveu sua teoria de fragilização em solução cáustica de NaOH e Bassett [58] da American Brass Co. escreveu que o termo “trincas sazonais” era um termo infeliz, devido ao fato dessas rachaduras, normalmente, sempre estavam acompanhadas de corrosão. Portanto, considerou o termo *corrosion cracking* mais adequado [33].

Durante a década de 1930, corrosão sob tensão foi observada em aços inoxidáveis austeníticos nas indústrias petroquímica e de papel, e em ligas de magnésio na umidade atmosférica [68]. Em 1939, Hodge e Miller publicam o artigo “Corrosão sob tensão dos aços austeníticos de cromo-níquel e suas implicações industriais”. Os autores consideraram uma série de falhas de serviço encontradas em atmosfera de cloreto de etila e pressurizado (C_2H_5Cl). As trincas eram intergranulares em alguns casos e transgranulares em outros. Os autores distinguiram claramente as falhas observadas da corrosão intergranular e identificaram-nas como CST, e que foram causadas pela presença de cloretos [33].

Entre os anos 1940 e 1950 surgem as principais teorias que buscavam elucidar o funcionamento do mecanismo de corrosão sob tensão (teoria eletroquímica, teoria dos filmes, teoria mecânica, teoria da decomposição acelerada pela deformação).

No primeiro grupo de teorias eletroquímicas, uma teoria chamada “*A Generalized Theory of Stress Corrosion of Alloys*” ou teoria generalizada da corrosão sob tensão foi publicada por Mears et al. [69] em 1945 no Simpósio de Corrosão sob Tensão de Metais da ASTM. Para que ocorra a aceleração da corrosão por tensão constante é dito nesta teoria que: (i) deve existir na liga uma suscetibilidade à corrosão seletiva ao longo de caminhos mais ou menos contínuos, e (ii) deve existir uma condição de atuação de alta tensão em uma direção que tende a separar o metal ao longo desses caminhos contínuos. Os caminhos localizados menos contínuos podem consistir em áreas de contorno de grão que são anódicas em relação ao volume do grão. Haveria concentrações de tensão na base das áreas localmente corroídas. Conforme apontado pelos autores, quanto mais profundo o ataque e menor o raio na imperfeição, maior será a concentração de tensão. Com concentração suficiente de tensão, o metal pode começar a se romper por ação mecânica. A ação de rompimento descrita acima exporia o metal sem a camada passiva, desprotegido por películas, à ação do ambiente corrosivo. Como este metal recém-exposto é mais anódico, seria esperado um aumento no fluxo de corrente para a superfície não afetada e, portanto, haveria uma aceleração da corrosão e processo de ruptura, embora os efeitos mecânicos da concentração de tensão e o papel

desempenhado pela exposição do metal após a ruptura do filme não tenham sido explicados em detalhes.

Na mesma época, outros autores desenvolveriam a tese da teoria de filmes, dos quais, Chaston [70] em 1947 apontaria que o filme de óxido nos contornos de grãos é menos protetor do que nas faces do cristal devido à “distribuição irregular de átomos, resultando em padrões de filme irregulares”. Sob a ação de uma tensão, o filme sobre os contornos de grãos é quebrado mais facilmente e uma ação corrosiva pode ocorrer. Este ponto de vista indicou que a suscetibilidade à corrosão sob tensão pode depender das propriedades de formação de filme e da deformabilidade do metal e implica que a tensão não desempenha nenhum papel direto na propagação da trinca. Alguns anos depois, Logan [71] em 1952 publicou seu artigo intitulado “*Film-Rupture Mechanism of Stress Corrosion*” no qual apresentou sua “teoria da ruptura do filme,” onde afirmava que em tensões suficientemente altas para produzir a falha na camada passiva, a corrosão sob tensão ocorre em um ambiente corrosivo por ação eletrolítica entre as áreas sem a formação da camada de filme passiva (anódica) e áreas com o filme (catódica). O processo prossegue contínua ou descontinuamente para falha, dependendo se o ajuste subsequente das tensões permite ou não a reforma da película protetora”. Seu estudo utilizou vários metais, incluindo ligas de alumínio, latão de cartucho de munição, latão com chumbo, ligas de magnésio, aço de baixo carbono e aço inoxidável tipo 302.

Outra linha de pensamento que surgiu nessa época é a teoria mecânica de Keating [72]. A qual teoriza que a função da tensão na corrosão sob tensão está confinada ao desenvolvimento de fratura mecânica pura, ou seja, rasgando o metal subjacente à ruptura inicial da superfície e propagando a trinca [72]. Embora concordasse com o mecanismo eletroquímico de iniciação de trincas, o autor não acreditava que a corrosão desempenhasse um papel ativo na propagação de trincas. Assim que as fissuras produzidas pela corrosão localizada atingem dimensões críticas, as concentrações de tensão as abrem em trincas.

E fechando o grupo de teorias surgidas entres os anos 40 e 50, têm-se a teoria da decomposição acelerada pela deformação. Essa teoria é semelhante a de Mears et al. [69] quando o material já é susceptível à corrosão localizada. As teorias eletroquímicas de CST baseiam-se fundamentalmente na preexistência de condições metalúrgicas que tornam os metais suscetíveis à corrosão sob tensão. As teorias foram propostas e aplicáveis a sistemas de ligas multifásicas. Elas não explicaram adequadamente a CST em ligas homogêneas, como latão ou aço inoxidável, nas quais não existe suscetibilidade séria à corrosão na ausência de tensão, e não foram capazes de explicar a trinca transgranular observada em alguns metais. De acordo com Shipilov [33] a fim de superar o problema, Waber e McDonald, em 1947, estenderam a teoria eletroquímica da “zona esgotada” para envolver uma decomposição

acelerada por deformação de fases metaestáveis. Eles postularam que trincas incipientes se formam a partir de heterogeneidades superficiais e, uma vez formadas, continuam a crescer por um mecanismo tal que, como resultado da concentração de tensão na ponta da trinca, a fase metaestável nos contornos é decomposta mais rapidamente do que na matriz metálica. Os produtos de decomposição são mais anódicos à corrosão, do que o metal da matriz e, como consequência, a trinca se propaga formando um novo material anódico à frente da ponta da trinca. Nesse caso, a alta deformação local devido à presença da trinca acelera a formação de microcélulas galvânicas pela dissolução da fase anódica recém formada.

Durante a década de 1950, o uso de aços de alta resistência, especialmente para câmaras de motores de foguetes (que foram testadas sob pressão usando água potável), trouxe à tona o problema do CST em aços martensíticos e de endurecimento por precipitação [68]. De acordo com Ehrnstén et al. [73] na década de 1950 surgem os primeiros trabalhos de corrosão sob tensão (CST) em ligas austeníticas em reatores nucleares resfriados a água. No final da década, Copson da International Nickel Company, EUA, apresentou um artigo onde estudou a resistência de ligas de Fe-Cr a CST em função do teor de Ni em solução de 42% de $MgCl_2$ em ebulição. Ele mostrou que a composição dos aços inoxidáveis mais utilizados na indústria (ou seja, de 8 a 10% de Ni e de 18 a 20% de Cr), incluindo a dos Tipos 304, 304L e 316L estiveram entre os piores resultados. Se o níquel for superior a 40 % ou completamente ausente, o aço será muito menos sensível à corrosão sob tensão: esta é a razão pela qual as superligas à base de níquel ou os aços inoxidáveis ferríticos comuns, nos quais o níquel está ausente, são praticamente insensíveis ao problema [74]. A curva de Copson apresentada na Figura 4 é um dos resultados mais conhecidos na história dos estudos de corrosão sob tensão.

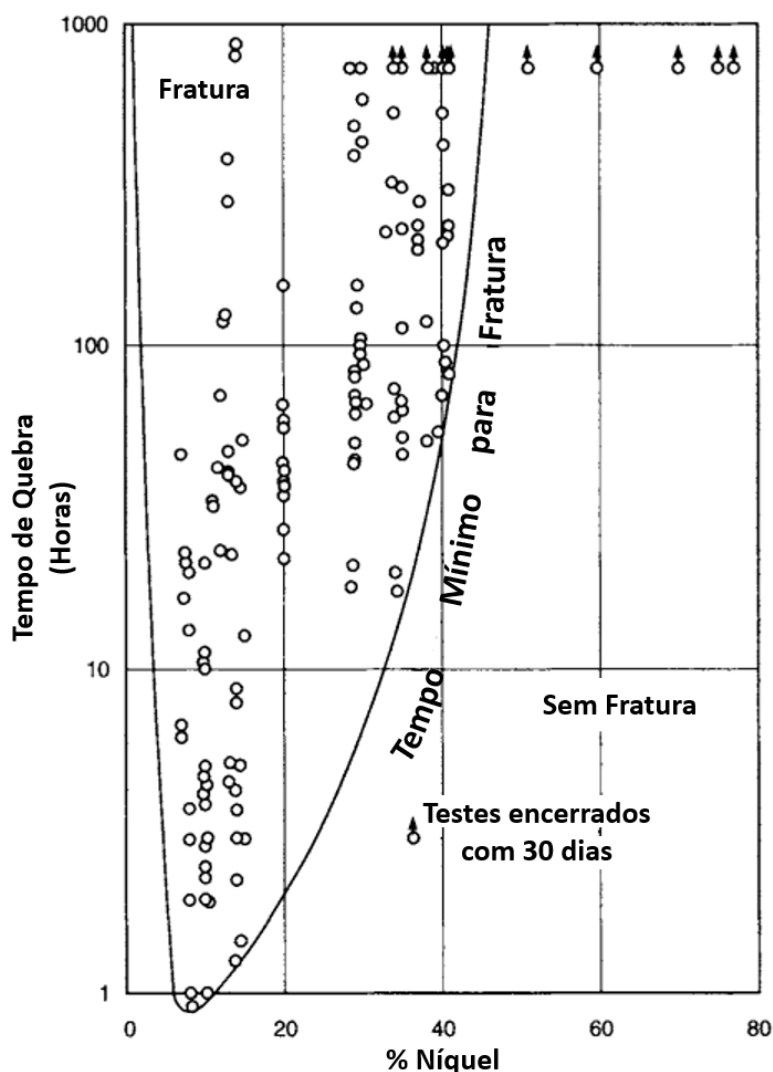


Figura 4 – Corrosão sob tensão em fios de aço inoxidável com 18-20% Cr, e teor variável de níquel, em solução de MgCl_2 em ebulição, produzido por Copson, adaptada de Shipilov [33].

Durante as décadas de 1950 e 1960, descobriu-se que as ligas de titânio eram suscetíveis a CST em ácido nítrico fumegante, sal quente, água do mar e vários compostos orgânicos [68]. Adicionalmente, a corrosão sob tensão em ligas austeníticas em reatores nucleares resfriados a água foi observada por Henry Coriou na década de 1950 [73].

O número de falhas industriais causadas pela corrosão sob tensão intergranular (CST-IG), do inglês (IGSCC) aumentou acentuadamente na década de 1960, incluindo aquelas em reatores de água fervente (RAFs) e água primária pressurizada em reatores (RAPs). Houve alguns casos de corrosão sob tensão em RAFs afetando os vasos de pressão, bocais de saída e outros componentes fabricados de aço inoxidável AISI 304 [33]. O fator comum dessas falhas é que elas ocorreram em aços sensibilizados por tratamento térmico e as trincas eram sempre intergranulares. A primeira falha de componente em um RAF operacional surgiu na Usina Nuclear de Vallecitos, EUA, no final de 1961, após 68 meses de operação da usina. Nesta mesma década, um novo método de teste denominado teste de taxa de deformação lenta

(SSRT), foi desenvolvido e aplicado pela primeira vez para a avaliação da resistência de materiais à fratura auxiliada pelo ambiente, do inglês – *environmentally assisted cracking* (EAC) .

De acordo com Leis e Eiber [75], a corrosão sob tensão em dutos tem seu primeiro registro em 1965 após o rompimento de um gasoduto na Luisiana, Estados Unidos. No entanto, os autores relatam que pelos aspectos da falha (metalográficas e fractográficas), é provável que o primeiro caso de falha por corrosão sob tensão em um duto tenha acontecido em 1957 apesar de não ter sido assim nomeado.

Durante as décadas de 1970 e 1980 extensas ocorrências de registros de trincas por corrosão sob tensão intergranular (CST-IG) em reatores de água fervente (RAFs) desencadeou melhorias na tecnologia de soldagem, especificações de materiais e química da água [73]. Em 1971, Eli E. Nelson [76], assina um memorando da NASA com dados de CST em AISI 410, AISI 431 E AISI 4130. Essas ocorrências aumentaram à medida que mais plantas de energia nuclear foram construídas e começaram a operar, o CST-IG em vários componentes de RAFs tornaram-se importantes desde então, incluindo na tubulação de recirculação geralmente feita de aço inoxidável AISI 304 [33]. Em 1972, R. N. Parkins publicou a metodologia de SSRT. Mais tarde, Indig e Vermilyea [77] efetuaram modificações para realizar os primeiros estudos de corrosão sob tensão em alta temperatura. O dispositivo modificado foi usado para estudar CST-IG em aço inoxidável austenítico sensibilizado do tipo AISI 304 a 300°C utilizado em sistemas de tubulação de recirculação de RAFs. Adicionalmente, a corrosão sob tensão foi responsável pelo vazamento ou ruptura de 22 dutos que transportavam gás natural ou líquidos no Canadá entre 1977 e 1996 [78].

Ao final das décadas de 1970 e 1980 foram publicados alguns trabalhos de CST em aços inoxidáveis. Em 1977, Truman [79] publicou o artigo intitulado a influência do teor de cloreto, pH e temperatura da solução de teste na ocorrência de corrosão sob tensão com aço inoxidável austenítico, neste trabalho foi avaliado o comportamento do AISI 304 em soluções clorídricas. Em 1980, Torchio [80] utilizando a mesma liga, avaliou a influência do teor de cloro e da acidez em corrosão sob tensão. Em 1981, Staehle e colaboradores [60] da Universidade de Ohio publicaram uma série de resultados de corrosão-fadiga e CST em ligas comumente utilizadas em usinas nucleares, tais como AISI 1020, AISI 304, AISI 403, AISI 410 ASTM A-471, Inconel 600 e Incoloy 800. A Figura 5 ilustra a linha do tempo sobre corrosão sob tensão.

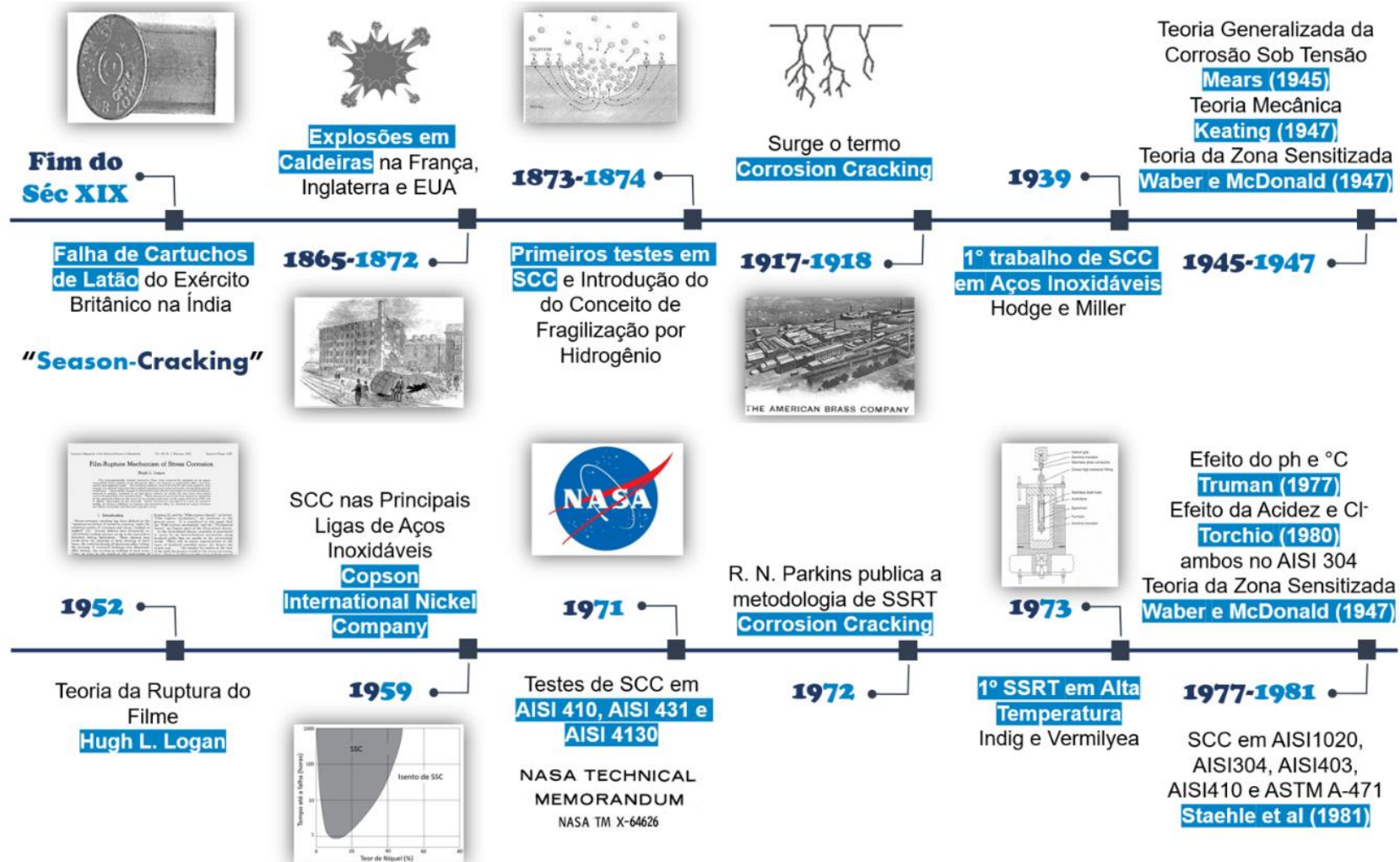


Figura 5 - Linha do Tempo de Corrosão Sob Tensão.

3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1. Aços inoxidáveis e o AISI 304

As indústrias têm o aço ao carbono como principal material estrutural. Na sequência surgem os aços inoxidáveis. Estes têm sua utilização que vai desde aplicações mais substanciais (produtos semi-acabados ou chapas planas) e/ou em produtos acabados, com essa tipologia constituindo cerca de 74% da produção [74].

Dentre os aços inoxidáveis, a família austenítica tem notoriedade devido à sua excelente resistência à corrosão geral, propriedades mecânicas adequadas a altas temperaturas, boa fabricabilidade e soldabilidade, estes materiais são então os mais comumente utilizados [25]. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam uma ótima combinação de propriedades que unem resistência à corrosão, ductilidade, resistência mecânica e soldabilidade. Suas propriedades possibilitam vasta aplicação na indústria química, médica, automobilística, bem como ambientes com alta temperatura e solicitação estrutural [81]. Isso torna os aços inoxidáveis austeníticos os mais produzidos do mundo, cuja produção mundial soma 70% em relação aos demais aços inoxidáveis [10, 81-84].

A versatilidade desta família de aços inoxidáveis é apontada por Was e Ukai [26]. Estes autores indicam que os aços AISI 304 e 316 são os principais materiais estruturais na construção de reatores nucleares sendo utilizados na forma de tubos, estruturas de fixação, diversas molas e parafusos. Entre eles o AISI 304 (18% Cr - 8% Ni) é o mais popular, têm excelente resistência à corrosão, excelente ductilidade e excelente soldabilidade. A adição de níquel como elemento de liga, em determinadas concentrações, permite transformar a estrutura ferrítica em austenítica e isso tem como consequência uma grande mudança em muitas propriedades [85].

Segundo Ye et al. [86] de acordo com o diagrama de Schaeffler (Figura 6), 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 equivalentes. 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.

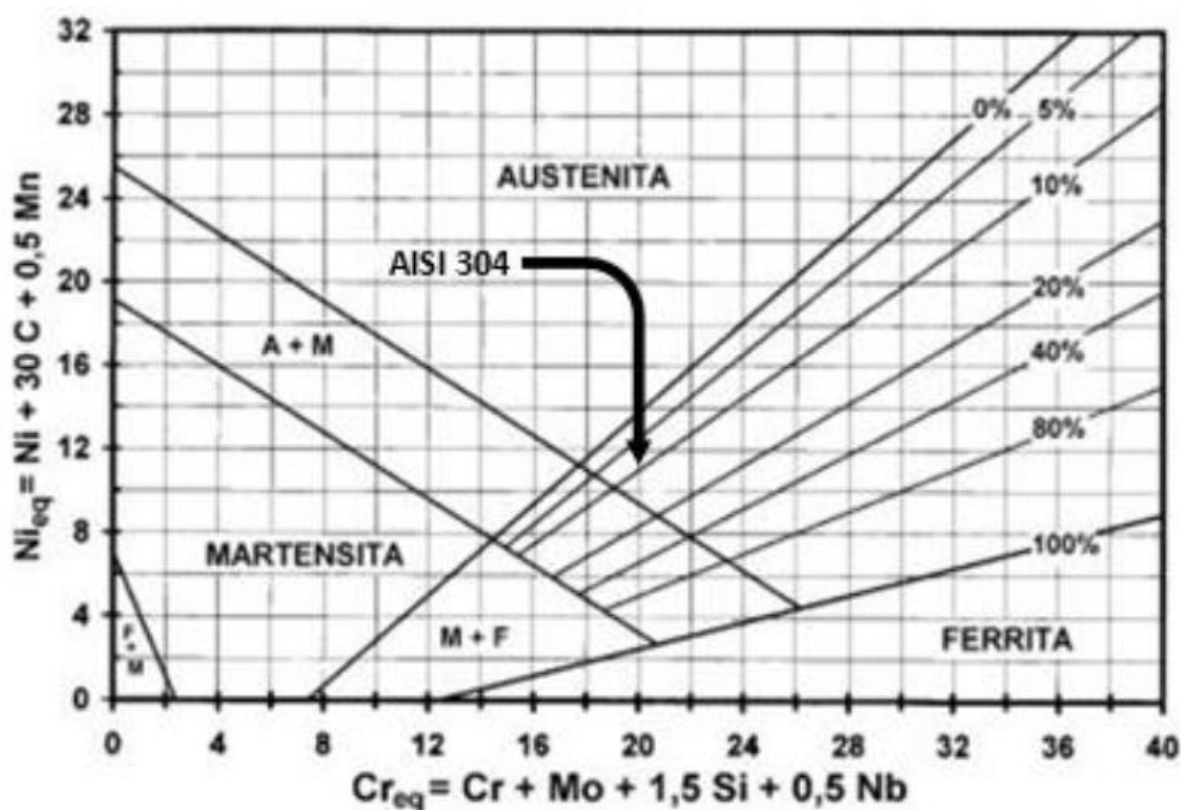


Figura 6 – Diagrama de Schaeffler do AISI 304.

Quanto maior o teor de níquel equivalente, maior é a tendência do material ser austenítico. O níquel e cromo equivalentes podem ser obtidos das Equações 14 e 15.

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn \quad (14)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb \quad (15)$$

Daniel e colaboradores [87] com base em uma revisão de diversos trabalhos concluem que os aços inoxidáveis austeníticos, geralmente apresentam um estado metaestável da fase austenítica após a têmpera e recozimento da solução. Isso permite uma transformação de fase induzida por deformação de γ -austenita cúbica de face centrada paramagnética (CFC) em uma microestrutura mais estável, ou seja, ϵ -martensita compacta hexagonal paramagnética (HCP) e/ou α' -martensita cúbica de corpo centrado ferromagnético (CCC) que aumenta significativamente a resistência à fadiga desta classe de materiais.

Em produtos manufaturados como os parafusos, devido à deformação a frio durante a fabricação, o aço inoxidável pode apresentar microestruturas além da austenítica. Devido à deformação o material pode modificar sua microestrutura seguindo duas rotas de transformação:

- (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);

Ainda segundo Shen et al. [88], para o aço 304 essas rotas são dependentes da Energia de Falha de Empilhamento EFE: em geral, baixos valores de EFE ($<18 \text{ mJ/s}^2$) promovem a transformação direta, o 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 [88]. Essas duas rotas podem ser vistas na Figura 7.

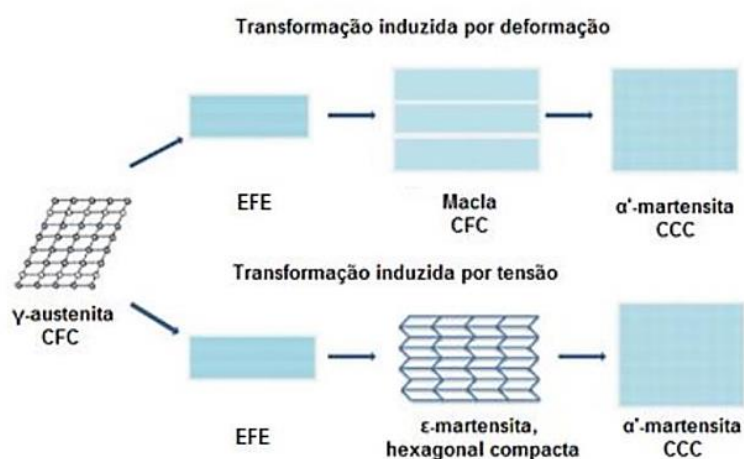


Figura 7 – Rotas de evolução microestrutural do aço inoxidável AISI 304, adaptado de [88].

Segundo Shen et al. [88] essas microestruturas desenvolvidas pelo aço inoxidável AISI 304 quando deformado por tração são visíveis no DRX por meio dos picos de austenita e martensita induzida por deformação α' . Adicionalmente, Hedayati et al. [89] demonstraram que a fração desta martensita α' aumenta com os passes de laminação.

Não somente mediante a tração ou laminação este aço pode desenvolver outras microestruturas além da austenita. A segregação de composição química, tratamento térmico inadequado, falhas na fundição pode causar algumas estruturas martensíticas ou ferríticas no aço inoxidável AISI 304 [90]. 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 leva ao magnetismo. Processos de alta temperatura podem recuperar e estabilizar a estrutura austenítica e remover o magnetismo.

A presença de martensita induzida por deformação pode causar uma multiplicidade de problemas [91], como a diminuição na resistência à corrosão. Jinlong e Hongyun [92] observaram esse efeito ao estudar o efeito da martensita induzida por deformação (α') em aços inoxidáveis AISI 304, os autores observaram que o volume de martensita aumenta com a deformação e concluíram durante a análise dos resultados que o aumento da densidade de martensita induzida por deformação diminui a resistência à corrosão.

3.2. Parafusos

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 [93].

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 8) apresenta rosca em ambas extremidades e um dos lados fica, na maioria das vezes, permanente na estrutura, daí o termo prisioneiro [93].

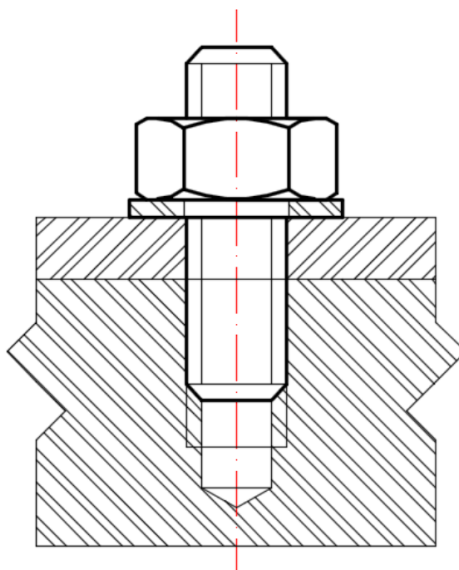


Figura 8 – Parafuso Prisioneiro, adaptado de [93].

Croccolo et al. [94] 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 três principais pontos que geram concentração de tensão, como ilustrado na Figura 9. Para Pilkey et al. [95] as falhas devido a essas concentrações de tensão vem 65% da seção de contato entre o parafuso e a porca (ponto de maior pico de tensão na Figura 9), 20% no final da rosca de parafusos que não são totalmente rosqueados e 15% no filete entre o corpo e a cabeça

do parafuso. Para Croccolo et al. [94] o parâmetro mais importante a ser controlado para aumentar a eficiência da junta é o coeficiente de atrito entre as roscas.

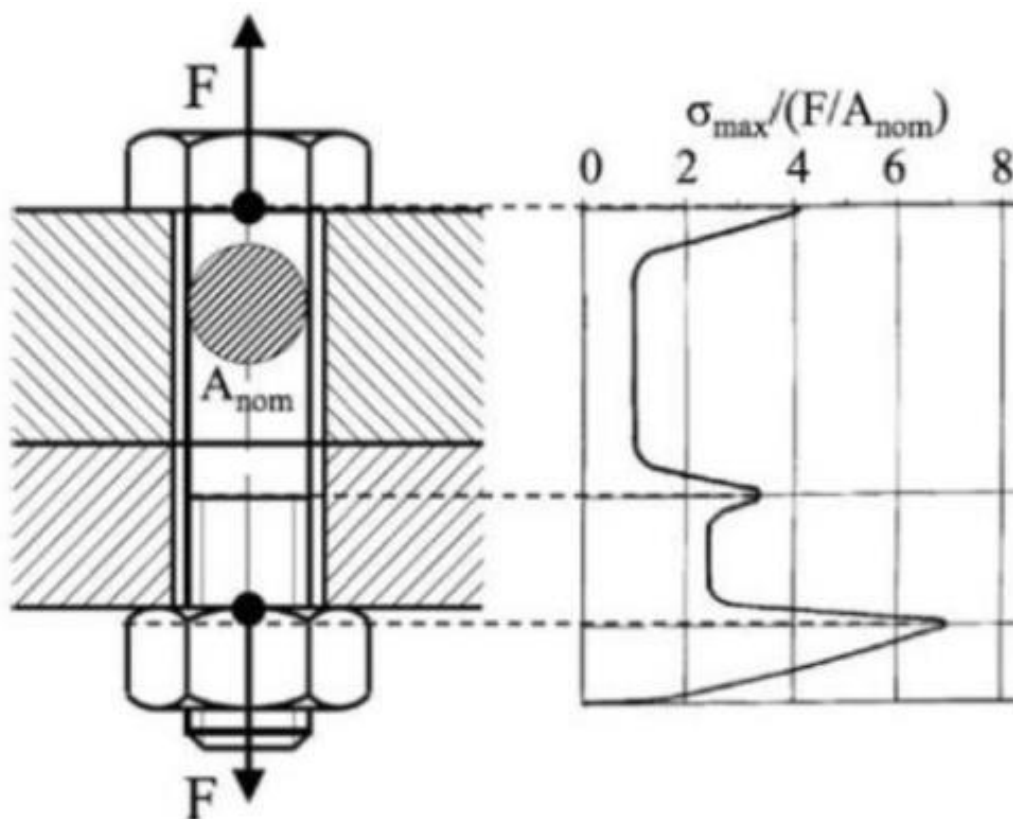


Figura 9 – Pontos de concentração de tensão em um parafuso, adaptado de [94].

Outro item importante que influencia a resistência à fadiga de parafusos é o tipo de rosca. A resistência à fadiga desse componente 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 [96, 97], 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 [96, 97].

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 a carregamentos cíclicos têm uma tendência ao afrouxamento, ou soltura. Geralmente o problema de soltura está mais ligado a pré-cargas insuficientes do que forças externas excessivas [93].

Em uma junta convencional porca-parafuso, diversos estudos relatam a distribuição de carga nas roscas. Em um estudo desenvolvido por Majzoobi et al. [98], 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 outro trabalho obteve um índice ligeiramente maior, 89% [99].

Patterson e Kenny [100] 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, 1993) [49].

Com efeito, alguns autores investigaram o comportamento em fadiga de parafusos comerciais em função da tensão média e perceberam que a amplitude de resistência à fadiga em função da tensão média não varia tanto quanto poderia ser previsto por teorias de fadiga clássicas como as atribuídas a Gerber, Soderberg e Goodman [4], embora constatem que em maior ou menor grau a amplitude de resistência em fadiga diminui em função do aumento de tensão média. Os autores atribuem este resultado à deformação plástica localizada, que pode aliviar as tensões no fundo de filetes da rosca carregados.

3.3. Fadiga

A fadiga, citada inicialmente por Poncelet em 1839, e tendo suas curvas estabelecidas por Wöhler entre os anos de 1858-1871 a partir de testes laboratoriais, foi construída sob três leis básicas. Da 1ª lei surge o conceito de fadiga como se conhece atualmente, que corresponde a um carregamento no qual é aplicado uma tensão cíclica ou repetida, inclusive que pode ser inferior ao limite de escoamento, e que ocasiona ruptura do material a tensões menores àquelas necessárias para propiciar uma fratura quando o material é carregado monotonicamente, ou

seja, não há sinal de escoamento mesmo a tensões inferiores a resistência à tração [12, 32, 35, 40].

A 2ª lei informa que a falha ocorre quando há uma alta diferença entre a tensão máxima e a tensão mínima, introduzindo o conceito de amplitude de tensão. Quando todos os ciclos de carga são idênticos diz-se que o carregamento está em amplitude constante. Por fim, a 3ª lei afirma que a tensão média também produz um efeito passível de redução da vida em fadiga, apesar de que menor quando comparado a amplitude. Desse modo, para a ocorrência da fadiga são necessárias, além das solicitações cíclicas, deformação plástica mesmo que localizada e ao menos uma componente de tensão positiva [12].

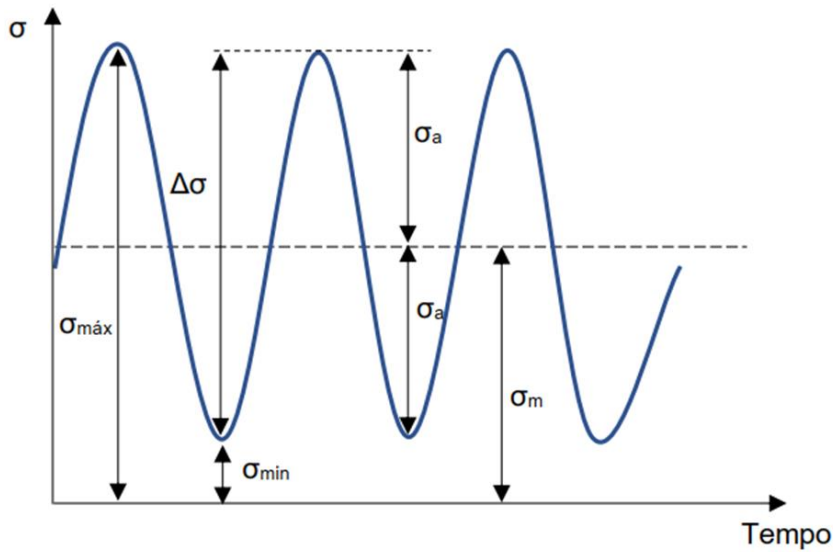
Segundo Norton [32], o custo anual da fadiga de materiais para a economia dos EUA em 1982 esteve por volta de 3% do PIB. Já Dvorak [101] diz que em uma estimativa, os custos de falhas prematuras por fadiga em componentes estruturais giram em torno de 4% do produto interno bruto da Europa e EUA.

Segundo a norma ASTM E 1823 (2023) [102], a fadiga é o processo de alteração estrutural permanente, localizada e progressiva que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto ou pontos do material e que podem culminar em trincas ou fratura completa após um número de flutuações suficientes.

O comportamento de um material submetido à fadiga é afetado por sua composição química e 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 [103].

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 e ruptura. Segundo Dieter [41] microscopicamente, a presença de estrias, principalmente na superfície de fratura de materiais dúcteis, caracteriza o estágio de propagação, mas sua ausência não exclui a possibilidade da fratura por fadiga.

A fadiga é caracterizada por ensaios com tensões cíclicas que podem ser modeladas como um padrão senoidal, cuja variação da tensão pode ser representada em função do tempo (Figura 10). Os ciclos de carregamento são caracterizados por parâmetros como a tensão máxima ($\sigma_{\max}$) e mínima ($\sigma_{\min}$), tensão média (σ_m) (Equação 16), amplitude de tensão ou tensão alternada (σ_a) (Equação 17), razão de tensão alternante (A) (Equação 18) e a razão de carregamento (R) (Equação 19), parâmetros estes considerados importantes para estudo da fadiga.



$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (16)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (17)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1-R}{1+R} \quad (18)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (19)$$

Figura 10 – Variação senoidal da tensão ao longo do tempo, adaptado de [12].

Os regimes de fadiga, ou seja, o modo como o material é avaliado sob fadiga são classificados como: baixo ciclo ($N < 10^4$), alto ciclo ($N > 10^4$) ou ainda ciclos muito altos ($N > 10^7$) [12, 104]. No regime de fadiga de baixo ciclo o controle ocorre por deformação, sendo comum avaliar ciclos de histerese. Nele são aplicadas tensões acima do limite de escoamento ($\sigma_{max} > S_y$), e desse modo observa-se uma deformação plástica generalizada que aumenta à medida que a tensão se eleva, assim as amplitudes de tensão são maiores e variáveis. No que tange a aplicações práticas, essas condições podem se desenvolver em partes específicas de uma estrutura quando submetidas a demandas extremas [12, 105].

Na fadiga de alto ciclo, que é o modelo adotado na tese, o controle ocorre por tensão. O regime é caracterizado normalmente por baixas amplitudes de carregamento, comportamento cíclico elástico, um grande número de ciclos (10^6) e as tensões aplicadas normalmente estão abaixo do limite de escoamento ($\sigma_{max} < S_y$). Na sequência, em níveis de tensão além de (10^9) ciclos, tem-se o regime de fadiga de gigaciclo, normalmente obtido com frequências ultrassônicas. [12, 104]

3.3.1. Métodos de obtenção da curva S-N

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 abscissa. A determinação do limite de resistência à fadiga de um material pode ser de maneira teórica ou experimental. Dentre os métodos experimentais, os três métodos principais para a obtenção limite de fadiga e da curva S-N são: o método “*up and down*”, [106], apud [103], o método de construção de curva

com tensão constante [107] e de acordo com Dieter, [41] o método da escada, método estatístico utilizado para a estimativa do limite de fadiga.

No método “*up and down*” são necessários pelo menos 15 corpos de prova [103]. O primeiro corpo de prova é ensaiado em um nível de tensão um pouco maior do que o limite de resistência à fadiga estimado, se este corpo de prova falhar antes de atingir em torno de 10^6 ou 10^7 ciclos, o nível de tensão é diminuído e um segundo corpo de prova é ensaiado com este nível de tensão inferior. Por outro lado, se o primeiro corpo-de-prova não romper até o número especificado de ciclos, deve-se aumentar o nível de tensão para o segundo corpo-de-prova. O ensaio é continuado desta maneira, diminuindo ou aumentando o nível de tensão buscando a tendência do valor médio da falha, até que sejam ensaiados de 15 a 30 corpos de prova, como pode ser visto na Figura 11.

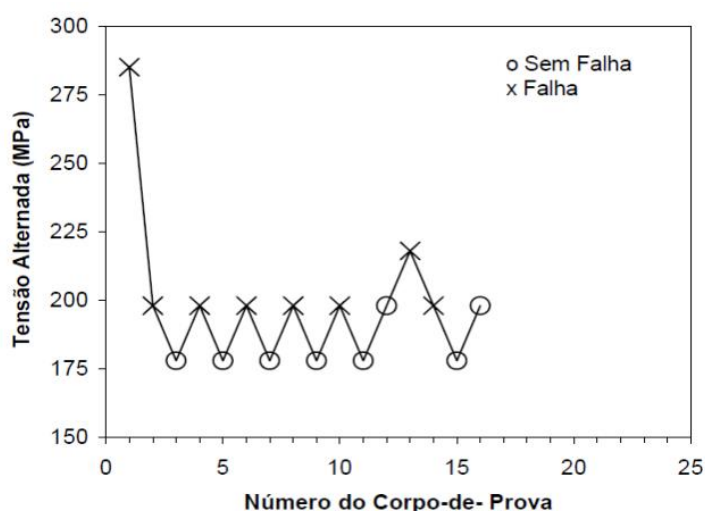


Figura 11 – Ensaio “*up and down*” Mansur (2003) [106], apud [103].

Segundo Collins [107] o método com tensão constante envolve ensaios com grupos de aproximadamente 15 corpos de prova para cada nível de amplitude de tensão alternada previamente escolhido, entre o limite de escoamento do material e o limite de resistência à fadiga como pode ser visto na Figura 12. Todos os dados obtidos para cada nível de tensão são colocados em um gráfico de distribuição de probabilidades log-normal e são determinadas sua média e variância. Neste gráfico é então traçada uma curva média do gráfico S-N.

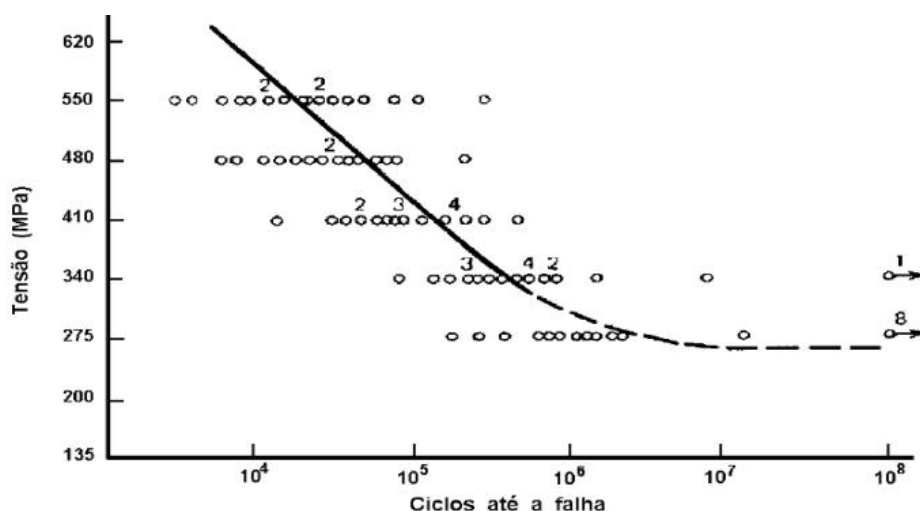


Figura 12 – Gráfico S-N com níveis de tensão constante pré-determinados [107].

Para Dieter [41] o procedimento usual de determinação de uma curva S-N consiste em se testar o primeiro corpo de prova a um método da escada, para 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.

Pode-se obter também 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 e outra curva, conservativa (menores números de ciclos para mesma tensão) em relação a primeira também é traçada, Figura 13 [103].

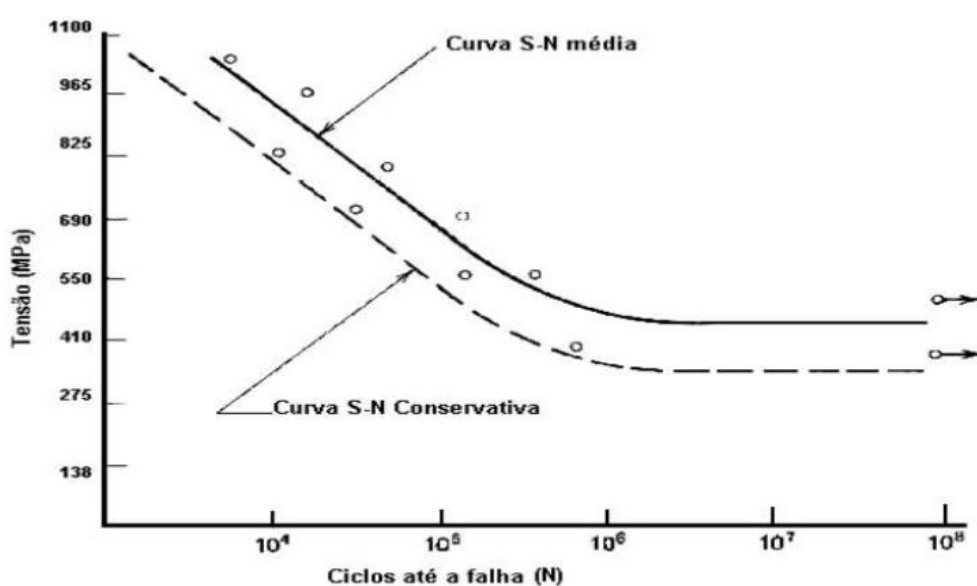


Figura 13 – Método da escada para confecção de curva de fadiga [103].

3.4. Corrosão-Fadiga

Quando o ataque corrosivo ocorre simultaneamente com o carregamento em fadiga, há uma grande redução das propriedades de fadiga. O ataque químico acelera muito a taxa de propagação de trincas em fadiga sendo o dano total muito maior do que se a componente mecânica e química estivesse agindo isoladamente [103, 108].

É de se esperar que peças que operem em uma atmosfera corrosiva tenham uma resistência à fadiga diminuída. Isto se deve ao encrespamento ou formação de crateras na superfície pelo material corrosivo [40]. Os meios corrosivos como água, atmosfera, solos e água do mar são responsáveis pelo aparecimento do eletrólito que produz a corrosão eletroquímica [103].

A água do mar, por exemplo, tem em média uma salinidade de 3,5%. No caso da corrosão 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, [109] Figura 14.

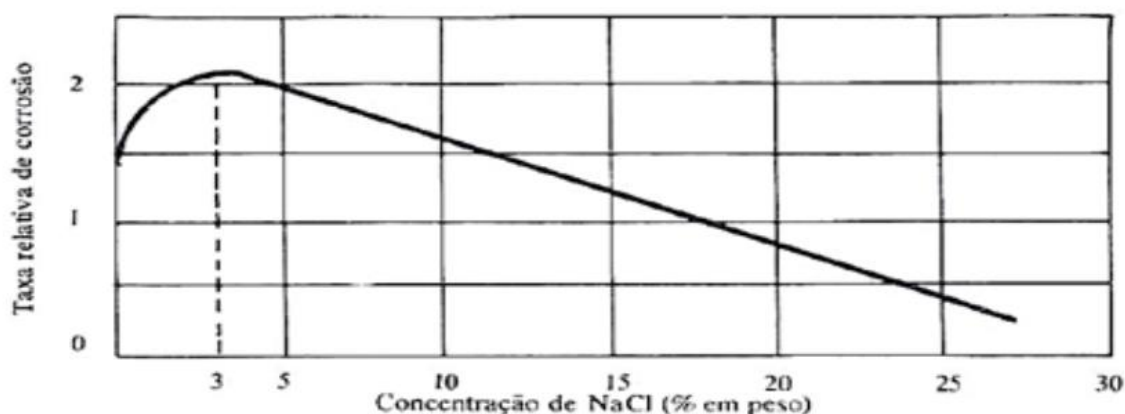


Figura 14 – Efeito da concentração do NaCl na taxa de corrosão [109].

De acordo com Gentil [109], o oxigênio é o fator de controle desse processo corrosivo. A crescimento da taxa de corrosão se deve inicialmente pois em menores teores de NaCl a solução é mais diluída e mais oxigênio dissolvido pode atingir as áreas catódicas do material, ocasionando a despolarização deste o que implica em um aumento da velocidade da reação catódica. Como a reação anódica (que para os aços corresponde a corrosão do ferro) acompanha a velocidade da reação catódica, o aço acaba por corroer mais rapidamente.

Após o pico em 3,5% de concentração, a solubilidade do oxigênio na água decresce continuamente com o aumento da concentração de NaCl, o que explica a diminuição da taxa de corrosão para concentrações elevadas de NaCl [103].

Segundo Dieter [41], o ataque corrosivo sem tensão super imposta produz, muitas vezes, o aparecimento de pites nas superfícies dos metais. Os pites atuam como entalhes e causam a

redução da resistência à fadiga. Os ensaios de corrosão-fadiga podem ser realizados de duas maneiras. O método usual consiste em submeter o corpo de prova, continuamente, às influências combinadas de corrosão e tensão cíclica, até que ocorra a ruptura, conhecido comumente como teste in-situ. No ensaio de duplo-estágio, o ensaio de fadiga por corrosão é interrompido após um determinado período e o dano introduzido é avaliado através da determinação da vida restante ao ar, conhecido comumente como teste ex-situ.

Os materiais que apresentam um limite de fadiga quando ensaiados ao ar na temperatura ambiente não apresentam inflexão deste limite quando ensaiado em meio corrosivo, como pode ser visto na Figura 15 [103]. Os autores apontam que o ataque corrosivo preferencial ao metal ocorre independente da tensão, e é contínuo, o que acelera o dano. Ou seja, mesmo que seja um nível de tensão abaixo do limite de fadiga, o dano corrosivo irá continuar atuando reduzindo os patamares de tensão suportada pelo material ao longo do tempo. E uma vez que o fenômeno corrosivo é dependente do tempo, quanto mais longo for o ensaio, maior será o dano.

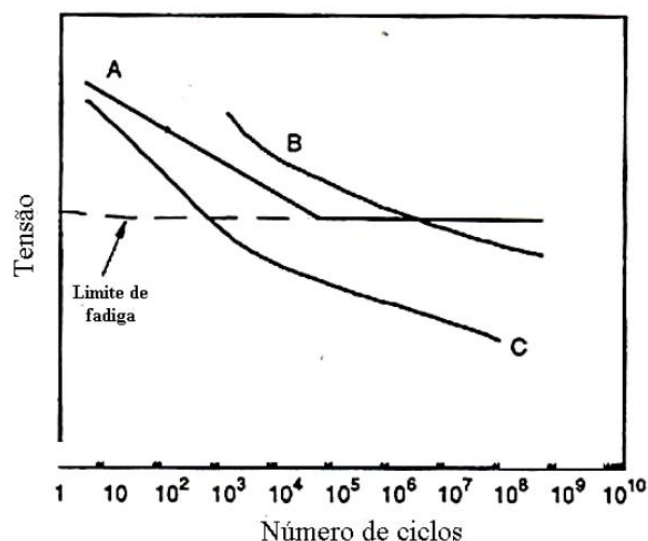


Figura 15 – Curvas S-N ao ar (A) e corrosão-fadiga (B e C) [103].

Segundo Branco, Fernandes e Castro (1986) [110] em um meio corrosivo, o número de ciclos para a iniciação da trinca, assim como o número de ciclos para propagação da trinca é menor.

3.5. Corrosão sob tensão

Segundo Boniardi e Casaroli [74] a corrosão sob tensão é uma forma de dano perigosa para aços inoxidáveis por que ocorre em ambientes particularmente não agressivos a estes materiais: geralmente apresenta tempos de iniciação e propagação baixos (de 3 a 12 meses) e leva ao mal funcionamento do componente e na grande maioria dos casos, a identificação deste fenômeno no equipamento ocorre apenas quando o fenômeno é bem evidente.

A corrosão sob tensão pode ser definida com a fratura progressiva do material devido a presença de tensão de tração não cíclica exposta a ambientes gasosos ou líquidos podendo desenvolver a morfologia intergranular ou transgranular podendo falhar a baixos níveis de tensão como 5% da tensão de escoamento, por exemplo [111].

De acordo com os autores [74], a corrosão sob tensão só ocorre se forem cumpridas simultaneamente 3 condições: um aço inoxidável com uma determinada composição química, um meio corrosivo específico e tensão de tração maior do que um limiar específico. Além disso para a degradação se desenvolver, a temperatura deve ser superior à temperatura ambiente: as formas mais comuns de corrosão sob tensão de aços inoxidáveis ocorrem a 45-50°C, como pode ser visto na Figura 16.

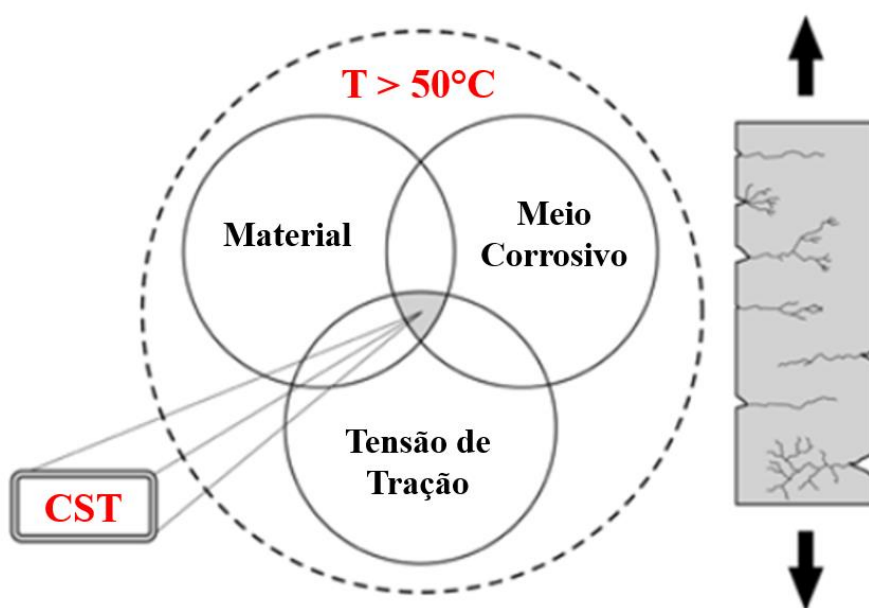


Figura 16 – Diagrama de corrosão sob tensão, adaptado de [74].

Para Gentil [109], na corrosão sob tensão há uma ação sinérgica da tensão e do meio corrosivo ocasionando a fratura em um tempo mais curto do que a soma das ações isoladas e muitas vezes está associada a tensões residuais provenientes de operações de soldagem e deformações a frio. O tempo até a fratura depende da tensão, concentração ou natureza do meio corrosivo, temperatura, tamanho do grão, da estrutura cristalina onde o aço inoxidável com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, CCC, é muito mais resistente do que o com estrutura cristalina cúbica de face centrada, CFC.

O caso mais comum de corrosão sob tensão para aços inoxidáveis é o do austenítico em água do mar ou em solução de cloreto. O ataque depende também do nível de níquel da liga, sendo mais severo quando este é de 8 a 10% na composição, entretanto tal situação é completamente ausente quando o teor de níquel ultrapassa os 40% [74].

Os aços inoxidáveis austeníticos quando solicitados por corrosão sob tensão (CST) comumente apresentam uma fratura transgranular em meios clorídricos de maneira bastante frequente [109].

De acordo com o estudo de corrosão sob tensão em amostras de AISI 304 sob meio com HCl realizado por Torchio [80], 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 $\text{Na} > \text{Mg} > \text{Ca} > \text{Zn}$ [79].

3.6. Desenvolvimento de Softwares

A indústria atual depende fortemente de interconectividade, automação, inteligência artificial, aprendizado de máquina e dados em tempo real. Apoiada na transformação digital, esta revolução industrial também é conhecida como Indústria 4.0 [29].

De acordo com Ragagnon et al. [30] o desenvolvimento de aplicativos e softwares é um dos pilares da indústria 4.0, em geral, introduzindo no processo produtivo o uso da tecnologia para otimizar operações e serviços. De acordo com Cico et al. [112] em seu trabalho sobre as tendências no ensino de engenharia de software, na educação não é diferente.

Segundo INPI (2019) [113] um programa é um conjunto de instruções ou declarações, escritas em linguagem própria, a serem usadas direta ou indiretamente por um computador, a fim de obter determinado resultado. A proteção dos direitos de autor abrange todas as (ou partes das) expressões no programa de computador.

Os softwares podem ser protegidos pela Lei de Software e a Lei de Propriedade Industrial (LPI). As duas oferecem diferentes modos de proteção. A proteção dada pela primeira abrange apenas as expressões contidas no código utilizado, não os procedimentos ou métodos. Estes podem ser protegidos pela LPI, considerada uma proteção mais abrangente. A proteção para o programa de computador ou software, conforme a lei nº 9.609/98 oferece: Propriedade mais rápida de ser obtida; Proteção automática para 176 países; Garantia da propriedade no ato

da sua criação; Registro independente de exame; Tempo maior de vigência (§ 2º do art. 2º da Lei nº 9609/98: assegura a tutela dos direitos para 50 anos, após a sua criação.) que a lei de patente (que No Brasil a patente assegura 20 anos para a invenção) [113].

A Lei nº 9.609, de 19 de fevereiro de 1998. “Lei de Software”, diz em seu art. 1º que: *“Programa de computador é a expressão de um conjunto organizado de instruções em linguagem natural ou codificada, contida em suporte físico de qualquer natureza, de emprego necessário em máquinas automáticas de tratamento da informação, dispositivos, instrumentos ou equipamentos periféricos, baseados em técnica digital ou análoga, para fazê-los funcionar de modo e para fins determinados”*

O primeiro passo para o registro de um software é a busca de anterioridade que é a verificação do estado da técnica de um produto ou processo através de uma pesquisa em bases de dados de patentes. A função da busca de anterioridade é fazer um levantamento inicial da tecnologia com os objetivos de:

- 1º) Conhecimento do estado da técnica de uma tecnologia;
- 2º) Economizar etapas no processo de proteção da propriedade industrial; e
- 3º) Realizar melhorias na tecnologia. Antes de realizar a busca de anterioridade de uma tecnologia, o inventor deve responder as seguintes perguntas: 1) Quais são as palavras-chave (inclusive sinônimos) que definem meu invento? 2) Qual o diferencial do meu produto ou processo?

O segundo passo é comprovar a autoria do software. De acordo com o INPI (2019) [113] Para comprovar a autoria de um programa de computador (*software*) será necessária apresentação do objeto protegido, como o código fonte ou partes deste código, em juízo. Sendo assim, o Certificado de Registro expedido pelo INPI conferirá segurança jurídica aos negócios do titular de direito do *software*. A transformação do programa de computador em resumo digital *hash* será feita pelo titular do direito utilizando algoritmos públicos *hash*, e esta informação irá compor o formulário eletrônico e-*Software* quando do pedido de registro. Recomenda-se o uso de algoritmo SHA-512 (que gera um código hash de 128 caracteres) ou algoritmo mais recente para a obtenção do resumo digital *hash*.

A utilização de soluções de aplicativos comercializadas por fornecedores de software generalistas ou customizados normalmente vem associado a custos elevados. O desenvolvimento de softwares baseia-se em diversas linguagens de programação, dentre as mais utilizadas para o gerenciamento de dados são a Java, o Python e o Virtual Basic for Applications (VBA), a primeira é a mais popular [114].

A linguagem Java possui características específicas, como a orientação a objetos, suporte à programação para internet, segurança, suporte para programação em rede, acesso

remoto a banco de dados, entre outros. Além disso, existe uma ampla gama de recursos técnicos disponíveis e uma grande comunidade de programadores [115, 116].

No Java, é utilizado o conceito de máquina virtual através da JVM (Java Virtual Machine), que é um software que funciona sobre o sistema operacional, sendo responsável pelo processo de tradução de um programa Java para uma plataforma específica, podendo rodar em qualquer sistema operacional desde que exista uma JVM implementada [115].

Para desenvolver, compilar e rodar aplicativos Java existe um conjunto de ferramentas disponibilizado num pacote conhecido como Java Development Kit ou JDK, sendo necessário o download do mesmo a partir do site da Oracle, detentora dos direitos da linguagem Java. Para uma aplicação desenvolvida em Java poder ser executada em uma determinada máquina, é necessário que a máquina tenha o JRE (Java Runtime Environment) instalado, permitindo ao sistema operacional reconhecer as operações executadas [115].

Na linguagem Java existe ainda o Java Swing, uma coleção de classes e interfaces que baseiam uma gama de componentes visuais, a exemplo de botões, campos de texto, painéis de rolagem, tabelas, entre outros. Coletivamente, esses recursos podem ser utilizados para construir interfaces poderosas e de fácil uso. O Swing foi totalmente integrado com o Java a partir da versão 1.2 da linguagem, facilitando a tarefa do desenvolvimento de interfaces para o software, permitindo ao desenvolvedor um foco maior na própria GUI ao invés dos detalhes da sua implementação [117].

A linguagem de programação Python tem o código aberto e é disponibilizado sob a licença *PSF License Agreement*, que é semelhante à *General Public License (GPL)*. Este é uma linguagem de programação de alto nível utilizada em diferentes tipos de aplicações, como para o desenvolvimento web, em Machine Learning, no desenvolvimento de jogos e etc. Segundo Stephens [114] esta linguagem ocupa a segunda posição no ranking RedMonk entre as linguagens de programação mais populares. Já a *Visual Basic (VBA)* de acordo com Paixão [118] é uma linguagem de programação completa, assim como o C/C++, Csharp, Phyton, Java, etc; sendo muito utilizada por desenvolvedores e programadores. VBA é uma parte do VB, de modo que este possibilita a criação de softwares e demais aplicações, enquanto aquele só permite programar dentro de softwares já existentes.

O VBA admite também trabalhar com os objetos, ferramentas, fórmulas pré-programadas e com todos os demais recursos que os programas dispõem. Pois possibilita a criação de rotinas que serão executadas de modo a facilitar trabalhos repetitivos. Dentro do conceito descrito por Waszkowski [119] é possível utilizar tal linguagem de programação juntamente com um banco de dados no Microsoft Excel e a partir dessa ferramenta é possível

elaborar um programa em VBA que seja capaz de auxiliar no processo de projeto e seleção de materiais.

Rocha [120] aponta que a linguagem *Visual Basic for Applications* (VBA) é uma importante alternativa para automatização do uso da planilha do Excel. O autor ainda ressalta que a linguagem permite a criação e utilização de macros para a realização de tarefas repetidas e ainda permite integração com os produtos da Microsoft Office, tais como: Word, Excel, Access, Outlook, PowerPoint, FrontPage e em produtos como o AutoCAD.

Adicionalmente a esse cenário, tem-se a criação da Power Platform, desenvolvida pela Microsoft, na qual tornou-se possível os próprios colaboradores dos negócios ou desenvolvedores profissionais criarem aplicativos personalizados a partir de uma linguagem de programação chamada de low-code. Plataformas que utilizam esse tipo de programação enfatizam interfaces visuais para permitir que as pessoas, sem um grande conhecimento técnico em programação, possam criar e implantar aplicativos de negócios com relativa facilidade [119].

As soluções modernas de TI não se baseiam em sistemas padrão. Com um número de empresas em rápido crescimento, estas utilizam cada vez mais soluções customizadas [119]. Uma dessas soluções customizadas pode ser um software. Durante o desenvolvimento desta ferramenta, a etapa de teste e/ou validação é fundamental. Segundo Ruparelia [121] os oito principais modelos de ciclo de vida do desenvolvimento de software apresentam essa etapa. E uma das formas de verificar a eficácia de um novo software é por meio dos testes de usabilidade.

3.6.1. Testes de usabilidade

Os métodos típicos de avaliação de usabilidade tendem a se concentrar nas experiências de ‘primeira vez’ com produtos que podem surgir nas primeiras horas, o que direciona os resultados a problemas de ‘descoberta’ ou ‘aprendizagem’ [122].

Pode-se citar como modelos de avaliação de usabilidade os seguintes questionários: *Questionnaire for User Interaction Satisfaction* (QUIS) de Harper & Norman [123]; *System Usability Scale* (SUS) do Brooke [124]; O *User Experience Questionnaire* (UEQ) de Laugwitz et al. [125]; ou versões mais curtas como o *The Usability Metric for User Experience* (UMUX), de Finstad [126], entre outros. Esses testes são usados para obter informações quantitativas sobre a satisfação do usuário com o produto.

O *System Usability Scale* (SUS) ou Escala de Usabilidade do Sistema é uma pesquisa simples e amplamente utilizada. O SUS é uma ferramenta psicométrica confiável, de custo zero, utilizada mundialmente e com alta validade e confiabilidade. É composto por 10 afirmações

alternadas formuladas de forma positiva e negativa, para as quais o entrevistado dá uma avaliação subjetiva da usabilidade de um sistema [127].

O método SUS criado por Brooke [124], pode ser usado para avaliar produtos, serviços, hardware, software, websites, aplicações — e qualquer outro tipo de interface. Segundo a ISO-9241-11 [128]. Os critérios que o SUS ajuda a avaliar são:

- Eficácia (a capacidade dos usuários de completar seu trabalho qualitativamente usando o sistema);
- Eficiência (recursos gastos em tarefas);
- Satisfação (recursos subjetivos), ou seja a experiência foi satisfatória?

O ideal é que o teste do SUS (quantitativo) seja aplicado ao final de um teste de usabilidade mais qualitativo, depois que o usuário tentou realizar um determinado grupo de tarefas usando o site, app ou software, Teixeira [214].

Uma avaliação de usabilidade é uma avaliação da eficácia geral do sistema no processo de aprendizagem [129]. Além disso, a usabilidade pode resultar em melhores experiências de aprendizagem para os alunos [130].

A usabilidade percebida tem um impacto significativo tanto na experiência de aprendizagem dos alunos quanto no resultado da aprendizagem e, portanto, no desempenho acadêmico. Se a interface do usuário for fácil de usar, os alunos usarão o sistema com mais frequência. Se, pelo contrário, o sistema for considerado difícil de usar, os alunos passam mais tempo aprendendo o sistema do que o conteúdo [131].

4. REVISÃO DA LITERATURA

A evolução histórica retratada na seção anterior ilustra o árduo caminho pavimentado por diversos estudiosos e instituições em busca de compreender e encontrar soluções para problemática que é fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. Neste passar dos anos pode-se citar a evolução de teorias acerca dos temas, surgimento e criação de protocolos, nomas, bem como o uso de novas tecnologias como o advento do CAE, e itens da indústria 4.0 como banco de dados e IoT (internet das coisas). Nesta seção, será dada ênfase aos estudos produzidos neste século com estes assuntos voltados a aços inoxidáveis e parafusos.

As 20 palavras mais frequentes encontradas em artigos produzidos neste século (2001-2024) para fadiga, corrosão-fadiga, corrosão sob tensão e aços inoxidáveis (termos pesquisados em inglês) segundo as bases de dados *Scopus* (100 documentos), *Web of Science* (770 documentos) e *Science Direct* (1024 documentos) é ilustrada na Figura 17. Foi gerado um arquivo (.xlsx) a partir do programa Bibliometrix® utilizando a busca por títulos, resumos e palavras-chaves de um total de 1894 documentos selecionados após os filtros para eliminar duplicatas e posteriormente elaborado o gráfico de barras (em junho/24) ilustrado nesta figura.

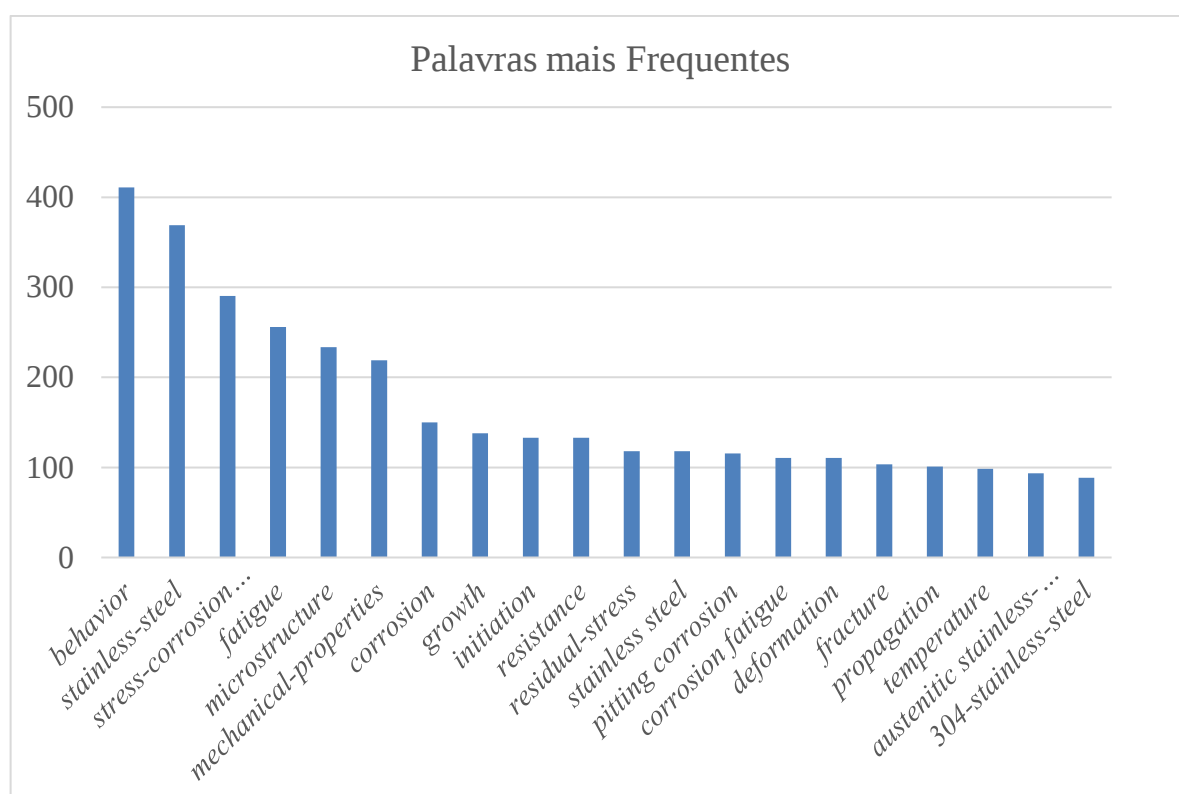


Figura 17 - Palavras mais frequentes nos artigos publicados neste século com os temas do escopo da tese.

A partir das palavras mais frequentes produziu-se uma nuvem de palavra para ilustrar de maneira qualitativa o que é apontado na Figura 17. Observa-se que os temas que mais são

A Tabela 3 ilustra os tempos médios para se chegar à quantidade de 10^9 ciclos em um ensaio de fadiga de acordo com a frequência.

Tabela 3 – Tempos médios de um ensaio de fadiga de acordo com a frequência adotada, adaptado de [132].

Tipo de Teste	Frequência	Tempo até atingir 10^9 ciclos
Máquina de Flexão Rotativa ou Carga Axial	50 Hz	231 dias
Máquina de Frequência Ressonante	150 Hz	77 dias
Máquina Servohidráulica	400 Hz	29 dias
Teste ultrassônico	20.000 Hz (20 kHz)	0,6 ou 6 dias a depender das pausas

Neste cenário, alguns estudos buscam avaliar o efeito da frequência no ensaio de fadiga em diversos materiais, entre eles os aços inoxidáveis. Desta maneira, encontram-se três comportamentos: o aumento da frequência piora o desempenho, a mudança da frequência tem efeito negligenciável, o aumento da frequência melhora o desempenho.

Marvasti et al. [9] utilizando frequências extremamente baixas (0,001-0,5 Hz) na avaliação do comportamento de fadiga de tubulações fabricadas em aço, obtiveram que a taxa de crescimento da trinca diminui significativamente com a redução da frequência cíclica.

Hu et al. [18], em seus testes dentro da mesma ordem de magnitude (Hz) entre 52,5 Hz e 120 Hz), notaram que a melhora no desempenho em fadiga ocorre com a redução da frequência em aço com alto teor de C e Cr de alta resistência à tração, no entanto, o comportamento mostra-se similar para as amostras com baixa resistência à tração. Ou seja, para estes últimos materiais, o efeito da frequência é negligenciável.

O efeito da frequência em fadiga de gigaciclo é muito pequeno, uma vez que o início de trincas curtas ocorre dentro do corpo de prova. Os defeitos internos apresentam uma importância maior. A conclusão é que nenhum efeito significativo é observado na fadiga do gigaciclo e em alta frequência se a temperatura for mantida próxima à temperatura ambiente, se nenhum efeito do ambiente estiver operando e se a microestrutura for estável [133].

Furuya et al. [134] realizaram testes de fadiga nas frequências de 100 Hz, 600 Hz e 20 kHz para um aço revenido a baixa temperatura, com os resultados mostrando que a frequência de carregamento teve pouco efeito nas propriedades do VHCF.

Li et al. [135] investigaram as propriedades do VHCF nas frequências de 95 Hz e 20 kHz para um aço de alta resistência e mostraram que os valores de resistência à fadiga testados com ambas as frequências estavam dentro da mesma faixa de dispersão.

Zhao et al. [136] testaram corpos de provas confeccionados em aço para rolamentos em flexão rotativa a 52,5 Hz e 20 kHz. Os autores concluíram que as frequências de carregamento têm pouca influência nas amostras com maior resistência (que foram tratadas termicamente a

150 °C), enquanto para as outras amostras com menor resistência à tração a resistência à fadiga foi melhor nos testes ultrassônicos. As frequências de carregamento, no entanto, não alteram o modo de falha.

Já Schneider et al. [137] testando o aço 50Cr4Mo e alumínio EN AW-5083, indicaram ausência de efeito da frequência ao testar os materiais entre 400 Hz e 20 kHz a temperaturas consideradas ambiente ($<60^{\circ}\text{C}$), os autores não atribuíram justificativa para o comportamento, pois os estudos buscavam comparar frequências em ordem de magnitude distintas (Hz e kHz).

Em outro trabalho testes foram conduzidos sob fadiga de alto ciclo, temperatura ambiente e controle de carga foram aplicados em aço de médio carbono utilizados em eixos de trem bala. Os autores utilizaram frequências de 10 Hz, 400 Hz e 19,8 kHz. O limite de fadiga dos testes realizados em 10 Hz foi quase igual ao dos testes realizados em 400 Hz, enquanto o dos testes realizados em 19,8 kHz foi muito superior ao dos testes realizados em 10 Hz ou 400 Hz [138].

Zhu et al. [139, 140] estudaram o comportamento de fadiga (curva S-N) de uma liga de alumínio nas frequências de 75 Hz e 20 kHz, e relataram que a vida à fadiga no ar a 20 kHz era de 5 a 10 vezes maior do que a 75 Hz nas temperaturas de teste (20°C , 150°C e 250°C).

Tsutsumi et al. [141], testaram aço baixo carbono (0,13%C) em 10 Hz e 20 kHz. Os testes de fadiga ultrassônica mostraram maior vida em fadiga e menor taxa de crescimento de trincas por fadiga quando comparado a menor frequência. Esse desempenho foi atribuído a um número maior de bandas de deslizamento ao redor da trinca dos corpos de provas ensaiados a 10 Hz.

Outro trabalho testou o aço médio carbono (JIS S38C) em carga axial (10 Hz), teste de fadiga por flexão rotativa (50 Hz) e teste de fadiga ultrassônica (20 kHz), e percebeu que o aumento da frequência proporcionou uma melhora na resistência à fadiga [142]. Esses dois autores avaliaram ordens de magnitude distintas (Hz e kHz), e em comum observaram uma melhora do desempenho em fadiga do aço ao carbono.

Guenneec et al. [17] realizaram ensaios de fadiga nas frequências de 0,2 Hz, 2 Hz, 20 Hz, 140 Hz e 20 kHz para um aço estrutural e mostraram que a resistência à fadiga aumentou com a frequência de carregamento aplicada.

Observa-se nos estudos listados que a partir de níveis de frequência altos e elevando-se até os níveis extremamente elevados, como as frequências ultrassônicas usadas na fadiga de gigaciclo [$>10^9$ ciclos], o aumento da frequência com a mudança da ordem de grandeza tende a produzir uma melhora na resposta à fadiga. Esses resultados são sintetizados na Tabela 4 a seguir.

Considerando os estudos da influência da frequência de fadiga em aços inoxidáveis, em particular os austeníticos e o AISI 304, que é um material amplamente aplicado em oleodutos,

indústria de energia nuclear, aviação e apresenta a fadiga como a causa de mais de 80% das fraturas dos componentes constituídos deste material [143].

Tabela 4 – Efeito da frequência no desempenho em fadiga.

Autor	Material	f (Hz)	Comportamento
Marvasti et al. [9]	Tubos de aço	0,001Hz - 0,5 Hz	↑ frequência ∴ ↓ desempenho
Hu et al. [18]	Aços de alta resistência e alto teor de C e Cr	52,5 Hz - 120 Hz	↑ frequência ∴ ↓ desempenho
Furuya et al. [134]	Aço revenido	100 Hz, 600 Hz e 20 kHz	Negligenciável
Li et al. [135]	Aços de alta resistência	95 Hz e 20 kHz	Negligenciável
Zhao et al. [136]	Aço para rolamentos	52,5Hz e 20kHz	Negligenciável
Schneider et al. [137]	Aço 50Cr4Mo	400 Hz e 20 kHz	Negligenciável
Nonaka et al. [138]	Aço de médio carbono	10 Hz, 400 Hz e 19.8 kHz	Entre 10Hz – 400Hz Negligenciável acima de 400Hz ↑ frequência ∴ ↑ desempenho
Tsutsumi et al. [141]	Aço 0,13%C	10 Hz e 20 kHz	↑ frequência ∴ ↑ desempenho
Setowaki et al. [142]	Aço médio carbono	10Hz, 50Hz e 20kHz	↑ frequência ∴ ↑ desempenho
Guenneec et al. [17]	Aço estrutural	0,2Hz, 2Hz, 20Hz, 140 Hz e 20 kHz	↑ frequência ∴ ↑ desempenho

Nikitin e Besel [8], 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, no intervalo utilizado pelos autores, 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 a 25 vezes maior do que a vida obtida a 5 Hz. Os

autores explicaram que esses resultados são fruto do auto-aquecimento sofrido pelas amostras durante os ensaios de fadiga à temperatura ambiente. A temperatura dos corpos de prova ensaiados a 5 Hz cresceu de 50 até 100°C dependendo da amplitude de tensão. O aumento da temperatura levou a uma mudança da microestrutura e comportamento de deformação.

Em trabalhos recentes do grupo, observou-se que para corpos de provas de AISI 316, a frequência exerce influência no comportamento da vida em fadiga. A redução no nível de frequência do ensaio de 30 Hz para 10 Hz produziu uma melhora na resistência do componente [11]. Já para a liga de aço inoxidável 304 ensaiada sob fadiga convencional e mecânica da fratura observou-se que a redução da frequência no seu estudo de 30 Hz para 3 Hz proporcionou uma melhora no desempenho do material que correlacionou com coeficiente de encruamento elevado da liga e/ou a transformação de martensita induzida por deformação [12].

Pessoa et al. [10] testando o AISI 304 variando a frequência de 100 a 1000 Hz observaram que em experimentos com menores frequências uma maior quantidade de martensita α' metaestável acaba surgindo gerando uma maior resistência à fadiga. Os autores ainda enfatizaram que o ligeiro aumento da temperatura que provoca a transformação de austenita- γ para martensita α' ainda é complexo.

Em contraponto, alguns estudos não observaram influência da frequência nos resultados de fadiga [14, 15]. Fargione et al. [14] testaram corpos de prova lisos confeccionados em aço inoxidável AISI 304 a 10Hz, 20Hz e 30Hz, afirmaram que o efeito da frequência é negligenciável em frequências muito altas. Michler et al. [15] por sua vez, testaram dois aços inoxidáveis austeníticos, 12,6%Ni e 8,64%Ni, respectivamente, entre 0,1 Hz até 20 Hz e obtiveram a mesma conclusão.

Conclusão similar encontra-se em outro trabalho ao comparar resultados de ensaios de fadiga convencional com ultrassom, onde não encontraram efeito da frequência na vida em fadiga na superfície para o aço inoxidável 17-4PH ensaiados a 20 Hz e 19,2 kHz [16].

Müller-Bollenhagen et al. [13] testaram o AISI304 em fadiga com teste de ressonância pulsante de alta frequência operando a 90 Hz e um teste ultrassônico em máquina operando a uma frequência de teste de cerca de 20 kHz e não observaram alteração no limite de fadiga.

Para Carstensen et al. [144] em testes de fadiga com a liga AISI 904L com frequências de 160 a 200 Hz e 20 kHz. Os autores relataram que as trincas se iniciam na superfície e não é visível nenhuma influência significativa da frequência [144].

Strizak et al. [145] ensaiaram o aço inoxidável 316LN e observaram que o trabalho a frio (20%) aumentou a resistência à tração e a dureza, e melhorou a resistência à fadiga. O comportamento da fadiga em 0,1 Hz, 1,0 Hz, 10 Hz e 700 Hz foram semelhantes com um aumento no número de ciclos até a falha com o aumento da frequência.

Outro estudo com o aço AISI 347 no regime VHCF em $T = 300^{\circ}\text{C}$ em três diferentes frequências de 20 Hz, 980 Hz e 20 kHz obteve uma maior resistência à fadiga que foi alcançada nas maiores frequências do que a 20 Hz. Em 20 Hz, também se avaliou o efeito da temperatura que apresentou um efeito negativo, apresentando menor resistência a maiores temperaturas [87]. Esses trabalhos são sintetizados na Tabela 5 a seguir.

Tabela 5 – Efeito da frequência no desempenho em fadiga de aços inoxidáveis.

Autor	Material	f (Hz)	Comportamento
Nikitin e Besel [8]	AISI 304	0,05 Hz e 10 Hz	↑ frequência ∴ ↓ desempenho
Alves Júnior [11]	AISI 316	10Hz e 30Hz	↑ frequência ∴ ↓ desempenho
Santos [12]	AISI 304	3Hz e 30Hz	↑ frequência ∴ ↓ desempenho
Pessoa et al. [10]	AISI 304	100Hz – 1000Hz	↑ frequência ∴ ↓ desempenho
Fargione et al. [14]	AISI 304	10Hz, 20Hz e 30Hz	Negligenciável
Michler et al. [15]	Aço Inox 12,6%Ni e 8,64%Ni	0,1 Hz - 20 Hz	Negligenciável
Schonbauer et al. [16]	Aço Inox 17-4PH	20 Hz e 19,2 kHz	Negligenciável
Müller-Bollenhagen et al. [13]	AISI 304	90Hz e 20kHz	Negligenciável
Carstensen et al. [144]	AISI 904L	160-200Hz e 20kHz	Negligenciável
Strizak et al. [145]	AISI 316LN	0,1; 1; 10Hz e 700Hz	↑ frequência ∴ ↑ desempenho
Daniel et al. [87]	AISI 347	20; 980 Hz e 20 kHz	↑ frequência ∴ ↑ desempenho

De acordo com Müller-Bollenhagen et al. [13] os principais efeitos no limite de fadiga parecem ser mais relevantes para os testes de carga controlada e podem ser divididos em duas categorias: a influência da formação de martensita por um lado e a influência das condições de superfície das amostras (entalhes) e influência dos parâmetros de teste (frequência e temperatura) por outro lado. Esses fatores de influência e suas interações são dados esquematicamente na Figura 19.

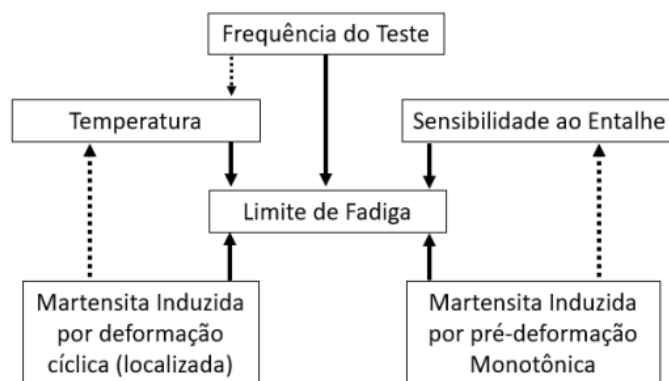


Figura 19 – Efeitos no limite de fadiga e suas interações, adaptado de Müller-Bollenhagen et al. [13].

Para os aços inoxidáveis, observa-se que ao se considerar a ordem de grandeza até a centena, de maneira oposta aos outros materiais metálicos, o desempenho em fadiga tende a melhorar com patamares de frequência menores.

Okayasu e Fukui [146], testando corpos de provas de aço inoxidável AISI 304 em fadiga a 1 Hz, 5 Hz, e 30 Hz apontaram que existe uma leve influência da frequência na relação S-N. Com relação ao efeito da tensão média, a tensão alternante (σ_a) permitida diminuiu à medida que a tensão média se tornou mais positiva.

A influência das respostas dos aços inoxidáveis a solicitação de fadiga devido a tensão média observada por Okayasu e Fukui [146] também é apontada por outros autores. Para Yuan et al. [147] essas tensões cíclicas de fadiga apresentam uma tensão média, o que pode afetar significativamente suas vidas em fadiga. É reconhecido principalmente por uma variedade de materiais que uma tensão média de tração leva a uma redução da vida em fadiga. Segundo Kamaya [148, 149] é de senso comum que tensão média positiva é deletéria a vida em fadiga enquanto a tensão média negativa é benéfica. Uma explicação razoável para o efeito prejudicial da tensão média de tração na vida de fadiga é que o esforço médio de tração facilita a abertura da trinca. Para os autores em ensaios com o aço carbono S45C para uma determinada (σ_a), o número de ciclos até a falha era menor com uma maior tensão média.

Em um trabalho com amostras de aço inoxidável 314L comerciais de 2 fornecedores diferentes ensaiados controlando a amplitude de deformação e frequências entre 5 e 8 Hz, observou-se que tensões médias positivas são prejudiciais à vida em fadiga, enquanto as tensões médias negativas são benéficas. Os autores concluíram que para o aço 304L o comportamento mecânico cíclico nunca atinge um estado estabilizado acima de 1 milhão de ciclos [150].

Kamaya e Kawakubo [151] 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 inoxidáveis AISI 316 sob solicitação de fadiga com

carregamento tração-compressão alternante. Observou-se que a tensão média não apresentou efeito adverso na vida em fadiga de amostras sem pré-deformação. Entretanto a amplitude de deformação apresentada pela peça diminui. Já as amostras com pré-deformação tiveram uma diminuição na vida em fadiga com o aumento da tensão média, mantendo-se a tensão alternada.

Entretanto, alguns estudos obtiveram efeito diverso. Em um estudo de fadiga de baixo ciclo com o aço inoxidável 316LN forjado observou-se que a amplitude de deformação foi maior inicialmente para maiores valores de tensão média. Entretanto até 10^4 ciclos a menor tensão média provocou maior amplitude percentual de deformação. Neste estudo, a vida em fadiga foi estendida com o incremento da tensão média para carregamentos assimétricos apesar de normalmente se esperar o inverso [147]. Chen et al. [152] chegaram a conclusão semelhante, pois ao testar o aço AISI 316L, notou que a tensão média positiva foi benéfica para regimes de baixo ciclos ($N < 10^5$).

Para além dos corpos de provas, em componentes como os parafusos, além do efeito da tensão média, surge um agravante devido a sua geometria que é a concentração de tensão devido aos filetes. Segundo Shahani e Shakeri [28] em seus testes de fadiga ao ar a 15 Hz, com parafusos comerciais, notou que o limite de resistência dos parafusos diminui em um valor proporcional ao aumento da média tensão. Os autores apontaram que a maioria das falhas em parafusos ocorreu no primeiro filete carregado. Os autores ensaiaram parafusos para avaliar o efeito da pré-carga e executaram simulações de elementos finitos. A modelagem em elementos finitos (EF) mostrou que o valor máximo do fator de concentração de tensão no parafuso ocorreu na raiz da primeira rosca de engate entre o parafuso e a porca. Os resultados experimentais mostraram que a pré-carga reduziu o limite de resistência dos parafusos em uma quantidade proporcional ao aumento da tensão média produzida pela pré-carga. No entanto, se a tensão média aumentar para um determinado valor que faça com que a maior parte da área da seção do parafuso se torne plástica, o limite de resistência dos parafusos também aumenta. Adicionalmente, a modelagem mostrou que a quantidade de carga axial aplicada à estrutura não afeta o fator de concentração de tensões e, portanto, permanece constante.

As concentrações de tensões que afetam a geometria dos parafusos são um dos principais fatores que limitam a sua resistência à fadiga [1, 95]. De acordo com o estudo de Pilkey et al. [95] concentrações de tensão que afetam o desempenho em fadiga vêm, especificamente, de que 65% das falhas dos parafusos ocorrem na seção de contato entre o parafuso e a porca, 20% no final da rosca de parafusos que não são totalmente rosqueados e 15% no filete entre o corpo e a cabeça do parafuso conforme ilustra a Figura 20.

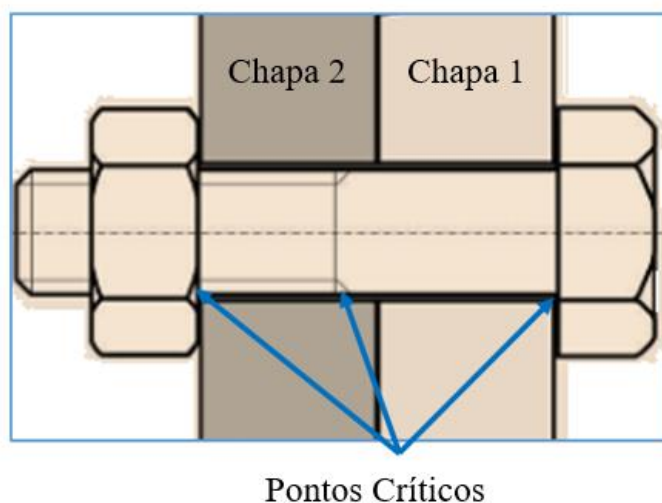


Figura 20 – Pontos críticos de concentração de tensão em parafusos, adaptado de Pilkey et al. [95].

Os autores O'Brien et al. [153] e Kedziora [154] também reforçam que as falhas por fadiga em grande medida são encontradas no primeiro filete carregado. Kedziora [154] diz que neste ponto as tensões ali presentes são muito altas, isso se deve ao fato de que nesse ponto da rosca gera-se uma concentração que recebe uma maior carga, cerca de 34% da carga total. Tal fato já tinha sido observado em outros trabalhos os quais teorizavam 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 [100]. 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.

De acordo com Jawwad et al. [155] há autores que apontam que 30% da carga é transportada pelo primeiro fio engastado, enquanto cerca de 75% da carga é transportada pelos três primeiros fios e basicamente os primeiros seis fios suportam a carga completa.

Cho et al. [156] avaliaram o efeito da tensão média em parafusos utilizados em motores a combustão por meio de elementos finitos e ensaios. A tensão média foi selecionada na faixa de 60 a 90 por cento da resistência à tração do parafuso, que corresponde à faixa de pré-carga nos métodos de aperto elástico e de limite de escoamento. Os testes ocorreram com 100 Hz de frequência e resistência à fadiga em 10^6 ciclos em temperatura ambiente. Os autores concluíram que a falha por fadiga de parafusos críticos do motor geralmente ocorre na raiz da rosca do primeiro ponto de engate parafuso-porca, sendo esse o ponto de maior nível de tensão na simulação numérica e o limite de fadiga do parafuso diminui globalmente com a tensão média,

embora apresente um patamar horizontal no diagrama de Haigh de maneira semelhante ao trabalho de Burguete e Patterson [4] em que o efeito da tensão média não pode ser previsto com regras empíricas comumente usadas, como a linha de Goodman ou a parábola de Gerber, mas pode ser previsto em intervalos limitados com as regras modificadas de Gunn e Cook. No entanto, os seus dados de teste mostraram que o limite de fadiga do parafuso diminuiu lentamente com flutuações relativamente grandes à medida que a tensão média aumentou.

Em outro estudo, 70% das falhas dos parafusos testados ocorreram devido à ruptura no primeiro filete carregado entre o parafuso e a porca devido aos esforços cíclicos [97]. Em um trabalho anterior realizado no mesmo programa de pós-graduação [98], fora encontrado um índice ligeiramente maior, 89%. No trabalho de Shahani e Shakeri [28] com parafusos comerciais, 94,6% das fraturas ocorreram no primeiro filete carregado, já o restante, 5,4% ocorreram no último filete, na transição entre a rosca e o corpo do parafuso. Jawwad et al. [155] apontam em seu estudo que em um flange de um medidor de óleo de grandes dimensões, devido a montagem incorreta, 100% das falhas ocorreram no final da rosca. Outro estudo também encontrou todas as falhas no primeiro filete carregado em parafusos de turbinas hidrelétricas [157].

Dentro deste cenário, apesar de existir alguns estudos que relatam não haver o efeito da frequência no comportamento sob fadiga dos aços inoxidáveis, em geral, o comportamento médio sob fadiga de alto ciclo é melhorado com a frequência e tensão média menores. Pode-se observar o mesmo comportamento para os casos de parafusos confeccionados com este material. E, a grande maioria das falhas nestes componentes ocorrerão no primeiro filete carregado.

4.2. Corrosão-fadiga

Os estudos acerca de corrosão-fadiga em aços inoxidáveis têm sido poucos e distantes entre si. Observa-se que nenhum aço inoxidável apresenta limite de fadiga quando esta encontra-se associada à corrosão [158].

Ebara [159, 160] 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 à fadiga utilizando uma concentração de 3% de NaCl em solução aquosa. Para 2 milhões de ciclos, a redução obtida utilizando uma frequência de 60 Hz foi de aproximadamente 48% [160].

Lin e Lan [161] testaram o AISI 347 em fadiga ao ar e corrosão-fadiga em vários ambientes aquosos, incluindo água deionizada, H_2SO_4 e NaCl. Ambas as solicitações em temperatura ambiente e com 5 Hz de frequência. Todos os ambientes induziram uma redução

na resistência à fadiga do material considerando 10^6 ciclos sendo a trinca transgranular em todos os ambientes. Esta redução pode ser atribuída a uma iniciação de trinca acelerada e crescimento de trinca de estágio I causado pelo mecanismo de dissolução preferencial.

Donahue e Burns [162] ensaiaram o aço inoxidável de ultra-alta resistência Custom 465-H950 a fim de avaliar a influência do teor de Cl^- em corrosão fadiga a 2Hz com testes com amostras intactas e amostras pré-corroídas. Os autores concluíram que o dano de pré-corrosão existente não evoluiu durante o carregamento cíclico, no entanto, as amostras pré-corroídas apresentaram uma taxa de propagação da trinca maior. As amostras com pites nucleados tiveram uma redução na vida em fadiga.

Pode-se apontar outros trabalhos de corrosão-fadiga com os aços inoxidáveis austeníticos como as ligas AISI 316L e ASTM F-138 [163] e AISI 316LN [164-165]. Os limites de resistência à fadiga destas duas primeiras ligas tiveram uma piora quando ensaiados em meio corrosivo (0,9% de NaCl a 25 Hz) com reduções de 20% e 34,5%, respectivamente [163].

Poonguzhali et al. [164] estudando aços inoxidáveis AISI 316LN observaram que a resistência à corrosão diminui com a concentração de cloreto no meio e com o aumento do trabalho a frio, porém observaram que a resistência à corrosão-fadiga aumenta com o trabalho a frio. No entanto o número de ciclos até a falha diminui com o aumento da tensão média, devido à maior taxa de deformação de ponta de trinca e ruptura do filme passivo e, portanto, aumento resultante na dissolução do material [165]. Também nos mais altos níveis de tensão, as barreiras para movimentação de defeitos são superadas tendo assim um início de trinca mais rápido.

Li et al. [166] testaram fadiga e corrosão-fadiga com meio aquoso com NaCl a 5% e 20% em conexões parafusadas com as placas de aço-carbono dúctil e os parafusos de aço inoxidável de alta resistência. Verificou-se que pode haver redução de até 15,01% na resistência à fadiga para ligações sujeitas à corrosão e fadiga simultâneas do que aquelas submetidas apenas à fadiga. Comparou-se também as condições de fadiga *in-situ* com *ex-situ* (pré-corrosão em HCl por 14 dias e 28 dias) onde o efeito deletério dos testes *in-situ* foram até 2,12 vezes maior.

O aço ASTM F138 inoxidável austenítico e o outro aço também austenítico (ISO 5832-9), tiveram seus comportamentos em corrosão-fadiga estudados. Foram levantadas as curvas S-N ao ar e em meio agressivo, simulando o fluido corpóreo (solução aquosa de NaCl a 0,9% a 37 °C) a 10 Hz. Os ensaios de fadiga indicaram a influência que o meio agressivo exerce no sentido de reduzir a vida em fadiga dos dois aços, sendo o impacto da corrosão-fadiga no aço ISO 5832- 9 mais pronunciado do que no aço ASTM F138. Os autores encontraram reduções de 21% e 13% na resistência à fadiga respectivamente, considerando 10^5 ciclos [167].

Já testes *ex-situ* em corpos de provas de ligas comerciais de AISI 316L e AISI 316 Ti, demonstraram inicialmente um ataque químico com temperatura e cloro e depois ensaios de fadiga ao ar. O ataque feito foi de 24 h na solução de FeCl_3 a 5% à 50°C. Depois ensaiou-se em VHCF com frequência $f \approx 20$ kHz e temperatura ambiente. Para os aços testados a redução no limite de fadiga para 10^9 ciclos chegou a mais de 70%. Segundo os autores, o limite de fadiga real de ambos os aços testados após o ataque de corrosão é menor que a metade do limite de fadiga previsto [168].

Pfennig et al. [169] testaram o aço inoxidável AISI 420C a 60°C em uma atmosfera artificial de CO_2 saturado. A resistência à fadiga do material em condições não corrosivas de cerca de 285 MPa em 10^7 ciclos é significativamente reduzida devido à corrosão. Sob as condições corrosivas, não há limite de resistência.

Segundo Ramirez et al. [170] testando corpos de prova cilíndricos de aço AISI 410 utilizados em turbinas obtiveram um decréscimo de cerca de 40% em uma solução de NaCl a 3% em peso a 90°C em relação aos ensaios ao ar. As curvas S-N para o AISI 410, utilizado na fabricação de pás de turbinas a vapor, em ambiente inerte e corrosivo (solução de NaCl a 3%) foram obtidas considerando um limite de fadiga de 1×10^5 ciclos. Verificou-se que a solução de cloreto de sódio fez o material ter um desempenho piorado em até 40% à temperatura ambiente.

Zhang et al. [171] também relataram que as vidas de fadiga do aço inoxidável 316LN diminuíram com o aumento da temperatura devido à dissolução eletroquímica severa e a deformação plástica localizada, segundo os autores a ação foi reforçada pelo hidrogênio em água de temperatura mais alta.

Outro estudo mais abrangente investigou o comportamento de corrosão-fadiga de aços inoxidáveis comumente utilizados em reatores nucleares (AISI 304, 316, 316L e 316LN). Para os 4 aços obteve-se o comportamento mecânico e comportamento em corrosão-fadiga em uma solução aquosa com 45% MgCl_2 em ebulição. Segundo os autores, o aumento da tensão média, com o aumento da tensão máxima e mínima resultam em uma maior taxa de deformação da trinca aumentando a ruptura do filme, o que permitiu uma maior dissolução do agente corrosivo, diminuindo o número de ciclos até a falha. Os autores concluíram também que nenhum dos aços inoxidáveis demonstraram um limite de fadiga em situação de corrosão-fadiga [158].

Ebara [172] testando AISI 304 e AISI 316 em fadiga e corrosão-fadiga a 3%NaCl obteve uma resistência à fadiga por corrosão para AISI 304 a 10^9 ciclos em solução aquosa 15,5% menor do que no ar. A redução da resistência à corrosão-fadiga do AISI 316 em 10^9 ciclos em solução aquosa foi de 13,7%. O mesmo autor em outro trabalho, Ebara (2010) [160] relata que diagramas S-N convencionais de amostras de barra plana para aço inoxidável 12%Cr testado a

60 Hz em solução aquosa com NaCl também sofreram diminuição da resistência à fadiga devido a solução de 3% de NaCl em 2×10^7 ciclos.

Já o AISI 304 teve o seu comportamento de corrosão-fadiga avaliado por meio de corpos de provas com tratamento térmico de recozimento tendo recebido ou não revestimento de precipitados de nitreto de cromo após recozimento a 1100°C e a 1200°C por 30 h. Na solução de NaCl a 3%, as propriedades de fadiga dos corpos de prova nas 3 condições foram deterioradas significativamente em comparação com as amostras ensaiadas ao ar [173].

Em outro trabalho com aços inoxidáveis austeníticos de alta resistência, sob corrosão-fadiga a 20 kHz sob solução aquosa de NaCl a 3%, Ebara et al. [174] observaram que o efeito do meio não foi observado em 10^9 ciclos para os aços YUS270 e SUS304N2 (alto teor de nitrogênio), o que para a segunda liga foi atribuído a presença do nitrogênio, já para o aço inoxidável NSSC250 TMCP com 2,5% de molibdênio e SUS304 esse efeito se fez notar com reduções de até 19,5% e 15,5% respectivamente. Os autores resumem a queda na resistência à fadiga de gigaciclo em função do ambiente clorídrico na Figura 20 para diversos aços inoxidáveis.

Observa-se na Figura 21 que mesmo na fadiga de alto ciclo e altíssima frequência, o efeito deletério do meio clorídrico está presente na resposta a fadiga.

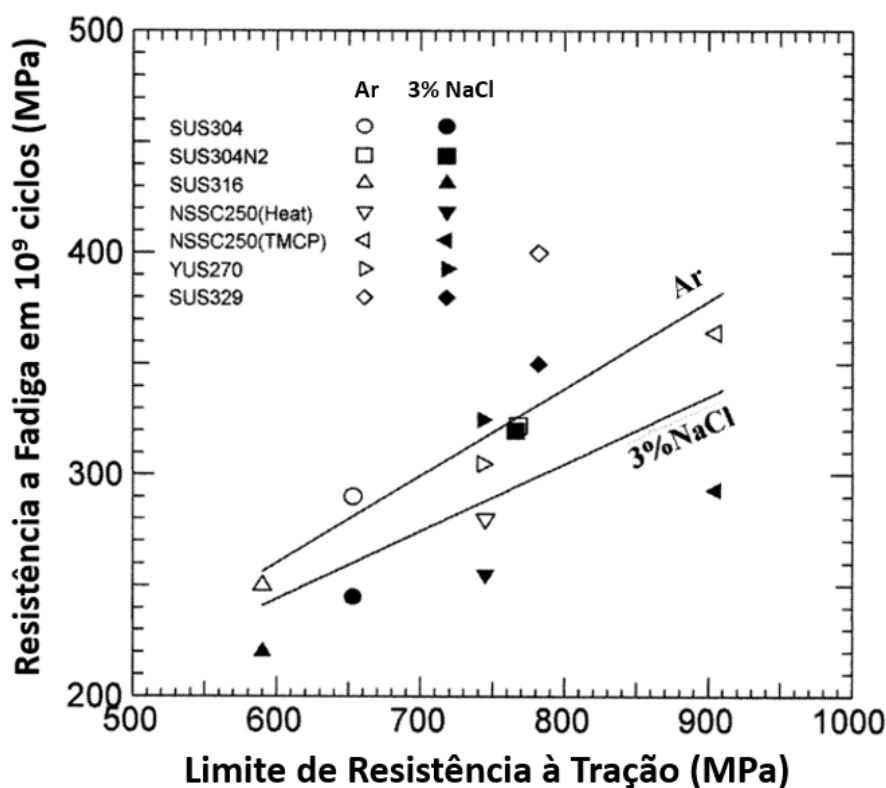


Figura 21 - Relação entre o limite de resistência à tração e resistência à fadiga em gigaciclo de aços inoxidáveis austeníticos ao ar e em solução aquosa de NaCl a 3%, adaptado de Ebara et al. [174].

O'Donnell et al. [175] relataram que as vidas em corrosão-fadiga dos aços austeníticos AISI 304 e AISI 316 diminuíram com o aumento da temperatura acima de 150°C em água pressurizada, especialmente em taxas de deformação mais baixas. Os autores ainda apontam que em temperaturas abaixo de 150°C, a redução na vida útil devido aos efeitos ambientais da água do reator é menor que um fator de 2, entretanto, nas temperaturas mais altas esse fator de redução devido ao efeito ambiental pode chegar a 10.

A corrosão-fadiga em água pressurizada de reator de usina nuclear (solução aquosa de boro e lítio) dos aços inoxidáveis AISI 316LN, 304 e 308 foi investigada em outro estudo. Os autores concluíram que a vida em fadiga destes materiais diminuiu com a redução da taxa de deformação em temperatura ambiente e entre 100°C e 325°C, a geometria da amostra tem pouco ou nenhum efeito na vida à fadiga destes aços inoxidáveis austeníticos [176].

Liao et al. [177] executaram testes com corpos de prova lisos e com entalhe confeccionados a partir do AISI 304. Os testes foram realizados no modo de tensão controlada com uma forma de onda triangular totalmente invertida ($R = -1$) em várias taxas médias de deformação ($0,004\% s^{-1}$, $0,04\% s^{-1}$ e $1\% s^{-1}$). Os ambientes de teste foram o ar a (25 ± 1 °C) e solução aquosa em alta temperatura (280 °C e 325 °C) com 2,2 ppm de Li como hidróxido de lítio e 1200 ppm de B como ácido bórico. As amostras foram mantidas nas temperaturas alvo por 1h antes da carga cíclica ser aplicada. A vida de fadiga em água de 280 °C e 325 °C é menor do que ao ar em temperatura ambiente. A vida de fadiga de amostras lisas diminui com o aumento da temperatura na faixa de 150–325 °C. Já nos ensaios de corrosão-fadiga o ataque corrosivo foi mais acentuado a 280°C.

Seifert et al. [178] testaram as ligas AISI 304, 304L, 316L, 321, e 347 em corrosão-fadiga com amostras de mecânica de fratura pré-fissuradas na faixa de temperatura de 70°C a 320°C. Os autores relataram que apesar dos materiais apresentarem diferentes propriedades, estas não tiveram efeito prático em corrosão-fadiga. O item que apresentou influência importante foi a temperatura. A taxa de propagação da trinca sob corrosão-fadiga aumentou com o aumento da temperatura para todas as frequências testadas, sendo mais relevante acima de 150°C.

Chen et al. [152] testaram o AISI 316L ao ar e em água simulada de reator nuclear ambos a 288°C, com uma frequência de 0,17 Hz até 10^5 ciclos e 1 Hz até a falha. Com 3 níveis de tensão média (-20, 0 e +50) MPa. Os autores concluíram que tanto em fadiga como corrosão-fadiga a tensão média negativa foi benéfica à resistência do material, em fadiga de alto ciclo ao ar a tensão média tem resultado prático igual ao ensaio com tensão média neutra, já em

corrosão-fadiga a resistência é menor. Os autores concluíram que a tensão média na prática não tem impacto na vida em fadiga ao ar a 288°C, já para os regimes de alto ciclo no meio estudado (água de reator nuclear a 288°C) uma maior tensão média é prejudicial.

Inferese a partir dos estudos citados que para os aços inoxidáveis sob corrosão-fadiga, em especial para o AISI 304, que aumento da tensão média resulta em uma maior taxa de deformação da trinca aumentando a ruptura do filme, o aumento da temperatura também é prejudicial ao desempenho da liga principalmente acima dos 150°C. Com relação a frequência, diferentemente do que ocorre nos ensaios de fadiga, a diminuição desta em ensaios realizados em água do mar resulta em uma maior taxa de crescimento da trinca e antecipa a falha [179]. Os autores observaram que uma diminuição na frequência em ensaios realizados em água do mar resulta em uma maior taxa de crescimento da trinca. No entanto, observa-se que independente da frequência, os aços inoxidáveis não apresentam limite de fadiga quando esta encontra-se associada a corrosão.

4.3. Corrosão sob tensão

A corrosão sob tensão se difere da corrosão-fadiga pela ausência de carga dinâmica, as trincas de corrosão sob tensão têm muitas vezes diversas ramificações pequenas, enquanto as trincas de corrosão-fadiga têm pouca ou nenhuma ramificação. Como a corrosão-fadiga pode romper o filme de óxido mais rapidamente para expor o aço descoberto a um ambiente corrosivo, o fator crítico de intensidade de tensão para a corrosão-fadiga é geralmente menor do que para a corrosão sob tensão. Se a frequência do ciclo for suficientemente baixa, a corrosão-fadiga pode ser tratada aproximadamente de forma indistinguível da corrosão sob tensão. Por exemplo, os gasodutos de gás natural quebram sob flutuações de pressão. Embora seja proposto que este problema pertença ao tipo geral de corrosão-fadiga, ele foi atribuído a corrosão sob tensão [180].

A corrosão sob tensão em aços inoxidáveis 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, para os autores a temperatura deve ser ligeiramente superior a do ambiente, os casos mais comuns ocorrem a 45-50°C. O caso mais notório de corrosão sob tensão é o de aço inoxidável austenítico em água do mar ou em solução de cloreto [74].

Fujii et al. [181] avaliaram a evolução a trinca de corrosão sob tensão por meio de imagens *in-situ* considerando o início da trinca ao longo do contorno de grão. Os autores relatam que o contorno de grão e o tamanho do grão influencia significativamente a susceptibilidade a

fratura intergranular em CST no aço inoxidável 304. Os resultados indicaram que a trinca de CST ocorre preferencialmente nos contornos de grão e quando atinge a deformação normal máxima e não a de cisalhamento, essa se inicia quando $\epsilon_{\max} > 0,01$. Os autores, no entanto, enfatizam que embora a corrosão sob tensão tenha ocorrido no contorno de grão com alta susceptibilidade de fratura intergranular ainda é necessário estabelecer um critério que leve em conta não só o ponto de vista mecânico, mas também os fatores eletroquímicos e as reações próximas ao contorno de grão.

Para os aços AISI 304 e 316 em solução de 0,82 kmol/m³ de HCl e em água destilada a diferentes temperaturas, pH, e taxas de deformação, Nishimura e Maeda [182] chegaram aos seguintes resultados: os tempos de falha do AISI 316 chegam a ser 10x maior que o do aço AISI 304. O pH crítico (pH_{cri}), valor acima do qual não ocorre falha por corrosão sob tensão em nenhuma taxa de deformação foi: ($\text{pH}_{\text{cri}} = 1,4$) para o AISI 304 e ($\text{pH}_{\text{cri}} = 1,3$) para o AISI 316. Da mesma forma obteve-se a temperatura crítica de teste (T_{cri}), abaixo da qual nenhuma falha de corrosão sob tensão ocorre. Desta maneira, a T_{cri} obtida foi $T_{\text{cri}} \approx 294\text{K}$ (21°C) para o aço AISI 304 e $T_{\text{cri}} \approx 292\text{K}$ (19°C) para AISI 316 [182].

Elsariti e Haftirman [183] testaram corpos de provas de aços inoxidáveis AISI 316 em temperatura ambiente sob carga constante com 3,5% e 9,35%NaCl. Em um primeiro estágio a 414 h e depois em 838 h não houve falhas de CST. As trincas de CST só vieram a aparecer em com tempos elevados de 1244h e 1678h.

Wen e Ming [184] relataram que o aço inoxidável duplex 2205 é imune à corrosão sob tensão em solução quase neutra de NaCl em concentrações de até 26% em peso na faixa de temperatura de 25°C a 908°C. Em 908°C, surgiram falhas de CST onde os pites auxiliaram na iniciação da trinca.

Já o aço inoxidável AISI 316L e 316Ti está sujeito à corrosão por pites e frestas e à corrosão sob tensão quando submetido a tensões de tração acima de 50°C. Nos resultados dos autores, o aço 316L apresentou uma maior densidade de pites do que o 316Ti [168].

Scatigno et al. [185] estudando AISI 304L a 75°C por 500h em meio com MgCl_2 observaram que amostras com trabalho a frio de até 20% surgia trincas de corrosão sob tensão, acima disto tal situação era dificultada.

Fernandes et al. [186] ensaiaram os aços AISI 316 e AISI 310 sob corrosão sob tensão em solução aquosa de MgCl_2 entre 132-152°C. O AISI 310 apresentou fraturas transgranulares e tempos de falha mais longos em comparação ao aço AISI 316, que em contraste, apresentou falhas por fragilização por hidrogênio e fraturas intergranulares, o que indica que este aço apresenta maior resistência ao CST.

Alyousif e Nishimura [187] também em CST usou o método de carga de tração constante (300 MPa) ensaiando os aços AISI 304, 310 e 316 com corpos de provas de seção retangular. Eles mostraram que o aço AISI 304 entre 130°C e 139°C sofreu fratura intergranular (IG) com tempo de falha entre 10^5 e 10^3 s respectivamente, já para temperaturas mais altas esse tempo diminuiu levemente e o modo de fissuração foi predominantemente transgranular (TG). Para o aço AISI 316 o comportamento foi de fratura mista (IG e TG) entre 135°C ($t_f = 10^5$ s) e 151°C ($t_f = 5000$ s) e transgranular a partir daí até 155°C ($t_f = 10^3$ s). Já o AISI 310 teve todas as falhas transgranulares entre 134°C ($t_f = 10^5$ s) e 158°C ($t_f = 10^4$ s). Onde (t_f) é o tempo até a falha. Segundo os autores as diferenças nas aparências de fratura para esses aços inoxidáveis foram atribuídas a uma diferença no comportamento de corrosão desses aços inoxidáveis para a formação de martensita induzida por deformação nos contornos de grão. A razão para o mecanismo de craqueamento intergranular para os AISI 304 e AISI 316 pode ser a formação de martensita no contorno de grão. Tal fenômeno não foi observado pelos autores nos corpos de prova confeccionados em AISI 310 o que contribuiu para a uniformidade do mecanismo de craqueamento.

Em um estudo com o aço AISI 304L sob corrosão sob tensão em solução de $MgCl_2$ em ebulição ($155 \pm 1^\circ C$), a influência de quatro condições de acabamento foram estudadas: retificado, fresado, torneado e polido. O estudo revelou que as 3 primeiras foram susceptíveis ao trincas transgranular após 3h. Nestas, uma camada endurecida se formou perto da superfície do 304L contendo uma alta densidade de bandas de deformação. Enquanto as amostras polidas não apresentaram tal falha em até 72h. Os autores concluíram que a operação de polimento melhorou a resistência à CST do 304L em ambiente Cl^- devido ao efeito sinérgico de três fatores: tensões residuais compressivas induzidas perto da superfície, deformação plástica mínima perto da superfície e melhor rugosidade superficial. E que tensões residuais de tração, rugosidade elevada são prejudiciais ao desempenho de corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis [188].

Du et al. [189] testou corpos de provas confeccionados em AISI 316 e 316L em solução aquosa c/ HCl e 5% O_2 onde apenas acima de 288°C foram observadas falhas de corrosão sob tensão.

Em corrosão sob tensão através de ensaios SSRT em água primária de reator em alta temperatura (290°C) para os aços AISI 304 e AISI 304 GBE (confeccionado sob uma técnica de engenharia de contorno de grão, a qual consistia em uma baixa tensão de deformação até 5% de deformação de tração à temperatura ambiente mais recozimento a 1100°C por 30 minutos seguido de uma têmpera imediata em água. Por fim, os corpos de prova eram submetidos à sensibilização a 650°C por 15 h e resfriamento ao ar.). Todas as amostras tiveram fratura

intergranular, porém esse procedimento dificultou a propagação da trinca e diminuiu o número e o tamanho das trincas e apresentou adicionalmente facetas de quaseclivagem a fratura [190].

Diversos autores estudaram o efeito do trabalho a frio no desempenho dos aços inoxidáveis em situação de água primária de reator nuclear (RAP), do inglês: PWR - *Primary Water* [191-196], situação esta em que normalmente tem-se temperaturas na faixa dos 300°C. Os autores concluem que as taxas de crescimento tornam-se elevadas acima de cerca de 10% de trabalho a frio. O aumento do trabalho a frio resulta num aumento da suscetibilidade a falha intergranular por corrosão sob tensão (CST-IG). O mesmo pode-se dizer da dureza. Durezas mais altas tendem a apresentar uma maior taxa de crescimento da trinca, segundo Couvant et al. [191] essa taxa de crescimento é menor quando a dureza encontra-se abaixo de 310HV; Outro trabalho aponta para um valor ligeiramente menor, abaixo de 270HV [192].

Resume-se o desempenho de alguns aços inoxidáveis, entre eles o AISI 304, AISI 304L e o AISI 316L em condições de água primária de reator (RAP) e a taxa de propagação da trinca destes aumenta com o aumento da temperatura, sendo a temperatura de pico em $\approx 340^\circ\text{C}$ [193-196].

Ghosh et al. [197] apontaram que o trabalho a frio no AISI 304 resulta em formação local significativa de martensita induzida por deformação e, portanto, aumenta a suscetibilidade deste material ao CST. Em outro trabalho [198] sob o efeito da usinagem no AISI 304L, os autores expuseram o material a dois ambientes, solução composta por 5 M H_2SO_4 + 0,5 M NaCl em temperatura ambiente (28°C) e solução de MgCl_2 em ebulição. A suscetibilidade a corrosão sob tensão aumentou drasticamente com a operação de usinagem da superfície em termos do tempo de início da trinca. O aumento da suscetibilidade a falha por corrosão sob tensão da amostra usinada foi atribuída à formação de uma camada endurecida com alta densidade de martensita na superfície.

Contraditoriamente, segundo Chang et al. [199] em seu trabalho sobre CST para um aço inoxidável Tipo 304L forjado a quente em água de alta temperatura, avaliaram os efeitos do acabamento superficial, usinagem, retífica e polimento na iniciação das trincas usando testes de tração com taxa de deformação lenta (SSRT) em água primária de reator a 300°C . Observou-se que as superfícies usinadas foram as mais resistentes à iniciação da trinca de corrosão sob tensão, as superfícies obtidas por polimento por óxido (OPS) foram as mais propensas à iniciação e as superfícies retificadas apresentaram um comportamento intermediário. Tanto a usinagem quanto a retificação aumentaram a resistência à iniciação da falha de corrosão sob tensão do material.

A influência do potencial aplicado na corrosão sob tensão do AISI 304L através do método SSRT em solução contendo cloreto de sódio e ácido clorídrico também foi testada

[200]. Os autores concluíram que a ductilidade, o limite de resistência à tração e o tempo até a falha diminuem à medida que o potencial aplicado aumenta durante o teste de taxa de deformação lenta.

Xie et al. [201] executaram testes de SSRT em amostras de AISI 316 tratadas por solubilização a 1050°C por 1h e resfriadas em água e amostras trefiladas a frio em uma simulação água primária e uma água anormal contendo íons cloreto a 300°C e 11,5MPa. No entanto, a fractografia do corpo de prova trefilado a frio mostra dois tipos distintos de características. O centro da superfície de fratura foi coberto por dimples, enquanto a morfologia CST-TG (falha transgranular de corrosão sob tensão) típica com padrão em forma de rio, que é chamada de quase clivagem, foi observada na borda da superfície de fratura. As amostras tratadas também exibiram comportamento CST-TG. Os autores concluíram que a trefilação a frio aumenta drasticamente a suscetibilidade CST dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316 em ambiente RAP simulado.

A CST-TG dos aços inoxidáveis AISI 304 trabalhados a frio é causada pelo aumento da dissolução anódica nas bandas de deslizamento e nas plaquetas de martensita [202]. Adicionalmente, Lozano-Pérez et al. [203] também propuseram que a iniciação do CST-TG nos aços inoxidáveis AISI 304 laminados a frio é governada pela difusão de oxigênio ao longo das bandas de deformação formadas durante o trabalho a frio anterior.

4.4. Desenvolvimento de Software Educacional

Hoje, a indústria depende fortemente de interconectividade, automação, inteligência artificial, aprendizado de máquina e dados em tempo real. Apoiada na transformação digital, esta revolução industrial é também conhecida como Indústria 4.0 [29]. O desenvolvimento de aplicativos e softwares é um dos pilares dessa fase da indústria [30], também conhecida como a quarta revolução industrial, que começa a tomar formas cada vez mais palpáveis para a indústria, em geral, introduzindo no processo produtivo o uso da tecnologia para otimizar operações e serviços.

Nesse sentido surge uma série de ferramentas capazes de auxiliar no processo de projeto e seleção de materiais, vale citar o Ansys Granta EduPack, ao qual de maneira generalizada você pode encontrar informações sobre vida infinita de fadiga para 10^7 ciclos e dados de corrosão, mas fica a lacuna para corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. O LIMIT® um software de análise de fadiga para realizar avaliações de resistência à fadiga e resistência estática para seus componentes de acordo com diferentes códigos de projeto e padrões de engenharia. Entre eles: FKM Guideline, DVS1612, DVS1608, Eurocode 3 e 9, EN 13001, EN 17149, DIN15018,

BS 7608 e GB 50017. Adicionalmente por meio de elementos finitos existem os softwares MSC Software, Ansys e Solidworks para análises em CAD e CAE de fadiga.

A nível nacional encontram-se cerca de 12 softwares registrados no INPI com o escopo de fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão, no entanto nenhum deles engloba as três temáticas concomitantemente.

O desenvolvimento de softwares baseia-se em diversas linguagens de programação ou *low code*. A plataforma *low-code* é um conjunto de ferramentas que surge para programadores e não programadores que permite geração e a rápida entrega de aplicativos de negócios com mínimo esforço para escrever em uma linguagem de programação e requer um esforço menor para instalação, configuração de ambientes, treinamento e implementação [119]. A programação *low-code* permite que o programador gaste menos tempo pensando na sintaxe do código e coloque mais ênfase no design da estética e funcionalidade do aplicativo. No entanto, de acordo com Stephens [114] as duas linguagens de programação mais práticas e mais utilizadas ainda são a Java e o Python. Estas duas linguagens ocupam a primeira e segunda posição no ranking RedMonk entre as linguagens de programação mais populares. O Python é uma linguagem de código aberto de alto nível utilizada em diferentes tipos de aplicações, como para o desenvolvimento web, *Machine Learning*, no desenvolvimento de jogos, etc. Já o Java, é uma linguagem de programação orientada a objetos desenvolvida na década de 90 de propriedade da empresa Oracle Corporation. Essa linguagem é interpretada por uma máquina virtual, e assim como o Python é utilizada desenvolvimento web, machine learning, jogos de computador, celular, entre outros. Neste cenário, as soluções modernas de TI não se baseiam em sistemas padrão. As empresas utilizam cada vez mais soluções customizadas [119].

No ramo educacional não é diferente. De acordo com Vlachogianni e Tselios [127], a tecnologia educacional é hoje parte integrante do processo de aprendizagem. Está presente em todos os níveis de ensino, desde a pré-escola até às universidades. As universidades utilizam frequentemente sistemas de gestão de aprendizagem (LMS), aplicativos móveis e sistemas de tutoria, até mesmo algumas empresas usam realidade virtual (VR) e realidade aumentada (AR) para fins de aprendizagem (por exemplo, para treinar seus funcionários).

No ensino de engenharia, a seleção de materiais constitui uma das matérias mais importantes na formação profissional, sendo esta uma tarefa importante dentro do processo de projeto. Comumente, essa tarefa crucial é executada por projetistas e engenheiros de materiais, cuja responsabilidade central reside na identificação do material mais adequado que irá satisfazer parâmetros específicos de uma determinada aplicação, solicitação, incluindo funcionalidade, forma e custo-benefício [204]. No que diz respeito aos materiais empregados para fabricar produtos, um processo de seleção ideal, a partir das fases iniciais de projeto é de

suma importância e não pode ser exagerado [205]. Assim, determinar as propriedades necessárias de um material para uma aplicação e fazer a seleção do material adequado que cumpra com os requisitos de uso considerando a qualidade, desempenho, custo, logística e sustentabilidade se torna um grande desafio. Dessa forma, pode-se agregar a análise do *Big Data* (dados gerados no processo industrial e comercial) por meio de softwares adequados, gerando otimizações, reduções de desperdício, adequação à sustentabilidade e possibilidades de negócios [206].

De acordo com Cico et al. [112] em seu trabalho sobre as tendências no ensino de engenharia de software, 79,4% dos estudos de ensino de engenharia de software estão associados ao desenvolvimento ágil de software. E a segunda tendência mais explorada encontrada em 16,7% dos estudos está relacionada a Implementação, Usabilidade e Valor de Software.

Medir e rastrear a usabilidade é um desafio constante para organizações que estão preocupadas em melhorar a experiência do usuário. Uma abordagem popular e econômica para medição de usabilidade é o uso de pesquisas padronizadas [126]. Segundo Kaya et al. [207] a usabilidade é um dos fatores de qualidade mais críticos que afetam a intenção de usar um sistema, bem como o uso contínuo de aplicações móveis.

A usabilidade é definida pela ISO 9241-11/2018 [128] como “a medida em que um produto pode ser usado por usuários específicos para atingir objetivos específicos com eficácia, eficiência e satisfação em um contexto de uso específico”. Um sistema utilizável deve ser aprendido, eficiente e memorável. Deve também satisfazer as expectativas e necessidades dos utilizadores com as suas características físicas e técnicas. As empresas que estão conscientes da importância da usabilidade tentam projetar e desenvolver aplicações móveis mais utilizáveis.

Os métodos típicos de avaliação de usabilidade tendem a se concentrar nas experiências de ‘primeira vez’ com produtos que podem surgir nas primeiras horas, o que direciona os resultados a problemas de ‘descoberta’ ou ‘aprendizagem’ [122].

Existem três tipos de metodologias de avaliação de usabilidade para aplicativos móveis: experimentos de laboratório, estudos de campo e medição prática [208]. Em experimentos de laboratório, os participantes em um ambiente de laboratório controlado realizam tarefas específicas relacionadas a aplicativos móveis. A ideia principal é controlar o ambiente em que os usuários estão realizando suas tarefas. É útil porque os participantes realizam todas as tarefas de medição da usabilidade sem distrações. Em estudos de campo [209-210], os questionários são aplicados para perguntar aos usuários de aplicativos móveis sobre sua experiência. Os estudos de campo nem sempre são o melhor método de avaliação para testar a interface do usuário de aplicações móveis, pois consomem mais tempo que o teste de laboratório e

necessitam de mais preparação, pré-teste e aplicações piloto [211]. Nas medições práticas, para avaliar a usabilidade, as especificações definidas das aplicações móveis são medidas diretamente [208].

Pode-se citar como modelos de avaliação de usabilidade os seguintes questionários: Questionário de Satisfação com a Interação do Usuário (*Questionnaire for User Interaction Satisfaction* – QUIS) de Harper & Norman [123]; Sistema de Escala de Usabilidade (*System Usability Scale* - SUS), de Brooke [124]; O Questionário da Experiência do Usuário (*User Experience Questionnaire* - UEQ) oriundo do trabalho de Laugwitz et al. [125]; versões híbridas como o trabalho de Çalişkan et al. [212], ou versões mais curtas como a Métrica de Usabilidade para Experiência do Usuário (*The Usability Metric for User Experience* - UMUX), de Finstad [126], e a versão curta do UEQ gerada no trabalho de Schrepp et al. [213], (*Short Version of the User Experience Questionnaire* - UEQ-S), entre outros. Esses testes são usados para obter informações quantitativas sobre a satisfação do usuário com o produto.

Uma das dimensões já mencionadas é a usabilidade destes sistemas tecnológicos para fins educativos e a forma como são percebidos pelos alunos e outras partes interessadas a quem se dirigem [205]. A avaliação da usabilidade é considerada uma abordagem para avaliar a eficiência dos sistemas de *e-Learning*. É usado para avaliar até que ponto a tecnologia e as ferramentas estão funcionando bem para os usuários [129].

A usabilidade percebida tem um impacto significativo tanto na experiência de aprendizagem dos alunos quanto no resultado da aprendizagem e, portanto, no desempenho acadêmico. Se a interface do usuário for fácil de usar, os alunos usarão o sistema com mais frequência. Se, pelo contrário, o sistema for considerado difícil de usar, os alunos passam mais tempo aprendendo o sistema do que o conteúdo [130].

Uma avaliação de usabilidade é uma avaliação da eficácia geral do sistema no processo de aprendizagem. A usabilidade é um dos principais termos em Interação Humano-Computador, definida como a facilidade com que um usuário pode aprender a operar, preparar entradas e interpretar saídas de um sistema ou componente [129]. Além disso, a usabilidade pode resultar em melhores experiências de aprendizagem para os alunos [130].

Vlachogianni e Tselios [127] em seu estudo de revisão que analisou 104 trabalhos acerca do uso do SUS para avaliar tecnologia educacionais (subdivididas em: plataformas de Internet, aplicativos móveis, sites universitários, multimídia e sistemas de tutoria) perceberam que aproximadamente 83% dos estudos tinham como alvo sistemas voltados ao ensino superior.

Segundo Kaya et al. [207] a Escala de Usabilidade do Sistema, do inglês *System Usability Scale* (SUS) é um dos questionários mais populares e fáceis de usar para medir o nível de usabilidade de qualquer produto. De acordo com Finstad [126] o SUS é uma escala Likert

de 10 itens e cinco pontos com uma faixa de pontuação ponderada de 0 a 100 e que demonstrou ser uma medida confiável de usabilidade. Está ancorado em um Discordo totalmente (zero – 0) e Concordo totalmente (cinco – 5).

O método *SUS* criado por Brooke [124], pode ser usado para avaliar produtos, serviços, hardware, software, websites, aplicações — e qualquer outro tipo de interface. Segundo a ISO-9241-11/2018[18] os critérios que o *SUS* ajuda a avaliar são:

- Eficácia (a capacidade dos usuários de completar seu trabalho qualitativamente usando o sistema);
- Eficiência (recursos gastos em tarefas);
- Satisfação (recursos subjetivos), ou seja, a experiência foi satisfatória?

O ideal é que o teste do *SUS* (quantitativo) seja aplicado ao final de um teste de usabilidade mais qualitativo, depois que o usuário tentou realizar um determinado grupo de tarefas usando o site ou app.

Segundo Teixeira [214] os itens 4 e 10 fornecem a dimensão de aprendizagem e os outros 8 itens fornecem a dimensão de usabilidade.

A Escala de Usabilidade do Sistema (*SUS*) é uma pesquisa simples e amplamente utilizada. O (*SUS*) é uma ferramenta psicométrica confiável, de custo zero, utilizada mundialmente e com alta validade e confiabilidade. É composto por 10 afirmações alternadas formuladas de forma positiva e negativa, para as quais o entrevistado dá uma avaliação subjetiva da usabilidade de um sistema [127].

Nesta tese, para relatar os resultados, utilizou-se um modelo de pontuação que transforma as classificações brutas da pesquisa individual de vários usuários de um produto de software específico em uma única pontuação *SUS* com base no método de pontuação padrão de Brooke [124] (manipulando as classificações das declarações para obter uma classificação comum de 0 a 4 e, em seguida, multiplicando a soma por 2,5 para obter uma pontuação que pode variar de 0 a 100).

A Escala de Usabilidade do Sistema (*SUS*) fornece as seguintes 10 afirmações padrão com 5 opções de resposta (escala Likert de 5 pontos com âncoras para Concordo Totalmente e Discordo Totalmente):

1. Acho que gostaria de usar este software com frequência.
2. Achei o software desnecessariamente complexo.
3. Achei o software fácil de usar.
4. Acho que precisaria do apoio de um técnico para poder usar este software.
5. Achei que as diversas funções deste software estavam bem integradas.
6. Achei que havia muita inconsistência neste software.

7. Imagino que a maioria das pessoas aprenderia a usar este software muito rapidamente.
8. Achei o software muito complicado de usar.
9. Me senti muito confiante ao usar o software.
10. Precisei aprender muitas coisas antes de começar a usar este software.

Alguns autores em casos em que as respostas são notavelmente altas ou baixas, entram em contato diretamente com os usuários para revisar se as respostas foram capturadas corretamente [215].

Os índices obtidos podem ser categorizados em algumas classes. Segundo Bangor et al. [216], uma pontuação *SUS* acima de 51 é interpretada como “ok”, uma pontuação *SUS* acima de 72 é considerada aceitável com níveis de usabilidade “bons” e uma pontuação *SUS* acima de 85 corresponde a níveis de usabilidade “excelentes”. Já para outro autor, a média do *System Usability Score* é 68 pontos [214]. Se você fez menos pontos do que isso, você provavelmente está enfrentando problemas sérios de usabilidade em seu produto.

De acordo com Vlachogianni e Tselios [127] em sua revisão de estudo sobre os níveis de usabilidade percebida entre diferentes tipos de tecnologia educacional entre os anos de 2006 e 2019 obteve os seguintes índices: Plataformas de internet, sites de universidades e sistemas de tutoria afetiva parecem ter um bom nível de usabilidade de acordo com a escala *SUS* (*SUS* acima 51 e menos 72), com alguns problemas. Os aplicativos móveis e multimídia apresentam um nível satisfatório de usabilidade (*SUS* acima de 72) percebida de acordo com os critérios estabelecidos por Bangor et al. [216]. Estes índices de *SUS* médio resumem-se em: plataformas de internet - 66,25; aplicativos móveis - 73,62; sites universitários - 63,82; multimídia - 76,43 e sistemas de tutoria afetiva (ATS) - 68,87.

Conjectura-se que um software educacional que obtenha um número *SUS* acima de 72 terá um índice de usabilidade acima da média e com índices considerados bons, onde os alunos utilizarão o sistema com mais frequência.

5. ESTADO DA ARTE

Na área de estudo da tese: fadiga, corrosão-fadiga, corrosão sob tensão em parafusos prisioneiros confeccionados em aço inoxidável AISI 304 com o desenvolvimento de um software educacional para as três solicitações nestes materiais, desenha-se como estado da arte que para fadiga de alto ciclo [10^6 - 10^7] ciclos, o uso de menores frequências são benéficas ao desempenho de fadiga de aços inoxidáveis austeníticos como os trabalhos [10-12]. Maiores valores de tensão média induzem uma pior performance destes materiais conforme [147, 150-151] ou pior é o desempenho em fadiga do componente parafuso quando diante de carregamentos cíclicos [28, 156]. Em comum aos estudos com parafusos está o uso de exemplares comerciais. A tensão média também demonstra seu efeito deletério em aços inoxidáveis sob corrosão-fadiga [158, 164-165]. Onde a piora do desempenho é comum em soluções clorídricas [160, 163, 167, 170, 172, 174, 217], inclusive com parafusos confeccionados com estes materiais [166]. Em corrosão sob tensão, a tensão média, no entanto, não tem influência no desempenho do componente em temperaturas ambientes. Sendo necessário tempos extremamente longos, acidez elevada ou temperaturas superiores para que seu efeito se torne evidente [79-80, 183-185, 218-221]. Efetuando-se uma análise na base de dados do *Scopus* (100 Documentos), *Web of Science* (770 documentos) e *Science Direct* (1024 documentos) neste século (2001-2024) para fadiga, corrosão-fadiga, corrosão sob tensão e aços inoxidáveis (termos pesquisados em inglês) a partir do Programa Bibliometrix® obtêm-se que a taxa de publicação anual de manuscritos nesses assuntos foi de 5,08%, no entanto inexitem nessa base de dados, trabalhos que tratem das três solicitações do escopo da tese simultaneamente. Adicionalmente, quando se associa esses temas com o desenvolvimento de software, encontram-se alguns softwares comerciais, entretanto, nenhum deles especificamente voltados para os aços inoxidáveis e estas solicitações.

6. OBJETIVOS

6.1. Objetivo Geral

O estudo tem por finalidade compreender o efeito da tensão média no carregamento de fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão de parafusos prisioneiros confeccionados em aço inoxidável AISI 304, bem como o efeito de diferentes frequências de carregamento (2 e 30 Hz) no comportamento em fadiga deste mesmo componente, com o desenvolvimento de software educacional para as três solicitações nestes materiais.

6.2. Objetivos Específicos

Analisar o efeito da tensão média na fadiga, corrosão-fadiga e na corrosão sob tensão;

Analisar o efeito da frequência na resistência à fadiga da liga;

Elaborar um ranking de agressividade das solicitações em temperatura ambiente sobre o componente;

Desenvolver um software educacional para os aços inoxidáveis com a avaliação da usabilidade através do método *System Usability Scale*.

7. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia utilizada nesta tese pode ser dividida entre os ensaios experimentais e o desenvolvimento do software.

7.1. Caracterização do material

O presente estudo utilizou parafusos prisioneiros totalmente rosqueado M8x1,25x60 mm confeccionados em aço inoxidável austenítico AISI 304. 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 para este teste. Ensaio de tração foi feito em 5 corpos de prova, através de máquina de ensaios universal de 100 kN (Time Group Inc WDW-100E) para determinar a tensão de escoamento (σ_y) a partir da deformação de 0.2%, e o limite de resistência a tração (σ_{ult}). A análise microestrutural foi realizada através da preparação padrão de amostra no plano axial de simetria do parafuso. A amostra foi atacada por reativo de água régia na proporção de 3 ml de ácido clorídrico (HCl) e 1 ml de ácido nítrico (HNO₃). As metalografias foram obtidas em microscópio ótico (Zeiss Axioscope A1). A difração de raios X foi realizada através do difratômetro (Brucker D8 Advance) para determinar as fases que constituem a liga. A emissão foi através de bulbo emissor de Cu – K alfa, a varredura de 2θ foi feita entre 40° e 100° e a velocidade de varredura foi de 2°/min.

A microdureza Vickers (FM-810 Future-Tech) foi obtida através de nove impressões (HV1) aleatoriamente dispersas sobre a amostra metalográfica, em 3 corpos de prova, 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.

7.2. Metodologia dos ensaios

Os ensaios de fadiga, corrosão-fadiga e CST foram executados através de máquina servohidráulica (MTS LandMark 370.10) com célula de carga de 100 kN, com 3 corpos de prova por nível de tensão. Testes de fadiga com frequência de 2 Hz e 30 Hz, com controle de tensão e 2 milhões de ciclos como limite de fadiga, foi realizado de forma semelhante a Azevedo et al. [222]. Os ensaios de corrosão-fadiga in-situ foram realizados a 2 Hz e os ensaios de corrosão sob tensão, sob carga constante, foram feitos na temperatura ambiente e tiveram a duração de 278 h, tempo equivalente a 2×10^6 ciclos a 2Hz com 3 corpos de prova para cada nível de tensão.

A solução utilizada nestes ensaios foi a solução de água destilada com a adição de 35 g/L de NaCl [223]. A temperatura e o nível de pH foram monitorados através de um medidor de eletrodo de pH (Mettler Toledo pH inPro 3250). Um sistema de recirculação foi usado nos ensaios de corrosão-fadiga e corrosão sob tensão (Figura 22).

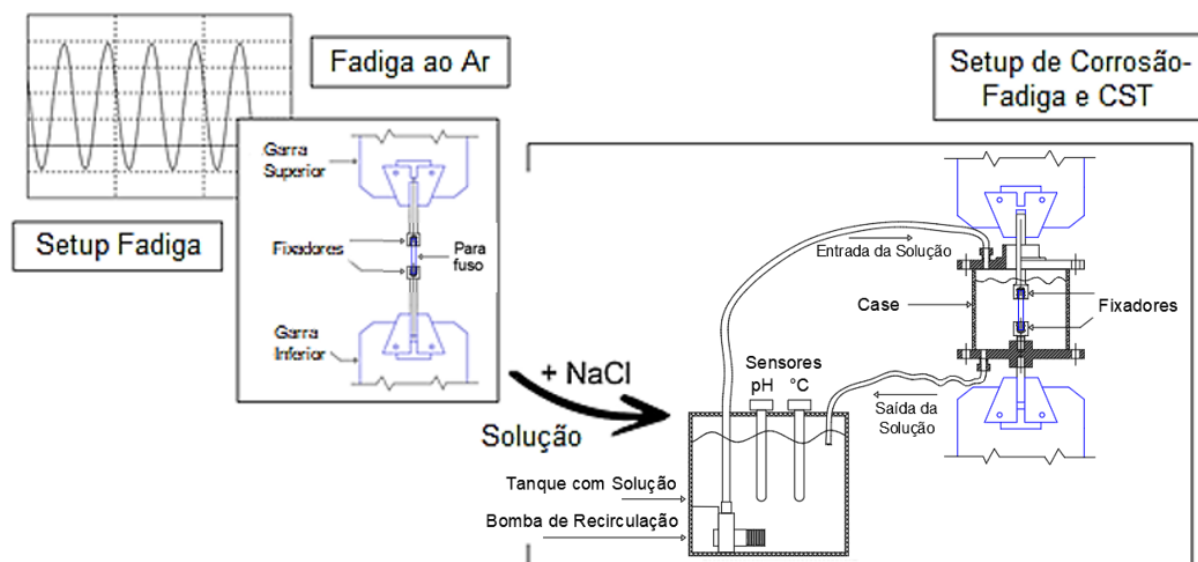


Figura 22 - Setup de fadiga, corrosão-fadiga e CST.

A análise das fraturas foi realizada por meio de microscópio estereoscópico (Zeiss Stemmi2000) e microscópio eletrônico de varredura (MEV-Jeol Carry Scope 5700).

7.3. Desenvolvimento do software

Para o desenvolvimento do software se utilizou os seguintes procedimentos: inicialmente, realizou-se uma busca de anterioridade nos sistemas de INPI e benchmarking de outros softwares já existentes. Na sequência, elaborou-se um croqui do fluxograma de funcionamento, ilustrado na Figura 23.

Foi utilizada a linguagem de programação Java, a linguagem de programação mais popular do mundo segundo o ranking RedMonk de acordo com Stephens (2022) [114]. Considerando a finalidade de uso do software, as ferramentas, o suporte, a sintaxe e o alcance oferecidos por essa linguagem, a exemplo do Java *Swing*, que foi o mecanismo utilizado para auxílio no desenvolvimento da GUI (*Graphical User Interface*). O uso dessas ferramentas permitiu o desenvolvimento de um app com experiência fluida ao usuário.

Foi aplicada a técnica de programação orientada a objetos. Um objeto para cada tela desenvolvida no software foi criado, organizando os objetos em pacotes e mantendo os mesmos organizados e ordenados, cada tela foi representada em uma classe, de forma que a conexão entre as mesmas é realizada por meio de atribuições de ações aos botões desejados, instanciando

um objeto da classe a ser referenciada, mantendo os princípios de encapsulamento. Além disso, toda tela após a principal apresenta um botão com a função de retornar a tela anterior, possibilitando ao usuário uma fluida navegação entre as telas e funções do software.

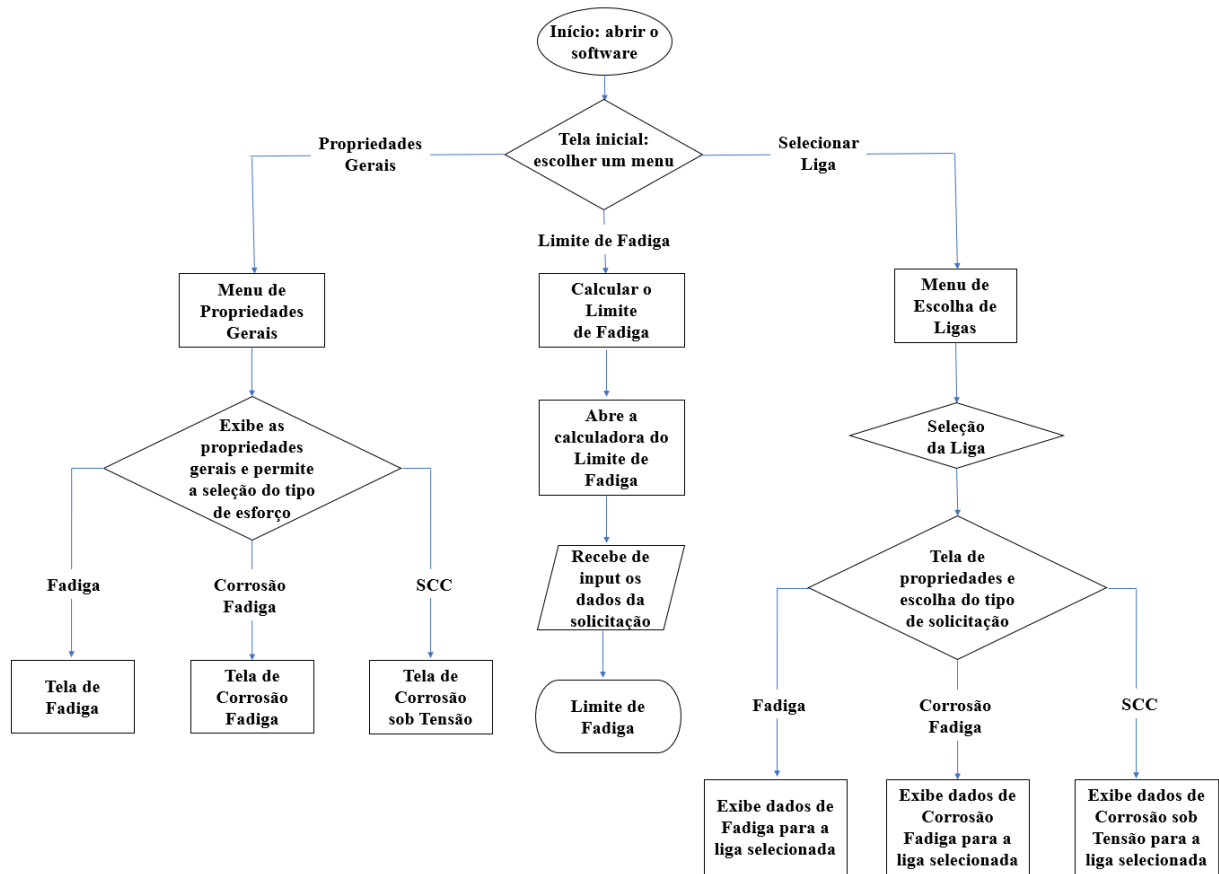


Figura 23 – Fluxograma de funcionamento do software.

A partir do momento em que o software atingiu seu (*MVP*) *minimum viable product*, foi feita a análise por meio de *System Usability Scale* (*SUS*) conforme metodologia desenvolvida por Brooke [124], com potenciais usuários deste software.

O questionário teve como público-alvo estudantes de graduação das áreas de Engenharia Mecânica e Engenharia de Materiais, ao todo 45 respostas foram coletadas. Estas respostas foram coletadas após a utilização de 2 horas do software e continham as 10 afirmações-padrão conforme metodologia de Brooke (1996) [124], com 5 opções de resposta em escala Likert de 5 pontos, com os extremos: Concordo Totalmente e Discordo Totalmente: conforme ilustrado na revisão da literatura.

Os participantes responderam às questões do *SUS* com uma escala entre 1 (Discordo totalmente) e 5 (Concordo totalmente). No entanto, o resultado destas respostas foi avaliado no intervalo de 0 a 4, de acordo com a pontuação de Brooke [124]. Como pode ser observado, as

questões ímpares possuem significado positivo, e as questões pares possuem significado negativo.

A pontuação das questões positivas é feita da seguinte forma: a pontuação do usuário é reduzida em um ponto.

$$\text{Score de afirmação positiva} = \text{Nota do Usuário} - 1 \quad (20)$$

A pontuação das questões negativas é feita da seguinte forma: a pontuação dada pelo usuário é subtraída de 5.

$$\text{Score de afirmação negativa} = 5 - \text{Nota do Usuário} \quad (21)$$

Após a determinação de todas as pontuações, a soma das pontuações é multiplicada por 2,5 para formar o *System Usability Score (SUS)* no intervalo entre 0 e 100.

$$SUS = (\sum \text{afirmações positivas} + \sum \text{afirmações negativas}) \times 2,5 \quad (22)$$

De acordo com Bangor et al. (2009) [216], uma pontuação SUS acima de 51 é interpretada como “OK”, mas com aceitabilidade considerada baixa, uma pontuação SUS acima de 72 é considerada com níveis de usabilidade “bons” e uma pontuação SUS acima de 85 corresponde a níveis de usabilidade “excelentes”. Já de acordo com Teixeira [214], a média do *System Usability Score* é 68 pontos. O autor diz que se o software avaliado apresentar uma pontuação menor, é provável possua sérios problemas de usabilidade.

Foi pedido antecipadamente aos usuários que nos informassem se alguma parte dos instrumentos de pesquisa não estava clara ou confusa, foi deixado claro que as afirmações se alternam entre a forma positiva e negativa e examinamos as pontuações individuais dos usuários após o teste para quaisquer problemas potenciais resultantes de mal-entendidos ou erros inadvertidos.

Nos casos que tiveram respostas notavelmente altas ou baixas, entrou-se em contato diretamente com os usuários e foram revisadas as suas respostas para confirmar se suas intenções foram capturadas corretamente, semelhante ao que foi feito por McLellan et al. [215]. Após esta etapa obteve-se o índice *SUS* e comparou-se com outros trabalhos.

Adicionalmente, após a etapa de utilização do *SUS* foi pedido aos usuários um feedback e sugestões de melhorias. Com base nas respostas elaborou-se uma matriz SWOT com a finalidade de identificar fatores que são favoráveis e desfavoráveis subdivididos em 4 itens (Forças, Fraquezas, Oportunidades e Ameaças) [224] do inglês (*Strengths, Weaknesses, Opportunities e Threats*) em relação software desenvolvido. Esse feedback e a matriz SWOT foram importantes para identificar resultados imprevistos.

8. RESULTADOS E DISCUSSÕES

8.1. Resultados Experimentais

Os ensaios de tração indicaram $\sigma_y = 800$ MPa com desvio padrão igual a 11MPa e $\sigma_{ult} = 867$ MPa e desvio padrão igual a 3MPa. A microdureza foi 319HV com desvio padrão de 8HV, a análise química é mostrada na Tabela 6 e demonstra que o teor dos elementos que constituem os parafusos se enquadra na classificação de aço inoxidável austenítico AISI 304.

Tabela 6 - 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

A partir da composição química calcula-se a energia da falha de empilhamento (EFE) através da seguinte equação [225]: $-53 + 6,2(\text{Ni}) + 0,7(\text{Cr}) + 3,2(\text{Mn}) + 9,3(\text{Mo})$ que resulta em um valor igual a $16,191 \text{ mJ.m}^{-2}$ o que é consistente com o que aponta os estudos [225-226] que revelaram um EFE de aproximadamente $18,96 \text{ mJ.m}^{-2}$, e entre 14 e 18 mJ.m^{-2} para o AISI 304, respectivamente. A microestrutura é composta de grãos austeníticos da ordem de $50 \mu\text{m}$, α' -martensita, maclas e de bandas de deformação como pode ser visto na Figura 24, obtida a partir do plano de simetria do parafuso, semelhante aos trabalhos [90-91, 227-228], o que concorda com afirmação de Sadeghi et al. [229] de que a transformação martensítica é possibilitada preferencialmente quando a energia da falha de empilhamento (EFE) é menor que 18 mJ.m^{-2} .

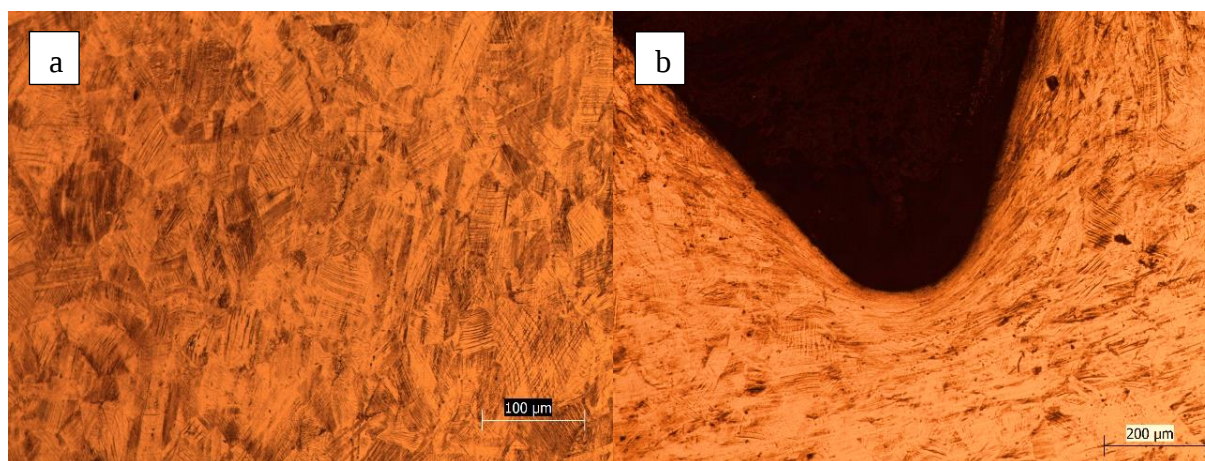


Figura 24 - Microscopia ótica ilustrada em (a) grãos austeníticos da ordem de $50 \mu\text{m}$ com bandas de deformação, maclas e fase martensita α' do aço inoxidável 304. Na raiz do filete em (b), linhas de deformação são observadas indicando a laminação da rosca neste local.

A microestrutura austenítica e a martensita induzida por deformação α' que são ilustradas na Figura 24 são confirmadas pelas fases encontradas no DRX do parafuso em um corte transversal e longitudinal, Figura 25. A liga é composta por fase a austenita (γ) nos planos

$\gamma(111)$, $\gamma(200)$, $\gamma(220)$, $\gamma(311)$ e $\gamma(222)$ e martensita induzida por deformação (α'), nos planos $\alpha'(111)$ e $\alpha'(211)$.

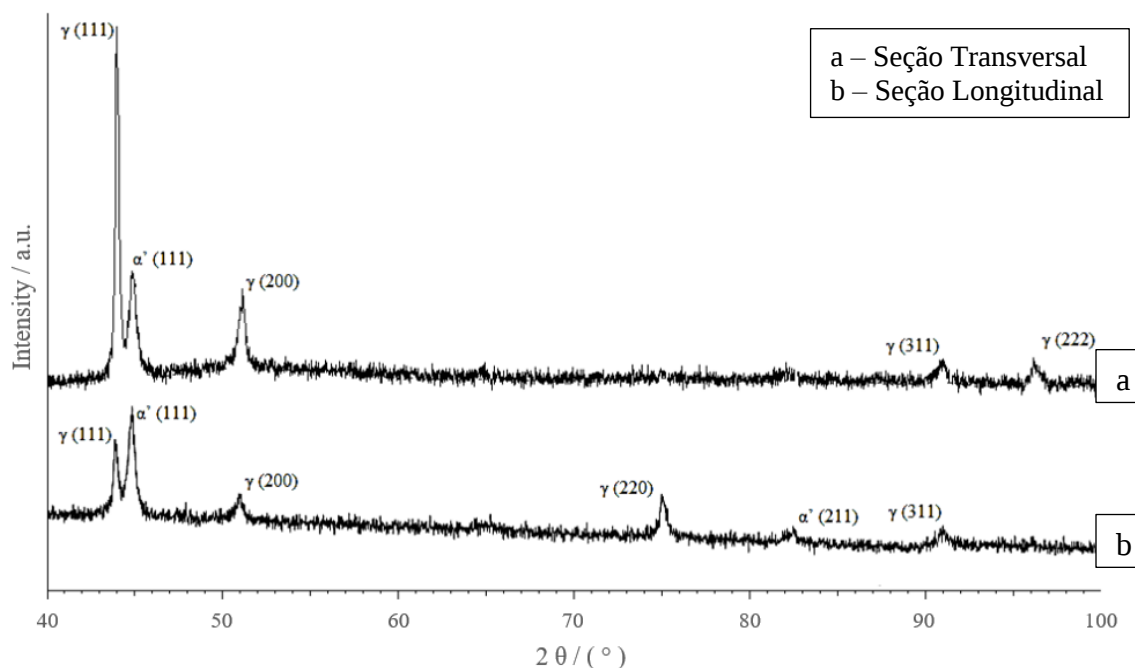


Figura 25 - Difratoograma de raio-x: As fases encontradas foram a austenita nos planos $\gamma(111)$, $\gamma(200)$, $\gamma(220)$ na seção na seção longitudinal, $\gamma(311)$, e $\gamma(222)$ na seção transversal; e a martensita induzida por deformação no plano $\alpha'(111)$ e também no plano $\alpha'(211)$ na seção longitudinal.

A Figura 26 apresenta curvas S-N representativas tanto dos ensaios realizados ao ar como dos ensaios conduzidos em solução. Demais curvas são encontradas no apêndice. Na Figura 26a, têm-se a curva S-N para tensão média de 320 MPa e 30Hz de frequência. 3 corpos de prova foram testados para cada um dos 5 níveis de tensão alternada. 3 corpos de prova não falharam e atingiram 2 milhões de ciclos em 60 MPa. Sendo essa tensão considerada o limite de fadiga. Essa curva representa todos os outros ensaios ao ar. Na Figura 26b, encontra-se a curva de corrosão-fadiga em solução aquosa de água destilada e 35g/L de NaCl a 2 Hz e tensão média de 320 MPa. O limite de corrosão-fadiga é 57 MPa para 2 milhões de ciclos. Essa curva representa todos os outros ensaios feitos em solução. Vale ressaltar que nenhum parafuso ensaiado sobre corrosão-fadiga atingiu 2×10^6 ciclos.

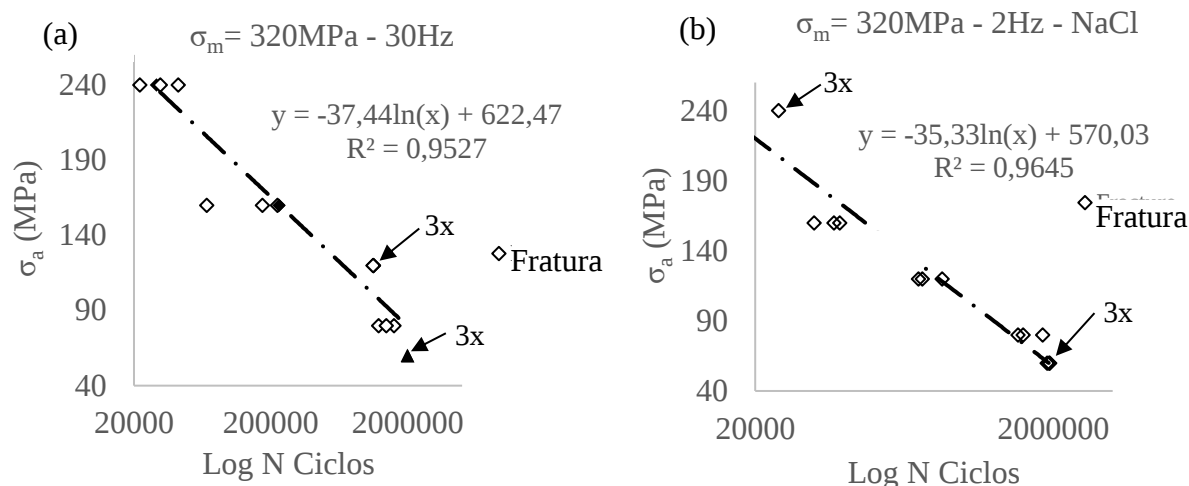


Figura 26 - Curvas S-N representativas dos ensaios realizados ao ar, em (a) e dos ensaios conduzidos em solução, em (b).

A Tabela 7 apresenta os resultados para as 3 solicitações: os limites de fadiga e a resistência à corrosão-fadiga (para 2×10^6 ciclos) e os resultados de CST em 278h. Os limites de fadiga são obtidos com 2 milhões de ciclos. Observa-se na tabela que nas duas frequências testadas (2 e 30Hz) e em corrosão-fadiga, o aumento de σ_m induz a uma menor σ_a . Observa-se também que nas condições testadas não ocorreram falhas por CST considerando 278 h similar a [79, 183-185, 228]. Mesmo excedendo os valores de (σ_y).

Tabela 7 - Resultados de fadiga, corrosão-fadiga e CST. Limite de resistência à fadiga e corrosão-fadiga para uma dada (σ_a) em função de (σ_m) considerando 2 milhões de ciclos, e resultados de CST em 278 horas.

Fadiga e Corrosão-Fadiga				Corrosão sob Tensão					
σ_m (MPa)	σ_a (MPa)		H_2O + NaCl 2Hz	Carga (kN)	Carga (MPa)	% σ_y	% σ_{ult}	Tempo (h)	Falha
	Ar 30Hz (AT30Hz)	Ar 2Hz (AT2Hz)							
				21,5	587	73,4%	67,8%	278h	NF
640	35	50		25,3	691	86,4%	79,7%	278h	NF
480	60	120	31	29,3	800	100%	92,3%	278h	NF
320	60	160	57	30,4	831	103,8%	95,8%	278h	NF
170	160	160		31	848	106%	97,8%	278h	NF

Os resultados diferem um pouco dos encontrados por Torchio [80] que encontrou falha em 150h a 25°C, no entanto com um nível de acidez e concentração Cl^- extremamente elevados ($\text{pH} \approx 2$ e $\text{Cl}^- \approx 5\text{M}$). Nakahara [229] que estudou 80 casos de CST em aços inoxidáveis ocorridos em fábricas de produtos químicos. Destas falhas, cerca de 10% ocorreram abaixo de 40°C sendo em sua grande maioria, falhas que ocorreram após longos períodos de exposição

(acima de 5 anos) tendo como principal causa atribuída a sensitização do aço inoxidável. Yeh et al. [230, 231] também encontraram algumas falhas de CST abaixo dos 45°C para o aço AISI 304L no entanto com períodos de exposição entre 5.000 e 10.000h.

A Figura 27 ilustra os dados experimentais da Tabela 7 no diagrama de Haigh. Conforme aumentou-se o valor da tensão média, ocorreu uma redução na tensão alternante no limite de fadiga. Conforme se reduziu a frequência de solicitações cíclicas, aumentou-se o limite de fadiga. O ambiente de corrosão-fadiga promove redução do limite de fadiga dos parafusos feitos de aço AISI 304.

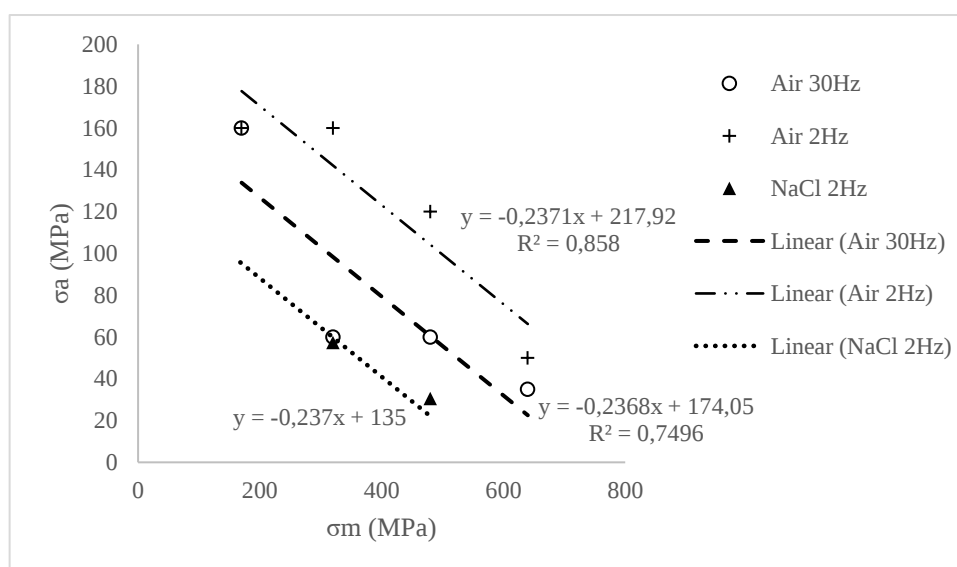


Figura 27 - Diagrama de Haigh que correlaciona o limite de fadiga para 2 milhões de ciclos para as 3 condições de teste executadas.

Neste estudo encontramos a correlação entre amplitude de tensão e a tensão média, que pode ser descrita pelas equações presentes na Figura 26. Os coeficientes angulares das linhas retas de tendência ao Ar 30 Hz e 2 Hz são iguais até a terceira casa decimal, sendo $m = -0,2368$ e $m = -0,2371$, respectivamente. A reta NaCl 2 Hz, $y = -0,237x + 135$ foi elaborada para manter a mesma inclinação das outras duas e manter equidistância entre os seus dois pontos de referência. Portanto, os grupos possuem mesmo decréscimo da amplitude de tensão (σ_a) em função do aumento da tensão média (σ_m). Dito isso, os níveis de tensão menores dos testes ao Ar 30Hz podem ser explicados pelo seu menor coeficiente linear +174,05, contra +217,92 dos testes ao Ar 2 Hz. Por último, NaCl 2 Hz apresenta níveis de tensão ainda menores devido ao seu menor coeficiente linear, +135.

Muitos estudos que tratam do efeito da tensão média na resposta à fadiga de aços inoxidáveis austeníticos levam em conta o comportamento em relação ao controle de tensão ou de deformação. A fadiga governada por deformação parece ser mais influenciada pela tensão

média. Vicent et al. [150] observou que há redução de desempenho em fadiga em função do aumento da tensão média em AISI 304L, na temperatura ambiente e sob frequências entre 5 e 8 Hz. Um pequeno aumento da tensão média positiva tem forte efeito prejudicial na fadiga de baixo ciclo, controlada por deformação, mas pequeno efeito na fadiga de alto ciclo, controlada por tensão. Isto se deve a uma sequência de efeitos de endurecimento e amolecimento cíclicos experimentados pelos aços inoxidáveis. Em outro estudo, os autores concluíram que a resistência à fadiga do aço inoxidável AISI 316 foi diminuída em função da tensão média em fadiga sob controle de deformação, enquanto foi estendida sob fadiga controlada por tensão [30]. Contudo, o limite de fadiga sob controle de tensão não apresentou efeito adverso devido a tensão média. Yuan et al. [147] observou que o aço inoxidável AISI 316LN apresentou maior resistência à fadiga em função do aumento da tensão média, o que foi atribuído principalmente à amplitude de deformação reduzida pelo endurecimento atingido pela aplicação da maior tensão média.

O efeito da frequência no limite de fadiga do aço austenítico AISI 304 foi estudado por [10], os autores utilizaram frequências entre 0,05 Hz e 10 Hz e observaram que maiores frequências induzem a redução significativa de desempenho em fadiga. Os pesquisadores atribuem o resultado ao autoaquecimento, que inibe a formação de martensita induzida por deformação e, portanto, reduz a resistência à fadiga. A maior quantidade de α' -martensita, menor amplitude de deformação plástica [80], e a menor fluência cíclica se correlacionam com a menor frequência e levam ao aumento de desempenho em fadiga [8].

Fargione et al. [14] não encontraram influência da frequência no limite de fadiga do AISI 304 a 10 Hz, 20 Hz e 30 Hz. Os autores relatam que a transferência de energia devido ao carregamento cíclico leva ao aumento de temperatura nas imediações da trinca de fadiga. Contudo, em seus experimentos, a mudança de frequência não teve influência no limite de fadiga a 2 milhões de ciclos pelo fato das temperaturas não atingirem valores elevados que pudessem gerar alterações microestruturais nas baixas tensões do limite. No entanto, a resistência à fadiga teve impacto da frequência em níveis de tensão mais altos, pois os números de ciclos até a falha foram menores nas frequências mais altas. Isto deve estar relacionado ao aumento de temperatura devido a maior transferência de energia em tensões mais elevadas, o que pode levar a transformações de fases da liga. No estudo de Daniel et al. [87] a respeito de fadiga do AISI 347, o maior teor de α' -martensita está relacionado a maior resistência à fadiga. Outros autores [14,16] também testaram aços inoxidáveis martensíticos em frequência normais e ultrassônicas e não observaram o efeito da frequência, apesar do método de pulse/pause diferir do nosso método.

Em nosso estudo, a redução da frequência de 30Hz para 2Hz resultou em uma melhora da performance em três dos quatro níveis de tensão média testados, com melhoras entre 42% e 166% em $\sigma_m = 640$ MPa e $\sigma_m = 320$ MPa. Os experimentos deste estudo foram conduzidos em parafusos prisioneiros, cujo efeito de forma dos filetes concentra a deformação plástica. Portanto, a diferença de desempenho em fadiga foi bem perceptível mesmo para pequenas diferenças de frequência, de uma ordem de grandeza. Embora a martensita em pequena proporção no aço inoxidável austenítico não seja facilmente mensurável, de acordo com os resultados de DRX obtidos (difração de raios x) e por microscopia ótica, nossa liga apresenta teor relevante de martensita induzida pela deformação plástica, que acompanha a formação das maclas, bandas de deformação e pela microdureza correspondente, que é elevada em relação a liga no estado recozido e com tamanho de grão da ordem de 50 microns, de maneira similar a [79, 190, 228, 230]. Além disso, a maior concentração de deformação ocorreu junto aos fundos de filete de rosca, seja por causa da laminação de fabricação, seja porque no fundo de filetes é onde ocorre a maior concentração de tensões em fadiga. Portanto, pode-se conjecturar que a maior frequência de testes de fadiga pode promover transferência de energia suficiente para elevar localmente a temperatura e promover a redução da quantidade de martensita induzida por deformação α' , o que ocorre principalmente no fundo dos filetes, e o que leva ao amolecimento cíclico e finalmente à redução de desempenho em fadiga. Esta hipótese poderia ser testada se fosse possível medir com boa exatidão a quantidade de martensita remanescente na zona de nucleação da fadiga em amostras de ambas as frequências testadas.

A Figura 28 ilustra o efeito da frequência e do meio clorídrico nos resultados em fadiga. Observa-se nessa figura que o aumento da frequência tem efeito deletério na performance do parafuso em fadiga, o que é ilustrado pela área abaixo da linha, independente da razão de carregamento, assim como os trabalhos [8-10].

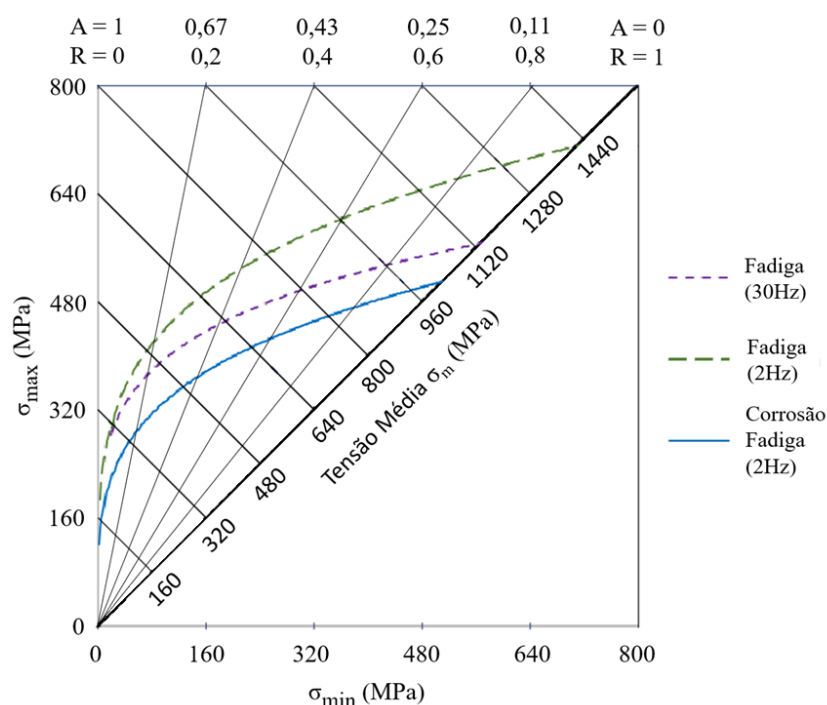


Figura 28 - Diagrama Master comparativo entre fadiga e corrosão-fadiga semelhante a Collins [107].

Nikitin & Besel [8] ensaiaram o aço 304 entre 0,05 e 10Hz em testes anisotérmicos iniciados a 25°C, condições semelhantes ao do nosso estudo. Os autores observaram que com o aumento da frequência de ensaio há uma maior fluência térmica, a temperatura das amostras aumenta como consequência do autoaquecimento e ocorre uma maior amplitude de deformação plástica. Além disso, a deformação plástica por migração das discordâncias é facilitada pela ativação térmica. Durante a fadiga anisotérmica, esse autoaquecimento inibe a transformação da austenita em martensítica induzida por deformação e, como consequência, nenhum endurecimento cíclico secundário foi detectado na frequência testada mais alta resultando em um número de ciclos menor. Pessoa et al. [10] em seu estudo com o mesmo material em fadiga com frequências entre 1 e 50 Hz, 100 Hz e 1000 Hz chegaram a mesma conclusão. E complementa que fluência cíclica devido ao autoaquecimento, é mais acentuada em carregamento assimétrico, do que em condições simétricas.

Do outro lado, segundo Pessoa et al. [10], se menores frequências forem usadas, durante a fase de propagação da trinca, a nucleação de martensita α' é observada na zona plástica à frente da ponta da trinca. Essa transformação de fase é provável de ocorrer quando múltiplos sistemas de deslizamento são ativados, resultando em um alto número de bandas de cisalhamento cruzadas. À medida que o comprimento da trinca aumenta, a zona transformada se expande e a propagação da trinca desacelera como resultado da expansão volumétrica causada pela formação de martensita α' , que por sua vez diminui o campo de tensão de tração à frente da ponta da trinca e pode resultar em um efeito de fechamento da trinca. Desta maneira,

maiores quantidades de martensita α' e menores amplitudes de deformação plástica são observadas quando os experimentos cíclicos são realizados em uma frequência mais baixa, promovendo maiores resistências à fadiga

Marvasti et al. [9] avaliaram o efeito da frequência em tubulações feitas de aço X52 e X80 (entre 0,1-0,001Hz). Os autores observaram que a taxa de crescimento das trincas diminui significativamente com a redução da frequência cíclica. Os autores apontam ainda que as vezes, a taxa de corrosão-fadiga em baixas frequências é comparada à fadiga ao ar em altas frequências, no entanto, isso pode ser enganoso. O que corrobora com os resultados ilustrados na Figura 27 onde o efeito sinérgico da corrosão-fadiga é mais danoso do que a utilização de uma frequência elevada. Os resultados de corrosão-fadiga são semelhantes aos trabalhos [160, 173, 217, 235].

A influência da frequência do teste é um tópico complexo, pois depende não apenas das condições térmicas do ensaio, se isotérmica ou anisotérmica, bem como da razão de carregamento, se carregamento simétrico ou assimétrico. Os efeitos da frequência por vezes são sobrepostos por um leve aumento de temperatura durante os ciclos podendo levar a transformação martensítica adicional. Como sugestão para trabalhos futuros fica uma análise mais aprofundada da fluência térmica fruto do autoaquecimento do componente.

Infer-se que uma menor frequência de teste promove um resultado mais notável no efeito de fluência cíclica, níveis de deformação média mais elevados, maiores quantidades de formação de α' -martensita, amplitudes de deformação plástica mais baixas e, portanto, maiores resistências à fadiga. Este efeito positivo transformação de fase ocorre devido ao aumento geral da resistência do material como consequência de maior resistência da martensita induzida por deformação (α') em comparação à fase austenítica (γ). Outro efeito importante são as tensões de compressão criadas na matriz e na região da ponta da trinca promovida pela expansão de volume da transformação de fase, que pode contrapor-se a carga de tração aplicada, reduzindo a tensão de tração efetiva.

Infer-se ainda que a frequência e o nível de tensão podem estar inter-relacionados com micro-mecanismos de deformação plástica na ponta da trinca e governar o crescimento desta. Como a frequência na investigação atual se manifesta de maneira a influenciar o crescimento da trinca é razoável supor que esta é uma variável importante a ser considerada.

Ainda na Figura 28, observa-se o efeito deletério do meio agressivo na resposta à fadiga do parafuso prisioneiro confeccionado em AISI 304, de maneira semelhante ao relatado por Ebara [160, 235] em ensaios de corrosão-fadiga em NaCl com aços inoxidáveis martensíticos, o autor aponta que a trinca se inicia no fundo dos pites de corrosão, onde a concentração de tensão é grande e é presumivelmente eletroquimicamente ativa. Rodriguez Ramirez et al. [231]

em condições semelhantes, observou a mesma situação para o aço AISI410, onde o material sofre corrosão por pite e; depois, tais pites facilitam a iniciação e propagação de trincas, que já foi potencializado pelas cargas cíclicas aplicadas. A resistência à fadiga do aço exposto ao NaCl é reduzida devido à corrosão localizada que foi consequência dos íons cloreto que penetraram na superfície do material, causando a ruptura da camada passiva da superfície. Quando os corpos de prova são submetidos aos ciclos de carga, o filme protetor é danificado mecanicamente devido ao crescimento de trincas, fazendo com que algumas áreas sofram corrosão localizada. O ataque localizado do meio agressivo ocorre então em áreas do material onde há concentração de tensões, como pites ou extremidades de trincas, onde ocorreram ataques intensos, ou seja, em zonas anódicas (dissolução) e catódicas (redução). Já Akita et al. [173] em seus ensaios com o aço 304 em corrosão-fadiga em 3% de NaCl também observou uma piora no desempenho à fadiga e considerou-se que as propriedades de fadiga por corrosão eram fortemente dominadas pela propriedade de corrosão na superfície da amostra sendo essas começadas também pelos pites. Neste trabalho, devido a geometria do parafuso prisioneiro essa concentração de tensão, a região eletroquimicamente ativa surge na raiz do primeiro filete carregado como ilustrado na Figura 29.

A Figura 29 ilustra os três diferentes corpos de prova. Observa-se a corrosão por fresta no parafuso sob corrosão-fadiga (Figura 28a), já os outros dois parafusos ensaiados, vida em fadiga com 2×10^6 ciclos (Figura 28b) e CST após 278 h de ensaio (Figura 28c) não apresentam diferenças macroscópicas.

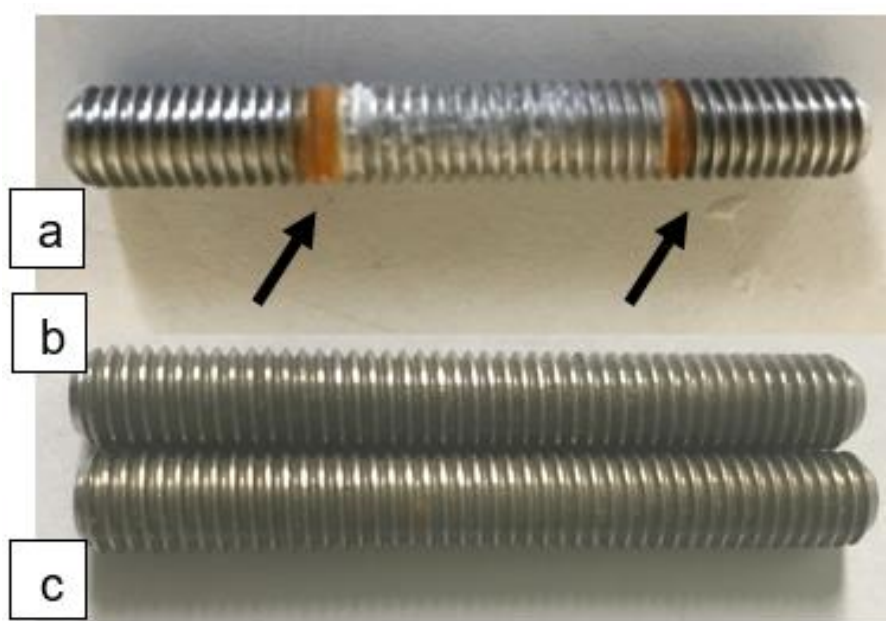


Figura 29 - Comparação macroscópica entre os parafusos prisioneiros testados sob fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. (a) Parafuso sob corrosão-fadiga com 1 milhão de ciclos e corrosão por fresta evidente; (b) Parafuso após 2 milhões de ciclos em fadiga; (c) Parafuso sob CST após 278 horas, equivalente a 2 milhões de ciclos a 2 Hz.

Observa-se na Figura 28a um dos motivos dos parafusos ensaiados em corrosão-fadiga apresentarem o número de ciclos inferior. As corrosões por frestas, indicadas pelas setas, dão indícios do efeito sinérgico do ataque químico e a solicitação dinâmica.

A Figura 30 ilustra os resultados obtidos do limite de fadiga a 2×10^6 ciclos para os parafusos testados plotados no Diagrama de Haigh, e compara-os com os modelos tradicionais de previsão de vida em fadiga de Cook, Gunn, Gerber, Soderberg e Goodman. Dos modelos teóricos de fadiga, o modelo de Soderberg apesar de bastante conservador foi o único a acertar que não haveria falhas de fadiga nos níveis de tensão testados. Os demais apontam nas duas frequências testadas, falhas que não ocorreram no menor patamar de tensão média ($\sigma_m = 170\text{MPa}$). Neste diagrama também foram plotados os resultados obtidos em corrosão-fadiga. Goodman Modificado prevê com inclinação semelhante os resultados de corrosão-fadiga apesar de não ser destinado a este fim. Observa-se ainda os níveis tensão extremamente elevados sem falhas em corrosão sob tensão.

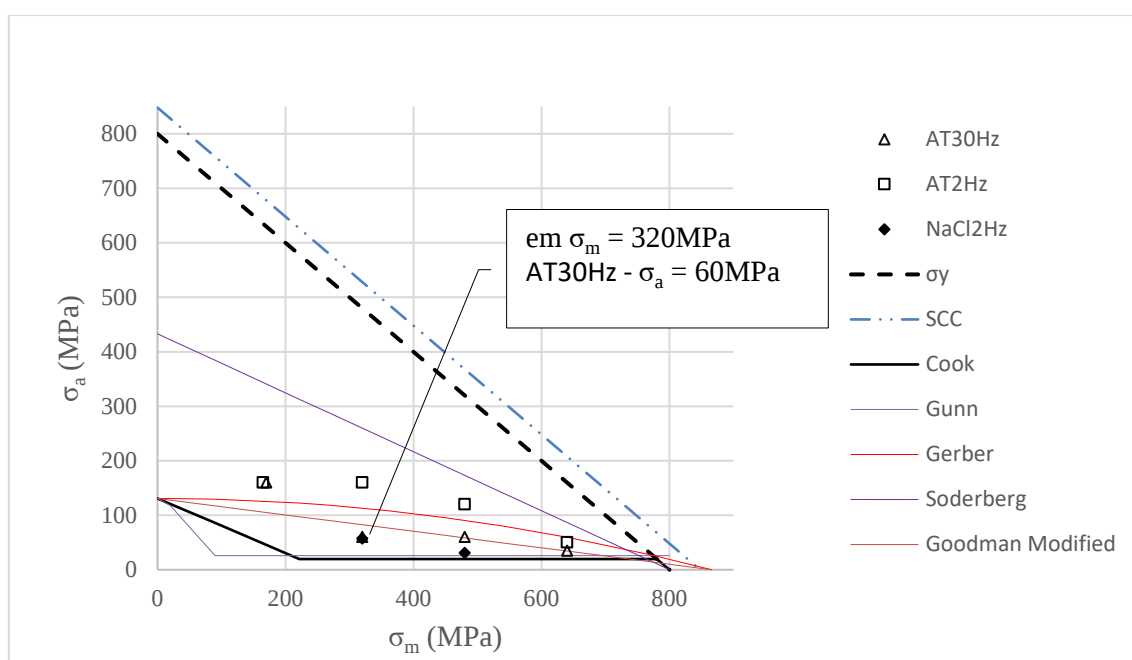


Figura 30 - Resultados obtidos para os parafusos prisioneiros fabricados em aço inoxidável AISI 304 em fadiga (AT2Hz e AT30Hz), corrosão-fadiga (NaCl2Hz), corrosão sob tensão e modelos teóricos de fadiga.

O efeito da tensão média concordou com os trabalhos realizados nos aços AISI 304L [150], AISI 316 [151] e AISI 304 [10]. Vicent et al. [150] dizem que quando estes ocorrem com controle de deformação, a tensão média positiva é sempre prejudicial, já nos testes controlados por tensão esse efeito é prejudicial em valores de tensão média maiores ou igual a 100 MPa, resultando em um menor número de ciclos. Os autores teorizam que a tensão máxima é aumentada com o aumento da tensão média o que acaba reduzindo o número de ciclos. Segundo Kamaya e Kawakubo [151] a vida à fadiga foi reduzida aplicando a tensão média sob a mesma

faixa de deformação. A vida em fadiga para as amostras pré-deformadas foi reduzida aplicando a tensão média, assim como nas amostras sem pré-deformação em menor proporção. Os autores explicam que esta redução foi provocada pela mudança na verdadeira faixa de deformação de catraca efetiva (ratcheting strain) e o aumento de $\sigma_{\min}$. Fato que ocorreu nos resultados com o aumento de $\sigma_{\max}$ e $\sigma_{\min}$ com o aumento da tensão média e redução do número de ciclos. Os resultados obtidos na região de menor tensão média concordam com o trabalho de Pessoa et al. [10], onde os autores apontam que, em níveis de tensões máximas mais baixas, o efeito da frequência é menos pronunciado, isso se deve que nas tensões mais baixas, as diferenças no conteúdo de volume de α' -martensita formada em frequências de teste diferentes é menos pronunciada. O efeito da tensão média também é observado em corrosão-fadiga, de maneira semelhante a Begum et al. [158] que no seu trabalho sobre corrosão-fadiga com os aços inoxidáveis austeníticos 316LN, 316L, 316 e 304 em solução de MgCl_2 em ebulição apontaram que o aumento da tensão média, através do aumento da tensão máxima ($\sigma_{\max}$) e da tensão mínima ($\sigma_{\min}$), resultou em maior taxa de deformação na ponta da trinca, o que causou aumento da ruptura do filme. Isto levaria ao aumento da dissolução do material e consequente diminuição do número de ciclos até a falha.

A temperatura ambiente durante os testes oscilou entre 26-32°C. E nos ensaios em solução (corrosão-fadiga e corrosão sob tensão) o pH variou entre 7,3 e 5,57. Condições em CST menos agressivas do que as utilizadas por [80], e tempos menores que [229-231].

A análise das fraturas apontou que 94% das falhas ocorreram no primeiro filete carregado, Figura 31a. Este índice foi superior ao encontrado no estudo de Majzoobi et al. [98], 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. O percentual obtido neste estudo é similar ao índice de 89% obtido por Griza et al. [2] e 94,6% obtido por Shahani e Shakeri [28] com parafusos comerciais. Mais recentemente, outros dois estudos de análise de falhas [155, 157] obtiveram índices maiores, estes estudos observaram 100% das falhas no primeiro filete carregado. As demais falhas encontradas ocorreram no corpo roscado, Figura 31b. Esses índices podem ter sido intensificados pela corrosão com frestas observadas nos ensaios de corrosão-fadiga ilustrados na Figura 29a.

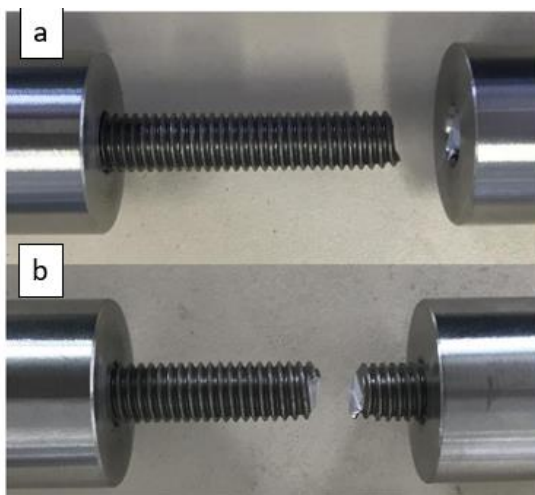


Figura 31 - Fraturas típicas do estudo, (a) fratura no primeiro filete carregado, (b) fratura no corpo do parafuso.

O comparativo ilustrado nas Figuras 32 apresentam a superfície fratura em fadiga 30 Hz, 2 Hz e corrosão-fadiga, respectivamente. Os aspectos macroscópicos entre elas são semelhantes com o adicional de algumas áreas com corrosão superficial nos parafusos sob corrosão-fadiga. Ilustram-se as rupturas para o mesmo nível de tensão, $\sigma_m = 320\text{MPa}$ e $\sigma_a = 240\text{MPa}$ a 30Hz, 2Hz e em corrosão fadiga, Figuras (32a, 32b e 32c) respectivamente.

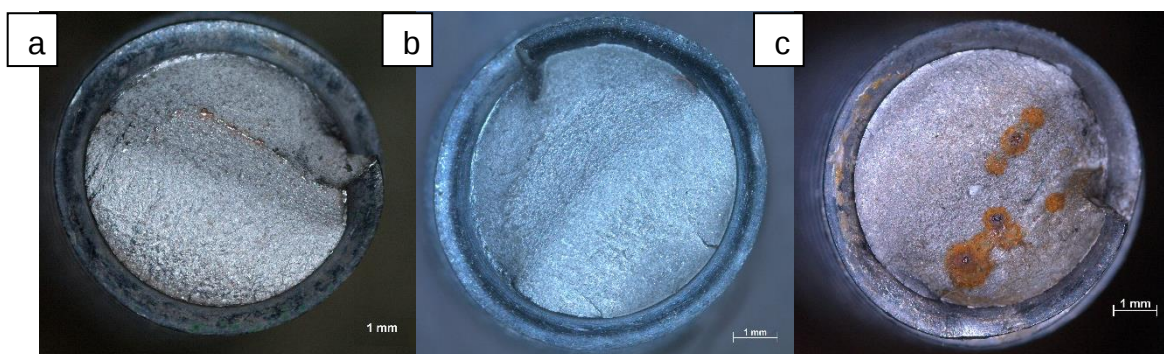


Figura 32 – Fraturas $\sigma_m = 320\text{MPa}$ e $\sigma_a = 240\text{MPa}$, em (a) AT30Hz; em (b) AT2Hz e (c) NaCl2Hz.

Na análise das fraturas, observa-se que as superfícies de fratura dos parafusos testados nos dois meios e frequência não apresentaram diferenças macroscópicas significativas.

As imagens das fraturas no microscópio eletrônico de varredura indicam a formação de estrias de fadiga (Figura 33), tanto nos ensaios de fadiga quanto os ensaios nos corrosão-fadiga. Nas Figuras 33a e 33b é ilustrado um parafuso ensaiado a $\sigma_m = 320\text{ MPa}$ e $\sigma_a = 80\text{ MPa}$ ao ar. Observa-se a região onde foi capturada a imagem (Figura 33a), e as estrias de fadiga (Figura 33b). Para o parafuso ensaiado em corrosão-fadiga a $\sigma_m = 320\text{MPa}$ e $\sigma_a = 120\text{MPa}$ tem-se a região onde foi capturado a imagem em (Figura 33c), e as estrias de corrosão-fadiga em (Figura 33d).

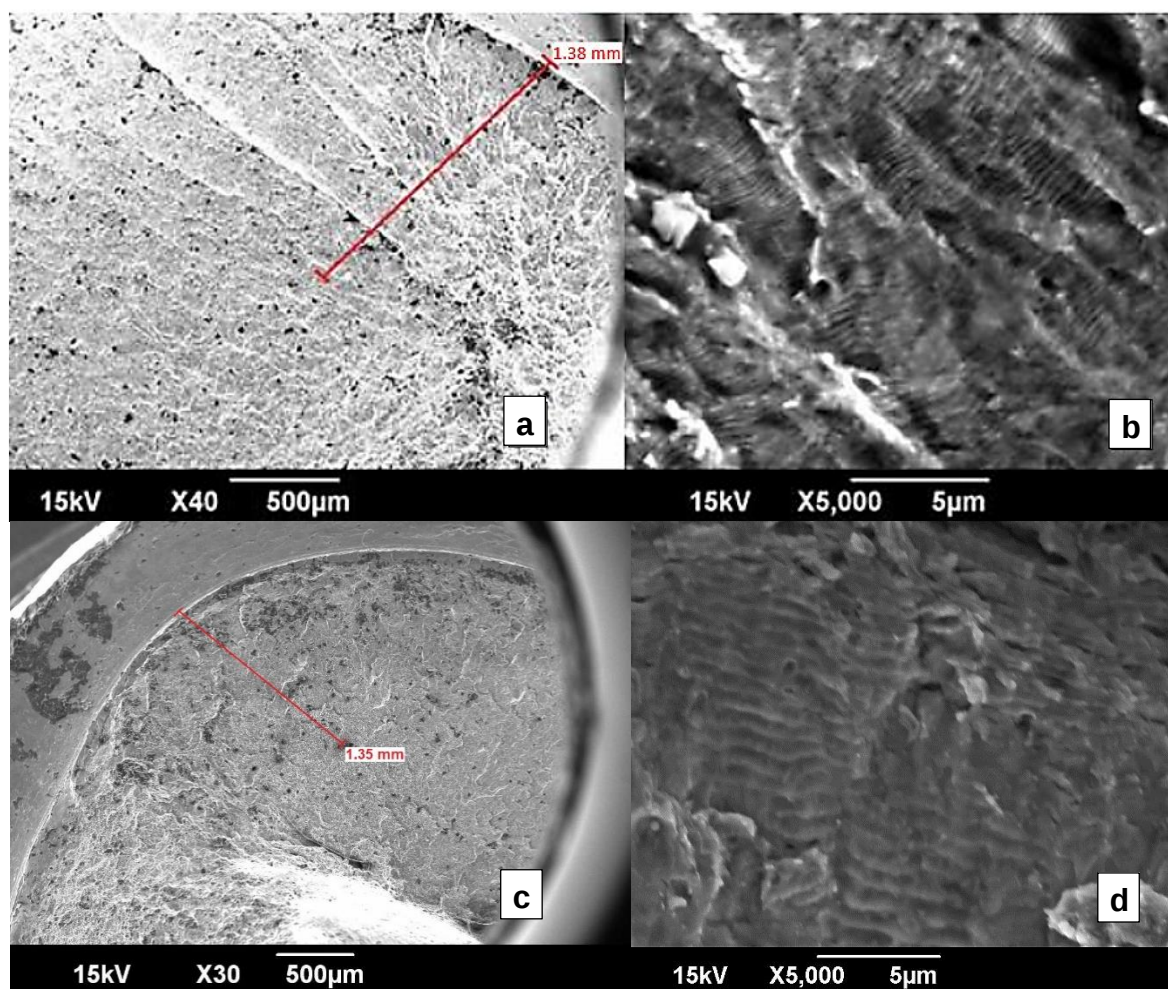


Figura 33 – Imagens MEV das estrias de fadiga e região onde a imagem foi capturada. Para o parafuso ensaiado ao ar, figuras (a) e (b), para o parafuso ensaiado em corrosão-fadiga, figuras (c) e (d).

A Figura 34, indica o coalescimento de microcavidades, os dimples na região de fratura final observadas no microscópio eletrônico de varredura. Figuras 34a e 34b ilustram um parafuso ensaiado em fadiga. Parafuso ensaiado em fadiga a $\sigma_m = 480\text{MPa}$ e $\sigma_a = 120\text{MPa}$ com zoom de 2.000x (Figura 34a) e zoom de 4.000x (Figura 34b). As Figuras 34c e 34d ilustram um parafuso ensaiado sob corrosão-fadiga. Parafuso ensaiado sob corrosão-fadiga a $\sigma_m = 320\text{MPa}$ e $\sigma_a = 80\text{MPa}$ com zoom de 1.000x em (Figura 34c), e zoom de 3.5000x (Figura 34d).

Os ensaios de corrosão sob tensão não apresentaram nenhuma ruptura apesar da maior tensão média aplicada. Em corrosão-fadiga eles romperam sob menores tensões e tempos também menores. Pode-se inferir que isto ocorre devido a presença de maclas em sua microestrutura [232, 233] e ao efeito sinérgico do carregamento cíclico alternante associado a corrosão. Ou seja, o efeito de corrosão-fadiga parece ser mais prejudicial para o parafuso prisioneiro do que o efeito de CST.

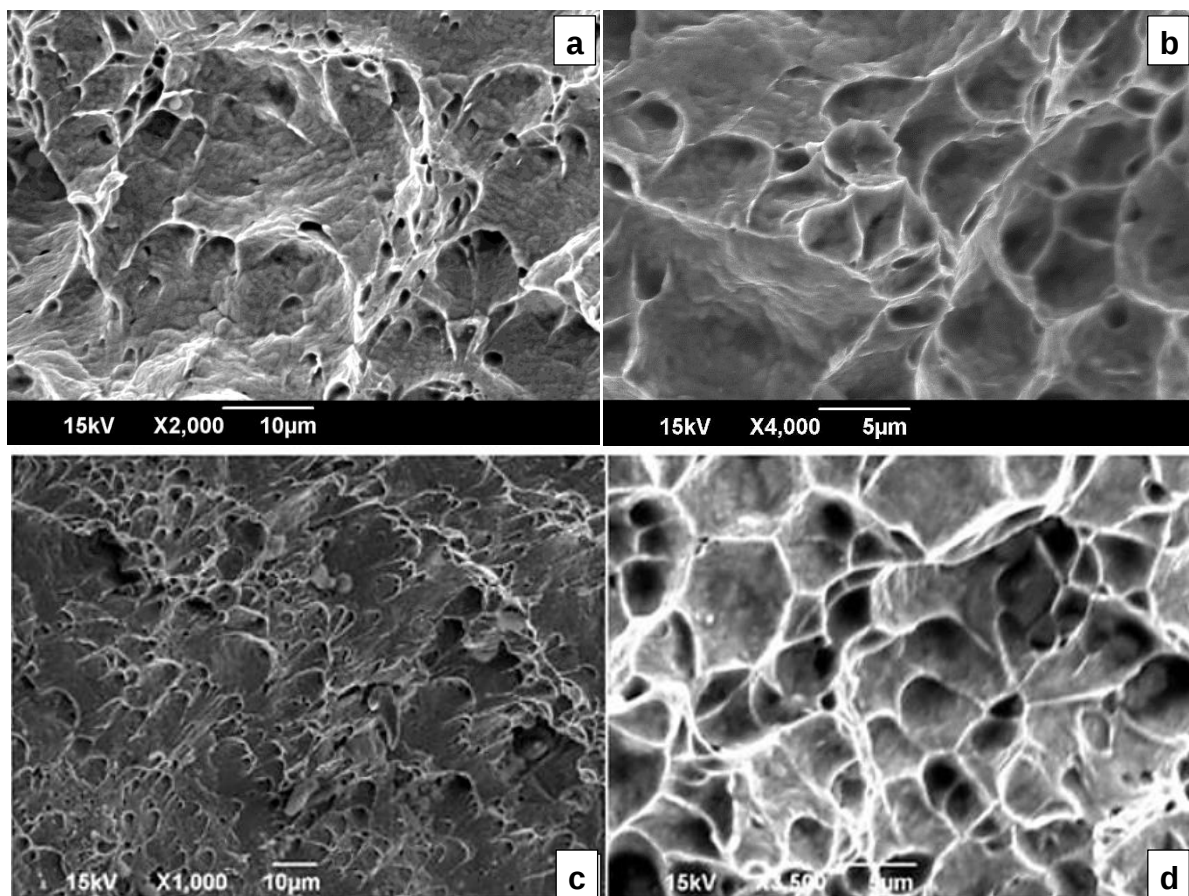


Figura 34 – Imagens MEV ilustrando os dimples na região da fratura final. Para o parafuso ensaiado ao ar, figuras (a) e (b), para o parafuso ensaiado em corrosão-fadiga, figuras (c) e (d).

Diversos estudos de corrosão-fadiga utilizando corpos de provas lisos de aço inoxidável em meio rico em cloretos foram realizados por [89, 102, 160, 164, 173, 229, 235], todos indicando redução do desempenho em corrosão-fadiga se comparado ao desempenho em fadiga. Begum et al. [158] testaram os aços inoxidáveis AISI 304, AISI 316, AISI 316L e AISI 316LN em fadiga e corrosão-fadiga em solução aquosa 45% $MgCl_2$. Estes autores relatam que as diferenças na resistência à corrosão-fadiga dos aços testados diminuíram com o aumento da tensão média. A explicação é que com o aumento da tensão média, as barreiras ao movimento das discordâncias seriam superadas e o início da trinca se tornaria mais fácil. Além disso, a abertura da ponta da trinca aumentaria e a interação do material com o ambiente e aumentaria devido ao aumento do fornecimento de cloretos à ponta da trinca. Isso causaria aumento na taxa de propagação de trincas. Para os aços AISI 316L e o ASTM F-138 em solução aquosa 0,9% NaCl. O desempenho em corrosão-fadiga foi pior no AISI 316L devido a maior facilidade desta liga de formar pites na superfície [164]. Giordani et al. [167] ensaiaram os aços austeníticos ASTM F-138 e ISO 5832-9, tendo este último a presença de fase Z. Em ambos se estudou o mecanismo de nucleação de trincas por fadiga e corrosão-fadiga em solução aquosa 0,9% de NaCl a 10 Hz e se observou a piora no desempenho em corrosão-fadiga em comparação

com os ensaios ao ar para os dois aços. A influência do meio agressivo sobre a vida em fadiga do aço ISO 5832-9 foi mais pronunciada que a do aço ASTM F-138. Para o aço ISO 5832-9 as trincas de fadiga nuclearam quase que exclusivamente em descontinuidades associadas com a ruptura de partículas de precipitados da fase Z. Essas descontinuidades, muitas delas geradas já no primeiro ciclo de carregamento, sob condições de deformação plástica, acabam por prejudicar as propriedades de fadiga e corrosão-fadiga e favorecem o estabelecimento de condições muito agressivas do eletrólito estagnado no seu interior, criando condições favoráveis ao processo de corrosão em frestas, que, por sua vez, contribui com a redução acentuada no período de nucleação de trincas por fadiga. Já para o ASTM F-138 aponta-se para os pites na superfície como locais de nucleação das trincas. Em outro estudo, os autores atribuíram a redução na resistência à fadiga à corrosão localizada para o AISI 410 como consequência dos íons cloreto que penetraram na superfície do material, causando a ruptura da camada passiva da superfície do corpo de prova em algumas áreas [89]. Além disso, a carga mecânica enfraqueceu a estrutura do material. Uma camada passiva foi gerada em algumas áreas do material, mas foi danificada mecanicamente por causa da carga de fadiga. As cargas na ponta da trinca e os pites fizeram com que o acúmulo de danos fosse muito maior, uma vez iniciada a trinca. Ebara [160] estudou um aço inoxidável martensítico contendo 12% de cromo, testados a 60 Hz em corrosão fadiga em solução aquosa de NaCl com concentrações entre 3% e $3 \times 10^{-4}\%$. A diminuição da resistência à corrosão-fadiga em relação à fadiga foi de aproximadamente 75% para a concentração de 3% de NaCl em 2×10^7 ciclos e para a concentração de $3 \times 10^{-4}\%$ de NaCl em 10^9 ciclos. Nos resultados de corrosão-fadiga, a trinca iniciou a partir de pites de corrosão e se propagou intergranularmente.

Em outro estudo, Ebara [235] encontrou que a resistência à corrosão-fadiga do AISI 304 em 10^9 ciclos foi 15,5% menor que em ar, enquanto que a redução da resistência à corrosão fadiga para AISI 316 foi de 13,7%. O autor conclui que a resistência à corrosão-fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos é governada pelos pites de corrosão formados na área de iniciação da trinca por corrosão-fadiga. Neste trabalho os resultados para uma tensão média de 320MPa e 2Hz de frequência, os limites de fadiga ao ar diminuiu de 160 MPa para 57 MPa nos testes de corrosão-fadiga. O que representa redução de 64 % no desempenho dos parafusos de aço AISI 304 quando ensaiados no meio agressivo. Na tensão média de 480 MPa, a redução foi de 74% nos testes de corrosão-fadiga em relação a fadiga ao ar. A diferença entre os resultados deve estar associada ao efeito de forma dos filetes, que concentram as deformações localizadas junto aos fundos de filetes e isto deve favorecer a corrosão-fadiga.

A partir dos resultados obtidos em temperatura ambiente, observa-se que uma maior frequência, tensão média e a presença de uma solução clorídrica diminui o número de ciclos ao

qual o componente resiste até a falha. E não ocorrem falhas de corrosão sob tensão mesmo com uma carga de $\approx 98\% \sigma_{ult}$. Sendo a corrosão-fadiga a condição mais deletéria entre as três. A ordem de agressividade nas condições testadas foi corrosão-fadiga > fadiga > CST.

8.2 Resultados do desenvolvimento do software

Inicialmente, efetuou-se uma busca de anterioridade no INPI acerca de softwares semelhantes: em uma busca de anterioridade nos bancos de dados do INPI (Instituto Nacional da Propriedade Industrial) do Brasil para programas de computador utilizando as palavras “seleção de materiais”, não se encontra nenhum registro. Alterando a busca para o termo “fadiga”, foram encontrados 3 softwares registrados, como pode ser visto na Tabela 8. Os termos buscados e os títulos dos softwares nas tabelas a seguir são originalmente em português e traduzidos para o inglês para compor o artigo.

Tabela 8 – Softwares registrados no INPI brasileiro utilizando o termo fadiga para pesquisa.

Termo Pesquisado	Título	Número do Pedido	Linguagem de Programação	Ano
Fadiga	Vida-danômetro visual para projeto à fadiga sob carregamentos complexos	01487-3	VISUAL BASIC 4	1996
Fadiga	Teste de Fadiga	BR 51 2018 000121 1	JAVA SCRIPT	2018
Fadiga	FadTub – Fadiga de Tubulações	BR 51 2022 002670 8	PYTHON	2022

Além da fadiga, outras duas solicitações muito importantes na seleção de materiais para a indústria é a corrosão-fadiga e a corrosão sob tensão. Tanto a falha por corrosão sob tensão quanto a falha por corrosão-fadiga são formas de falhas ambiental; elas levam a danos estruturais e progressivamente a falhas catastróficas, se não forem controlados a tempo. Durante o serviço, uma enorme quantidade de dinheiro é gasta para diminuir ou controlar os danos causados por elas [234]. Utilizando os termos “corrosão-fadiga” e “corrosão sob tensão” na busca de anterioridade encontra-se outros 9 softwares, Tabela 9.

Tabela 9 – Softwares registrados no INPI brasileiro utilizando o termo corrosão-fadiga e corrosão sob tensão.

Termo Pesquisado	Título	Número do Pedido	Linguagem de Programação	Ano
Corrosão Fadiga	CPQD2773 - Software para controle do sistema de detecção de corrosão	13861-3	DELPHI	2012
Corrosão Fadiga	SGPAC - Sistema de gerenciamento de proteção anti-corrosiva	12159-4	DELPHI	2011
Corrosão sob Tensão	Algoritmo Neuro-Fuzzy para predição de Tensão Residual em Fibra de Carbono Reforçado com Polímeros e com grau de porosidade	BR 51 2019 002568 7	MATLAB	2019
Corrosão sob Tensão	Estimador de vida útil de cabos elétricos de baixa tensão em operação	BR 51 2019 002483-4	MATLAB	2019
Corrosão sob Tensão	Análise dos Coeficientes de Variação para Tensão e Corrente em Soldagem MIG/MAG no modo Curto Circuito	BR 51 2019 000844 8	MATLAB	2019
Corrosão sob Tensão	Análise dos Coeficientes de Variação para Tensão e Corrente em Soldagem MIG/MAG no modo Pulsado	BR 51 2019 000851 0	MATLAB	2019
Corrosão sob Tensão	Software de medição de temperatura para calcular valor de emissividade para cabos de alta tensão	BR 51 2021 002292 0	C	2021
Corrosão sob Tensão	AEEPEC2D - Análise estática não linear elastoplástica de estruturas e cavidades através de modelos de estado plano de tensões, estado plano de deformações e modelos axissimétricos	13769-1	FORTTRAN	2012
Corrosão sob Tensão	Plotagem do Campo de Tensões	BR 51 2020 001902 1	MATLAB	2020

Segundo Schrepp et al. [213], as interações para aprender oferecem bastante naturalidade e facilidade, levando a expectativa geral dos usuários em relação à experiência de utilização nas interfaces de uso a um novo nível. Os usuários esperam aprender a usar o aplicativo sem muito esforço, resolver suas tarefas com rapidez e eficiência e ser capazes de controlar a interação em cada ponto. Por isso a tela inicial foi pensada em 3 menus principais aos quais todos apresentam um mecanismo de retorno caso o usuário assim deseje.

O software tem sua tela inicial e menus principais ilustrados na Figura 35. A tela inicial é visualizada na Figura 35a e a partir dela pode-se navegar pelos 3 menus principais, seguindo a lógica do fluxograma apresentado na metodologia. O menu de propriedades gerais com textos

didáticos acerca de aços inoxidáveis, mercado e informações de fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão (Figura 35b); menu com informações das ligas de maneira individualizada (Figura 35c) e o menu de cálculo do limite de fadiga (Figura 35d).

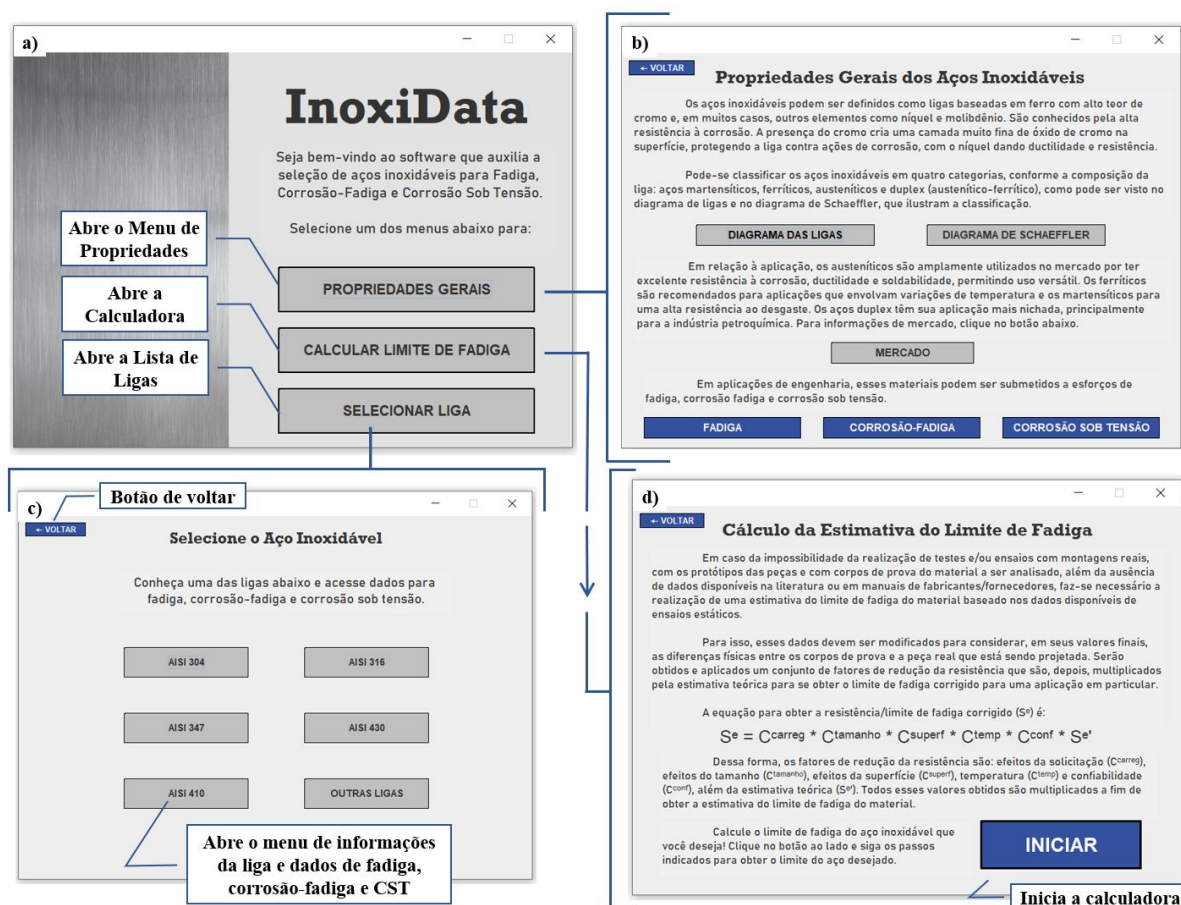


Figura 35 – *Screen Shots* da tela inicial e menus principais do software: (a) tela inicial, (b) menu de propriedades, (c) menu de seleção das ligas e (d) calculadora do limite de fadiga teórico.

A partir do menu de propriedades gerais (Figura 35b) o usuário pode aprender e conhecer sobre a evolução das ligas em função de suas composições químicas, mercado, tipos de solicitações, além de informações gráficas acerca de fadiga, corrosão-fadiga ou corrosão sob tensão. A Figura 36 ilustra duas dessas janelas, fadiga na Figura 36a e a corrosão-fadiga na Figura 36b.

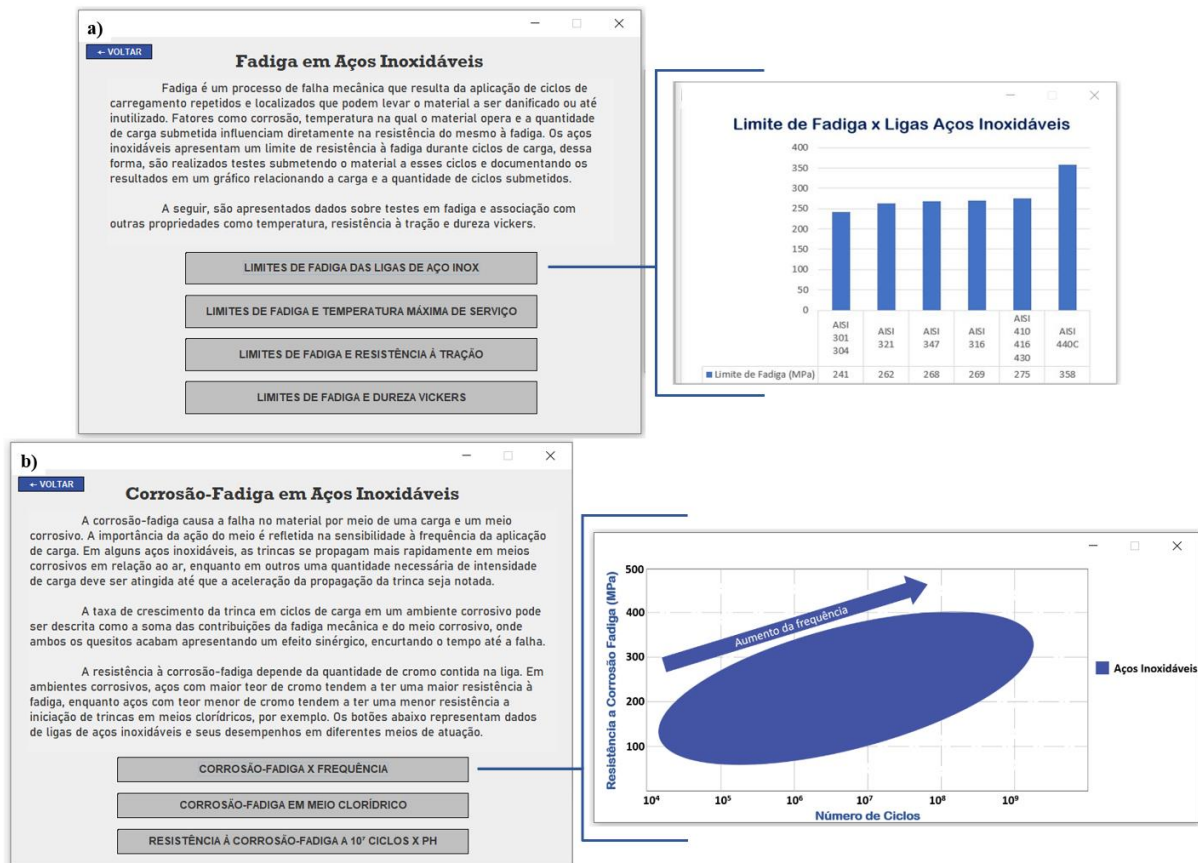


Figura 36 – Janelas de informações sobre os aços inoxidáveis. (a) Fadiga e (b) Corrosão-Fadiga.

O menu de escolha de uma liga específica ilustrado na Figura 35c, leva o usuário a página de informações da liga selecionada (Figura 37) e lá ele pode ter acesso a dados de testes para as solicitações: fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão. Adicionalmente, nessas páginas das solicitações existem links para o acesso ou compra da literatura especializada onde encontra-se o referido dado informado.

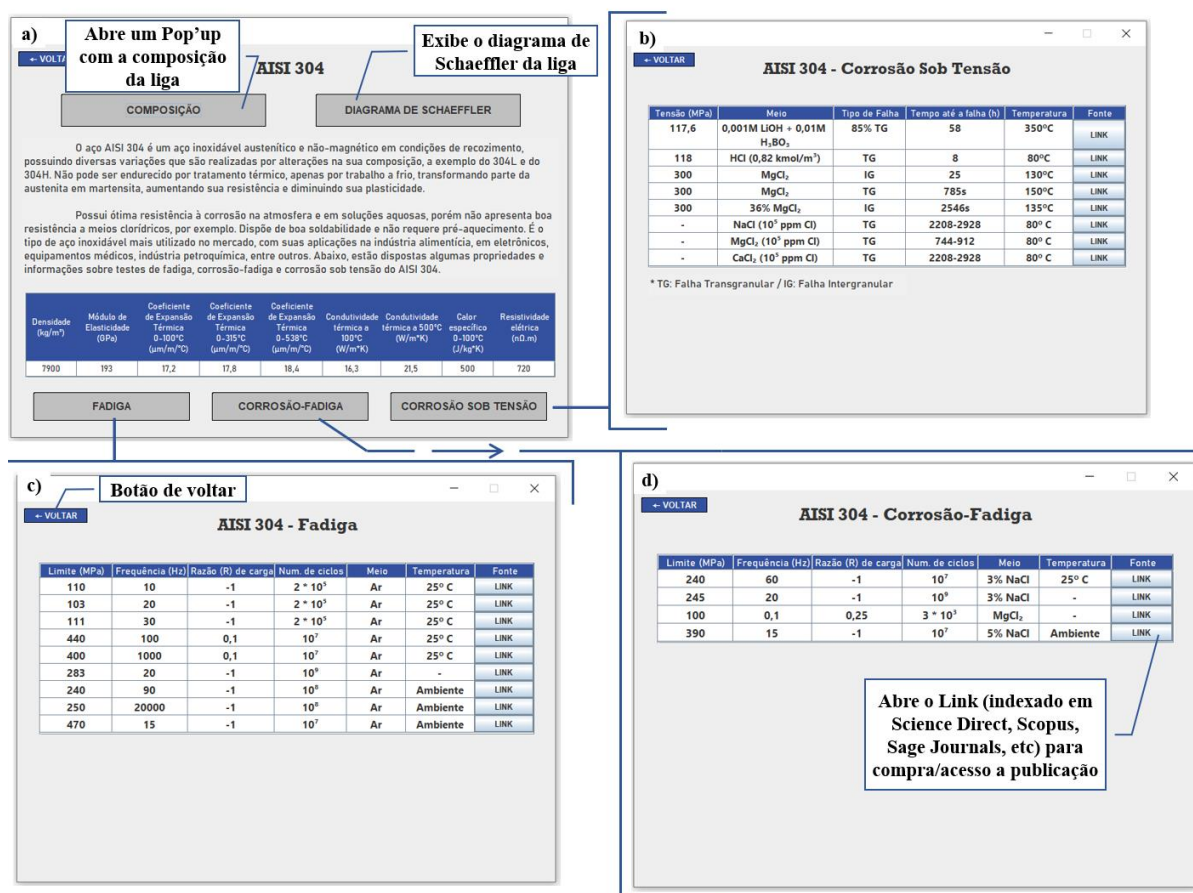


Figura 37 – Janela de uma liga específica, aqui ilustrada pelo aço inoxidável AISI 304. (a) informações gerais da liga, (b) dados de corrosão sob tensão, (c) dados de fadiga e (d) dados de corrosão-fadiga.

A calculadora do limite de fadiga inicia-se a partir do menu da Figura 35d, o cálculo utiliza a metodologia descrita em Norton [32], as Figuras 38 e 39 ilustram as etapas de cálculo e reproduzem o exemplo presente no livro deste autor. Na Figura 38 têm-se os passos iniciais com o usuário inserindo as informações do material, tipo de carregamento e os dados da forma geométrica. Na Figura 39 encontram-se os passos seguintes do cálculo do limite de fadiga: fator de superfície, efeito da temperatura e é reproduzido o exemplo do Norton [32] na tela final de cálculo.

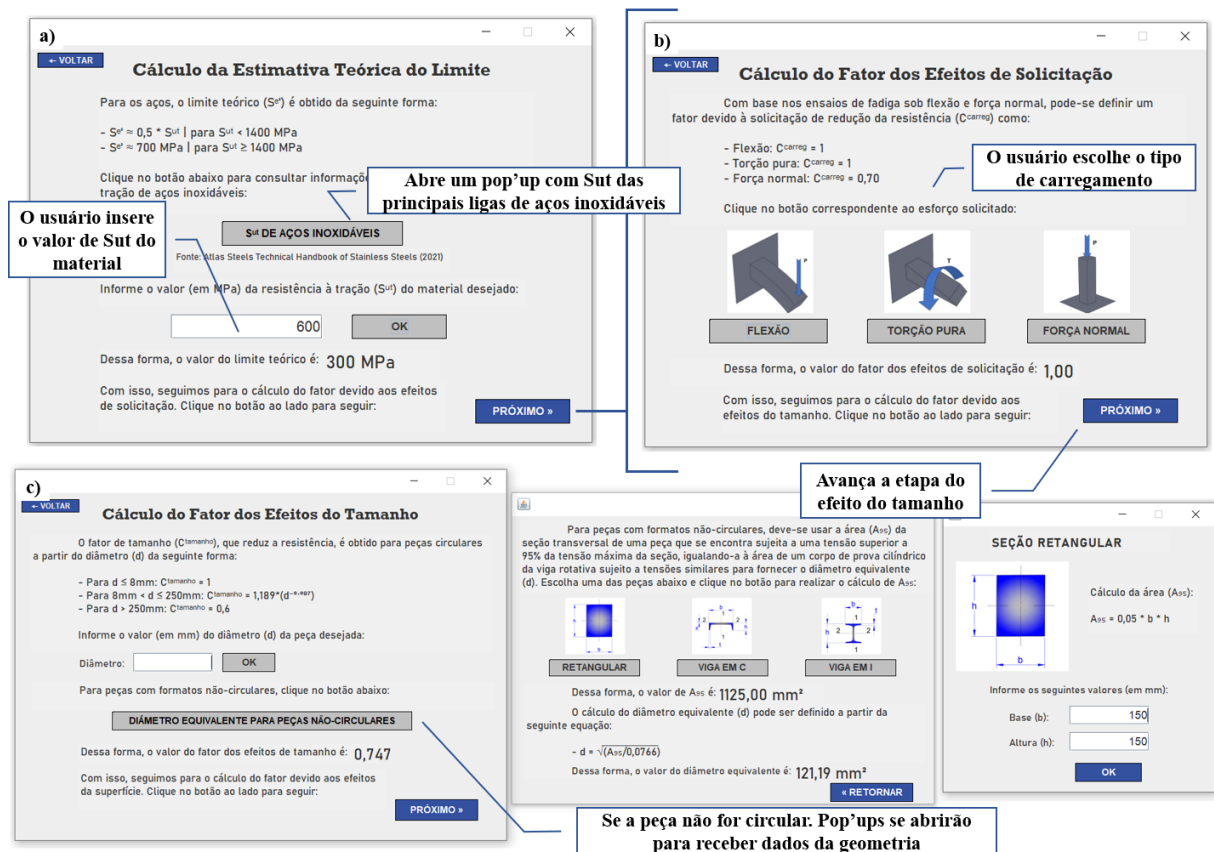


Figura 38 – Passos iniciais do cálculo do limite de fadiga. (a) O usuário insere o S_{ut} desejado, (b) seleção do fator de carregamento, e (c) cálculo do efeito do tamanho do corpo de prova.

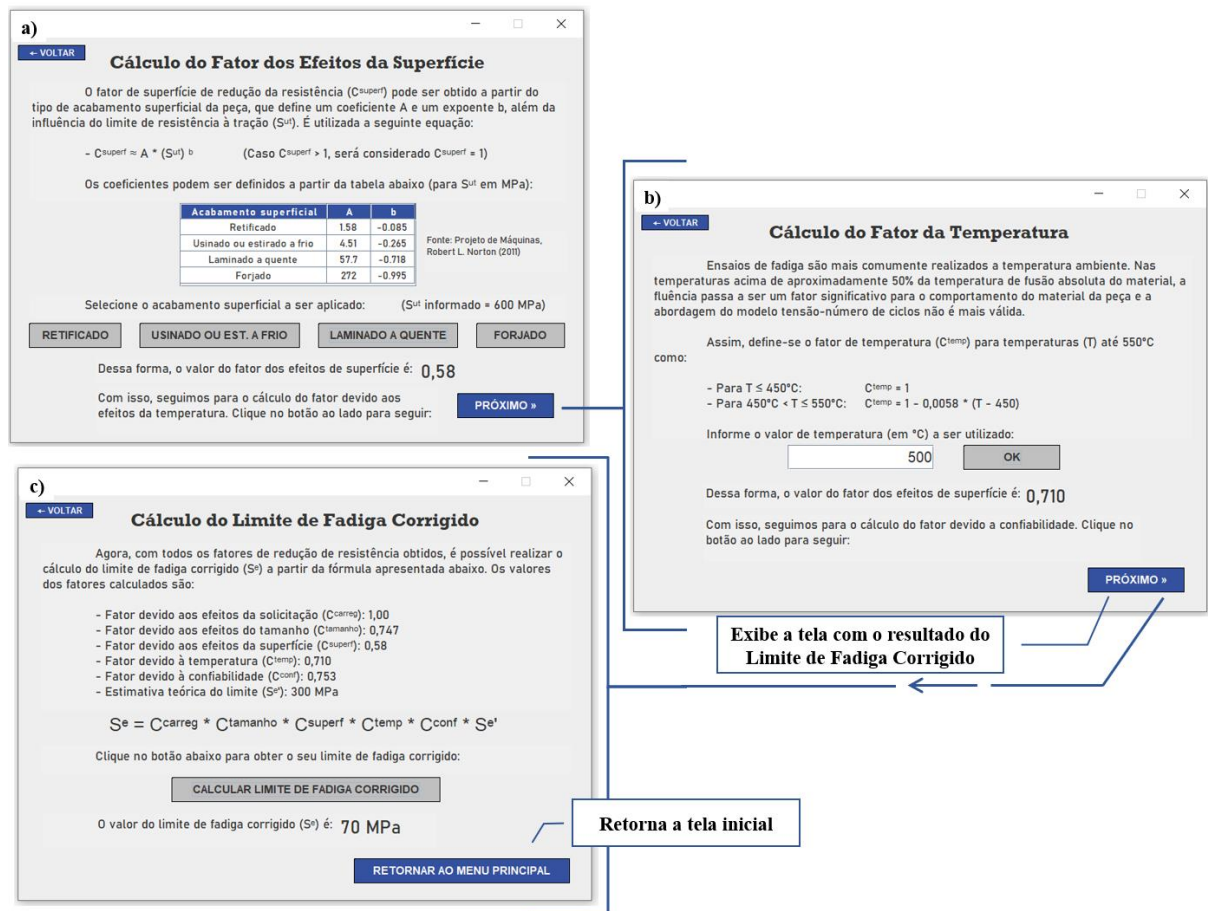


Figura 39 - Passos finais do cálculo do limite de fadiga. (a) O usuário insere o acabamento da superfície, (b) o usuário informa a temperatura, e (c) o limite de fadiga corrigido é exibido.

Após o desenvolvimento do software foi feito o teste de usabilidade com os estudantes de graduação em engenharia mecânica e engenharia de materiais, aos quais após 2h de interação com o software responderam as 10 afirmações conforme metodologia do Brooke [124].

De maneira semelhante a McLellan et al. [215], foi utilizado um esquema simples de codificação de cores. Para declarações com palavras positivas, onde um número mais alto significa uma classificação mais alta, atribuímos verde para 5 ou 4, amarelo para 3 e laranja para 2 ou 1. Para declarações com palavras negativas, os códigos de cores foram invertidos: laranja para 5 ou 4, amarelo para 3 e verde para 2 ou 1. Nos casos em que as respostas foram notavelmente altas ou baixas, entrou-se em contato diretamente com os usuários para revisar e confirmar se suas intenções foram capturadas corretamente. A Figura 40 ilustra um desses casos em o usuário U15 e U17 se confundiram em algumas das respostas.

SUS Scoring								
	Resposta Positiva - Concordo ou Concordo Totalmente para perguntas positivas, Discordo ou Discordo Totalmente para perguntas negativas							
	Neutro - nem concordo nem discordo, ou não consigo responder							
	Resposta Negativa - Concordo ou Concordo Totalmente para perguntas negativas, Discordo ou Discordo Totalmente para perguntas positivas							
	U12	U13	U14	U15	U16	U17	U18	U19
Q1	4	5	3	4	2	3	4	5
Q2	1	1	1	3	2	2	1	1
Q3	5	5	4	2	4	4	5	5
Q4	3	2	1	1	2	5	1	1
Q5	4	3	4	2	3	4	5	5
Q6	1	1	1	1	1	1	1	1
Q7	5	5	4	2	4	5	5	5
Q8	1	1	1	2	1	1	1	1
Q9	4	5	4	4	2	3	5	5
Q10	2	1	2	3	1	5	1	1
Scores	85	93	83	60	70	63	98	100
Média	84							

Faixas e Legenda: Não Aceitável = 0-64

Aceitável = 65-84

Excelente = 85-100

Figura 40 – Respostas do questionário SUS para os usuários U12 a U19.

Os usuários U15 e U17 ilustrados na Figura 40 foram contactados de maneira semelhante ao trabalho McLellan et al. [215] Após o contato, estes usuários alteraram suas repostas. Outros 3 usuários (U1, U38 e U40) fizeram o mesmo. Nas repostas obtidas cerca de 11,11% haviam algum erro, de maneira semelhante a Sauro e Lewis [235] que obteve um índice de 13% e o próprio trabalho de McLellan et al. [215] que obteve 11%.

Neste estudo, o valor encontrado para o índice SUS com as 45 repostas coletas foi 84. Ou seja, não se apresentam grandes problemas de usabilidade e é considerado um índice bom [214, 216]. Quando se compara com os níveis de usabilidade percebida entre diferentes tipos de tecnologia educacional observa-se que o valor do SUS obtido software desenvolvido neste estudo é superior a média das 5 categorias lá listadas (Sites de Universidades – SUS = 63,82; Plataformas de internet – SUS = 66,25; Sistemas de Tutoria – SUS = 68,87; Aplicativos Móveis – SUS = 73,62 e Multimídia – SUS = 76,43) [127].

Após a coleta das repostas ao questionário do SUS, pediu-se aos usuários um *feedback* e sugestões de melhorias ao software inicialmente desenvolvido. As repostas obtidas se subdividem em 3 grupos: críticas/sugestões referentes a presença de textos muito longos (Tabela 10), pedidos de adição de outros materiais além dos aços inoxidáveis (Tabela 11) e críticas/sugestões referentes ao design da interface (Tabela 12). Na sequência, as principais sugestões recebidas são reproduzidas.

Tabela 10 - *Feedbacks* com sugestões/críticas sobre o tamanho e/ou quantidade de textos presentes no software desenvolvido.

Usuário	Feedback
U1	Ter menos textos;
U2	Ter menos textos e eu acredito que no final do cálculo deveria mostrar um aviso simples de que os valores ali exibidos são oriundos dos meus dados;
U5	A quantidade de textos é deveras excessiva; para isso, sugiro colocar ícones que quando clicados, apareçam informações mais específicas para que não poluam a interface;
U20	Melhoraria a quantidade de texto, pois deixa algo exaustivo e atrapalharia a experiência do usuário;
U23	Textos longos; "poluição visual";
U27	Melhorar o layout, pois por conta de ter muito texto fica um pouco difícil assimilar logo de cara o que está aparecendo na tela.

Considerando o *feedback* do usuário U2 ilustrado na Tabela 9 foi adotada a seguinte medida como resolução: duas linhas de texto foram alteradas na janela do software ilustrada na Figura 38c reforçando que ali encontram-se os dados a partir das entradas introduzidas pelo usuário. Utilizando o pronome possessivo “seu” sublinhado deixando claro ao usuário que os valores dos fatores de redução da resistência do limite de fadiga corrigida (S^e) ilustrados são

oriundos das entradas inseridas por estes usuários. Na Tabela 11 são elencados os pedidos da adição de mais materiais a biblioteca do software.

Tabela 11 - *Feedbacks* com sugestões de adição de mais materiais na biblioteca do software.

Usuário	Feedback
U13	Adicionar mais materiais;
U24	Adicionar mais elementos de liga como opções;
U44	Inserir outros materiais como outros aços.

Tabela 12 ilustra os feedbacks recebidos sobre o *layout* e *design* do software.

Tabela 12 - *Feedbacks* sobre o *layout* e *design* do software.

Usuário	Feedback
U4	Melhorar a interface, despoluindo a tela; Minimalizar a interface;
U11	Os gráficos usam uma palheta de cores que podem demonstrar confusão (apenas tons azuis);
U25	Poderia melhorar o layout e cores;
U34	Limpar a interface and permitir por o software em full screen;
U38	Melhorar a interface do software, no futuro adicionar mais informações sobre as ligas;
U45	As imagens e gráficos são muito simples. Em um update: gráficos dinâmicos e interativos seriam um plus.

Os *feedbacks* ilustrados nas Tabelas 10, 11 e 12 foram obtidos com os estudantes brasileiros de Engenharia Mecânica e Engenharia de Materiais. Na Tabela 10 observa-se que os usuários consideraram exagerada a quantidade de informações textuais. Essa decisão de *design/layout* resultou em algumas das críticas ilustradas na Tabela 12 como as dos usuários U4 e U34 que sugerem uma tela *clean*. Após os testes utilizando o *System Usability Scale* (SUS) e os *feedbacks* obtidos, elaborou-se uma matriz SWOT (Figura 41) do software criado.

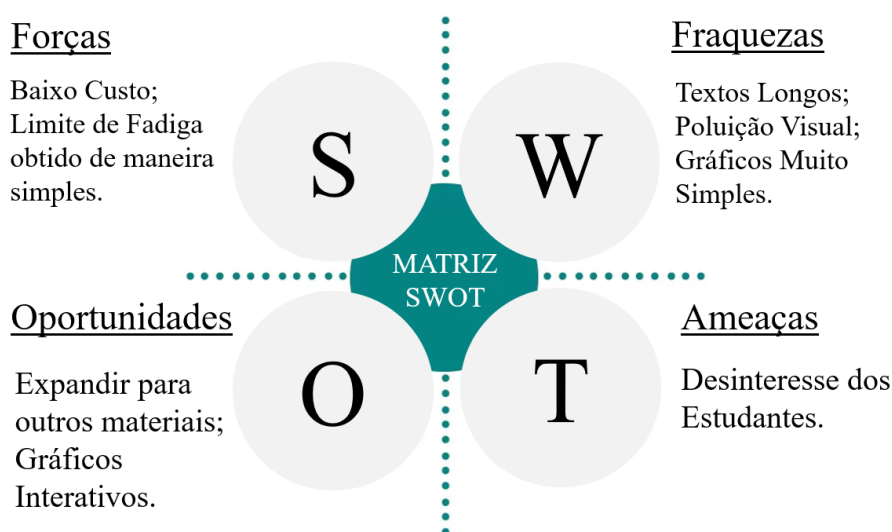


Figura 41 - Matriz SWOT do software desenvolvido.

A Figura 41 ilustra que a decisão de design de ter telas com muito conteúdo em forma de texto é visto como um ponto fraco ou “poluição visual” o que para os autores foi um resultado inesperado. Como solução em uma versão futura pode-se combinar a sugestão do usuário U5 de as informações serem exibidas apenas após se clicar em ícones correspondentes. Os itens apontados na Tabela 11 sobre a expansão da biblioteca com novos materiais são ilustrados na Figura 41 como oportunidades. Em uma versão futura, pode-se explorar a seguinte estratégia da matriz SWOT: WO *strategy (weakness - opportunities)*. Desta forma se introduz novas oportunidades através da redução das fraquezas [224] com uma interface mais limpa, novos gráficos e novos materiais.

9. CONCLUSÕES

O presente estudo teve como objetivo contribuir para a compreensão do desempenho em fadiga de parafusos prisioneiros em relação a variações de tensão média e frequência de solicitação, até o limite de 2 milhões de ciclos. Também avaliamos o efeito de corrosão-fadiga e da tensão média nesta, bem como o efeito da corrosão sob tensão nestes componentes. Em paralelo desenvolveu-se um software educacional para seleção de aços inoxidáveis nas 3 solicitações. As seguintes conclusões foram encontradas:

Nos ensaios de fadiga, a redução da frequência de 30 Hz para 2 Hz produziu aumento do desempenho em fadiga em 3 dos quatro níveis de tensão média testados com melhorias entre 42% e 166% em $\sigma_m = 640$ MPa e $\sigma_m = 320$ MPa respectivamente.

O aumento da tensão média promoveu redução da amplitude de tensão tanto no limite de fadiga como de corrosão-fadiga, conforme se observa nos coeficientes angulares negativos de todas as curvas construídas no diagrama de Haigh.

O aumento da tensão média, induz uma redução no número de ciclos até a falha em fadiga independente da frequência, assim como ocorreu na corrosão-fadiga. Ainda sobre o efeito da tensão média, esta não possui efeito em CST à temperatura ambiente, nas condições testadas, mesmo excedendo a tensão de escoamento até cerca de 98% da σ_{ult} .

Reduzindo-se a frequência do ensaio ao ar há uma melhora nos limites de fadiga. O efeito da frequência é mais evidente em tensões médias mais altas, chegando a reduzir o desempenho em 62,5%.

O formato geométrico do parafuso apresenta uma concentração de tensão na raiz do filete. Do exposto, quando a frequência em fadiga é associada ao efeito de forma dos filetes, fica ainda mais evidente o seu efeito.

Os ensaios de corrosão-fadiga indicaram redução de desempenho em relação ao desempenho em fadiga com uma queda de até 74,4% na sua resistência.

Nas condições testadas, a ordem de agressividade ao parafuso prisioneiro é corrosão-fadiga > fadiga > CST.

Na etapa de desenvolvimento do software, obteve-se um software capaz de auxiliar o processo de seleção de materiais, com foco no aprendizado sobre aços inoxidáveis e consulta de dados de testes de fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão para esses materiais com informações didáticas e uma calculadora do limite de fadiga.

Adicionalmente, foi efetuado um teste de usabilidade a partir da metodologia proposta por Brooke [124]. Esse teste de usabilidade retornou um número SUS igual a 84. O que é acima dos encontrados por Vlachogianni e Tselios [127] em sua revisão do *System Usability Scale* em

tecnologias educacionais e muito bom segundo Teixeira [214] e Bangor et al. [216]. Adicionalmente, os usuários apontaram oportunidades de melhorias que podem ser exploradas em uma versão futura como a inclusão de dados de mais materiais e uma interface mais limpa.

O desenvolvimento deste software ilustra como as áreas da Tecnologia da Informação e da Engenharia possuem diversas possibilidades de interligação e desenvolvimento juntas. E é possível analisar melhorias futuras para próximas versões buscando a melhoria contínua para o uso deste software.

10. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- Estudar o comportamento do parafuso prisioneiro confeccionado em aço inoxidável sob fadiga de baixo ciclo, avaliando o efeito da frequência sob controle de deformação;
- Estudar os efeitos de diferentes geometrias dos parafusos no desempenho nas 3 solicitações, como: o passo da rosca, tipo de rosca, parafusos com diferentes cabeças e a concentração de tensão na zona de transição de corpo para cabeça;
- Investigar o delta de temperatura gerado durante os testes sob diferentes frequências através do uso de técnicas termográficas;
- Desenvolver uma versão mobile do Software permitindo a utilização tanto em smartphones Android e iOS.

11. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] CROCCOLO, D. DE AGOSTINIS, M. FINI, S. KHAN, M.Y. MELE, M. OLMÍ, G. “*Optimization of Bolted Joints: A Literature Review*”. *Metals* 2023; 13: 1708.
- [2] GRIZA, S. SILVA, M. E. G. SANTOS, S. V. PIZZIO, E. STROHAECKER, T. R. “*The effect of bolt length in the fatigue*”. *Engineering Failure Analysis* 2013; 34: 397-406.
- [3] SHARMA, A. OH, M.C. AHN, B. “*Recent advances in very high cycle fatigue behavior of metals and alloys—a review*”. *Metals* 2020; 10: 1200.
- [4] BURGUETE R. L. PATTERSON, E. A. “*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* 1995; 209: 257-262.
- [5] MÍNGUEZ, J. M. VOGWELL, J. “*Effect of torque tightening on the fatigue strength of bolted joints*”. *Engineering Failure Analysis* 2006; 13: 1410-1421.
- [6] JUOKSUKANGAS, J. LEHTOVAARA, A. MÄNTYLÄ, A., “*Experimental and numerical investigation of fretting fatigue behavior in bolted joints*”. *Tribology International* 2016; 103: 440-448.
- [7] CARDOSO, R. C. NASCIMENTO, B. L. THOMPSON, F. F. GRIZA, S. “*Study of bolted joint axial stiffness using finite element analyses, experimental tests, and analytical calculations*”. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 2020; 234: 1-11.
- [8] 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* 2008; 30: 2044-2049.
- [9] MARVASTI, M. H. CHEN, W. EADIE R. L. “*Fatigue of steel in air at low cyclic loading frequency*”. *Scripta Materialia* 2011; 64: 552-555.
- [10] PESSOA, D. F. KIRCHHOFF, G. AND ZIMMERMANN, M. “*Influence of loading frequency and role of surface micro-defects on fatigue behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 304*”. *International Journal of Fatigue* 2017; 103: 48-59.

- [11] ALVES JÚNIOR, I. S. “*Estudo da influência da frequência no comportamento à fadiga do aço inoxidável austenítico AISI – 316.*” Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Sergipe, São Cristóvão, 2023.
- [12] SANTOS, I. S. “*Efeito da frequência cíclica na nucleação e propagação da trinca por fadiga da liga ABNT 304 recozida e pré-deformada.*” Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Sergipe, São Cristóvão, 2024.
- [13] MÜLLER-BOLLENHAGEN, C. ZIMMERMANN, M. CHRIST. H. J. “*Very high cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steel and the effect of strain-induced martensite.*” *International Journal of Fatigue* 2010; 32: 936-942.
- [14] FARGIONE, G. GIUDICE, F. RISITANO, A. “*The influence of the load frequency on the high cycle fatigue behavior.*” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 2017; 88: 97-106.
- [15] MICHLER, T. NAUMANN, J. WIEBESIEK, J. SATTLER, E. “*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* 2017; 96: 67-77.
- [16] SCHONBAUER, B. M. FITZKA, M. KARR, U. MAYER, H. “*Variable amplitude very high cycle fatigue of 17-4PH steel with a stepwise S-N curve.*” *International Journal of Fatigue* 2021; 142: 1-9.
- [17] GUENNEC, B. UENO, A. SAKAI, T. TAKANASHI, M. ITABASHI, Y. “*Effect of the loading frequency on fatigue properties of JIS S15C low carbon steel and some discussions based on microplasticity behavior.*” *International Journal of Fatigue* 2014; 66: 29-38.
- [18] HU, Y. SUN, C. XIE, J. HONG, Y. “*Effects of Loading Frequency and Loading Type on HighCycle and Very-High-Cycle Fatigue of a High-Strength Steel.*” *Materials* 2018; 11: 1456.
- [19] BEHVAR, A. HAGSHENAS, M. “*A critical review on very high cycle corrosion fatigue: Mechanisms, methods, materials, and models.*” *Journal of Space Safety Engineering* 2023; 10: 284-323.
- [20] OSSAI, C. I. BOSWELL, B. DAVIES, I. J. “*Pipeline failures in corrosive environments – A conceptual analysis of trends and effects*”. *Engineering Failure Analysis* 2015; 53: 36–58.

- [21] LARROSA, N. O. AKID, R. AINSWORTH, R. A. “Corrosion-fatigue: a review of damage tolerance models”. *International Materials Reviews* 2018; 63: 283-308.
- [22] ANDRESEN, P. “Stress Corrosion Crack of Stainless Steels” in “Pressurized Water Reactor Primary Water”, EPRI White Paper, 2022.
- [23] WANG, W-M. “Rupture and Fracture of Fastener by Embrittlement - Stress Corrosion Cracking (SCC)”. *Fastener World* 2020; 284: 234-240.
- [24] FERON, D. STAEHLE, R. “Stress Corrosion Cracking of Nickel Based Alloys in WaterCooled” *Nuclear Reactors*, Woodhead Publishing, 2016.
- [25] TOPPO, A. PUJAR, M. G. SREEVIDYA, N. PHILIP J. “Pitting and stress corrosion cracking studies on AISI type 316N stainless steel weldments.” *Defence Technology* 2018; 14: 226-237.
- [26] WAS, G. S. UKAI, S. Chapter 8 - Austenitic Stainless Steels. In: *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. Edited by: G. Robert Odette and Steven J. Zinkle. USA: Elsevier 2019.
- [27] WALLACE, P. W. “Increasing joint performance by tightening bolts to yield.” *Handbook of Bolts and Bolted Joints* 1998; 1: 591-602.
- [28] SHAHANI, A. R. SHAKERI, I. “Experimental evaluation of the effect of preload on the fatigue life of bolts”, *International Journal of Steel Structures* 2015; 15: 693-701.
- [29] GHOBAKHLOO, M. “Industry 4.0, digitization, and opportunities for sustainability.” *Journal of Cleaner Production* 2020; 252: 10.
- [30] RAGAGNON, L. T. GREGGIANIN, L. C. RIBEIRO, W. R. “Inspeção visual remota: uso de drones em tanque/torre flare.” In *XXX VI - Congresso Nacional de Ensaio Não Destrutivos e Inspeção. 21º IEV - Conferencia Internacional sobre Evaluación de Integridad y Extensión de Vida de Equipos Industriales*. 2018.
- [31] CALLISTER, W. D. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 8ª Ed. Rio de Janeiro, Editora LTC, 2013.
- [32] NORTON, L. R. *MACHINE DESIGN: AN INTEGRATED APPROACH*. 5ª Ed. Prentice Hall, 2013.

- [33] SHIPILOV S. A. “*Stress corrosion cracking and corrosion fatigue: a record of progress, 1873-1973. Stress corrosion cracking and corrosion fatigue: a record of progress, 1873-1973.*” History of SCC Research 2008; 1: 507-557.
- [34] SIEMENS: *History of Fatigue. Knowledge.* 29/08/2019. Disponível em: <<https://community.sw.siemens.com/s/article/history-of-fatigue>>. Acesso em 19 de mar. de 2024.
- [35] SCHÜLTZ, W. *A History of Fatigue. Engineering Fracture Mechanics* 1996; 54: 263-300.
- [36] BEDEN, S. M. ABDULLAH, S. ARIFFIN, A. K. AL-ASADY, N. A. RAHMAN, M.M. “*Fatigue Life Assessment of Different Steel-Based Shell Material Under Variable Amplitude Loading.*” *European Journal of Scientific Research* 2009; 29: 157-169.
- [37] KRUPP, U. “*Fatigue Crack Propagation*” *Metals and Alloys*, Weinheim: Wiley VCH, 2007.
- [38] HERTZBERG, R. W. VINCI R. P. HERTZBERG, J. L. “*Deformation and fracture mechanics of engineering materials.*” 5 ed., Hoboken: John Wiley & Sons, 2013.
- [39] OH, H-K. “*A note on the effect of the mean stress in a new fatigue theory.*” *Journal of Materials Processing Technology* 1995; 54: 362-364.
- [40] BUDYNAS, R. G. NISBETT, J. K., *Elementos de Máquinas de Shigley.* 10 ed. Editora Mc Graw Hill Education. 2016.
- [41] DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*, 2 Ed. Guanabara Dois. 1981.
- [42] JAHED, H. ROOSTAEI. A. A. “*Cyclic Plasticity of Metals: Modeling Fundamentals and Applications.*” 1 ed. Elsevier. 2022.
- [43] GUNN, K. “*Effect of yielding on the fatigue properties of test pieces containing stress concentrations*”. *Aeronaut. Q.* 1955; 6: 277-294.
- [44] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS INTERNATIONAL - ASTM E647-23B Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. West Conshohocken, Pensilvânia, EUA. ASTM, 2024.
- [45] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS INTERNATIONAL - ASTM E739-23 Standard Guide for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-

N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data (Withdrawn 2024). West Conshohocken, Pensilvânia, EUA. ASTM, 2024.

[46] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION - ISO 12107:2012 Metallic materials — Fatigue testing — Statistical planning and analysis of data. Geneva, Switzerland. ISO, 2012.

[47] COOK, N. H. *Mechanics and materials for design*, 1 ed. New York, McGrawHill, 1985.

[48] WILEMAN, J. CHOUDHURY, M. GREEN, I. “*Computation of member stiffness in bolted connections.*” *Journal of Mechanical Design* 1991; 113: 432–437.

[49] 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.

[50] LEHNHOFF, T. F. WISTEHUFF, W. E. “*Nonlinear effects on the stiffness of bolted joints*”. *ASME Pressure Vessels Piping Conf* 1996; 118: 48–53.

[51] LEHNHOFF, T. F. BUNYARD, B. A. “*Bolt thread and head fillet stress concentration factors*”. *ASME J Pressure Vessel Technol* 2000; 122: 180–185.

[52] THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS ANSI/ASME PCC-1-2000: Guidelines for Pressure Boundary Bolted Flange Joint Assembly. New York, NY. EUA. ASME. 2000.

[53] VDI 2230. Systematische berechnung hochbeanspruchter schraubenverbindungen cylindrische einschraubenverbindungen [Systematic calculation of high duty bolted joints. Joints with one cylindrical bolt, Part 1. Berlin: Verein Deutscher Ingenieur, 2003.

[54] ALKATAN F, STEPHAN P, DAIDIE A, et al. “*Equivalent axial stiffness of various components in bolted joints subjected to axial loading.*” *Finite Elem Anal Des* 2007; 43: 589–598.

[55] SETHURAMAN, R. AND KUMAR, T. S. “*Finite element based member stiffness evaluation of axisymmetric bolted joints.*” *Journal of Mechanical Design* 2009; 131: 420–427.

[56] ASM International Handbook Committee. *ASM Handbook Volume 19 - Fatigue and Fracture*. 1996.

- [57] ENDO, K. KOMAI, K. TAKABAYASHI, S. “*The Effects of Mean Stress on the Progress of Corrosion Fatigue Damage.*” *Materials* 1971; 21: 29-34.
- [58] CORSETTI, L. V. DUQUETTE, D. J. “*The Effect of Mean Stress and Environment on Corrosion Fatigue Behavior of 7075-T6 Aluminum*”, *Metallurgical transactions* 1974; 5: 1087-1094.
- [59] HOEPPNER, D. W. “*Model for prediction of fatigue lives based upon a pitting corrosion fatigue process.*” *ASTM Symposia* 1979; 1: 841-870.
- [60] STAEHLE, R. W. BEGLEY, J. A. AGRAWAL, A. K. BECK, F. H. LUMSDEN, J. B. BIGGERT, A. S. DAVIS, C. A. “*Corrosion and Corrosion Cracking of Materials for Water-Cooled Reactors.*” The Ohio State University. Electric Power Research Institute, 1981.
- [61] LINDLEY, T. C. MCINTYRE, P. TRANT, P. J. “*Fatigue crack initiation at corrosion pits.*” *Metals Technology* 1982; 9: 135-142.
- [62] KAWAI, S. KASAI, K. “*Considerations of allowable stress of corrosion fatigue (focused on the influence of pitting).*” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 1985; 8: 115-127.
- [63] KONDO Y. “*Prediction of fatigue crack initiation life based on pit growth.*” *Corrosion Science* 1989. 45: 7-11.
- [64] BRITISH STANDARDS INSTITUTION. BS 7910:2019: *Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*. London, United Kingdom. BSI. 2019.
- [65] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 11782-1:1998: *Corrosion of metals and alloys — Corrosion fatigue testing*. Geneva, Switzerland. ISO, 1998.
- [66] THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. ASTM F1801. *Standard Practice for Corrosion Fatigue Testing of Metallic Implant Materials*. New York, NY. EUA. ASME. 2020.
- [67] THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. API 579-1/ASME FFS-1. *Fitness for Service Evaluation*. New York, NY. EUA. ASME. 2021.
- [68] BROWN, B. F. “*Stress Corrosion Cracking - A Perspective Review of the Problem.*” *NAVAL RESEARCH LABORATORY*. Washington, D.C. 1970.

- [69] MEARS, R. B. BROWN, R.H. DIX, E.H. “*A generalized theory of stress corrosion of alloys*”, in: *Symposium on Stress-Corrosion Cracking of Metals*, ASTM, Philadelphia, PA, 1945, 323-344.
- [70] CHASTON, J. C. “*Discussion on "The origin, control, and removal of internal stresses,"* in: *Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys*, The Institute of Metals, London, 1947, 416-417.
- [71] LOGAN H. L. “*Film-Rupture Mechanism of Stress Corrosion*”. *Journal of Research of the National Bureau of Standards* 1952; 48: 99-105.
- [72] KEATING, F. H. “*Chemical manifestations of internal stress*”, in: *Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys*, The Institute of Metals, London, pp. 311-331. 1947.
- [73] EHRNSTÉN, U. ANDRESEN, P. L. QUE, Z. “*A review of stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in PWR primary water.*” *Journal of Nuclear Materials* 2024; 1: 588.
- [74] BONIARDI, M. V. CASAROLI, A. “*Stainless Steel.*” Brescia, Italy. Ed. Lucefin, 2014, 232p.
- [75] LEIS, B. N. EIBER, R. J. “*Stress-corrosion cracking on gas-transmission pipelines: history, causes, and mitigation.*” *Proceedings of First International Business Conference on Onshore Pipelines*, Berlin. 1997.
- [76] NELSON, E. E. “*Stress Corrosion Cracking of Several High Strength Ferrous and Nickel Alloys*”, NASA Technical Memorandum X-64626. Astronautics Laboratory. 32p. 1971.
- [77] INDIG, M. E. VERMILYEA, D. A. “*The straining electrode around 300 C*”, in: D. de G. Jones, J. Slater, R.W. Staehle (Eds.), *High Temperature High Pressure Electrochemistry in Aqueous Solutions*, NACE, Houston, Texas, pp. 558-567. 1976.
- [78] NATIONAL ENERGY BOARD. *Stress Corrosion Cracking on Canadian Oil and Gas Pipelines, Report of the Inquiry*, MH-2-95, NEB, Calgary, Alberta, Canada. 1996.
- [79] 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* 1977; 17: 737-746.
- [80] TORCHIO, S. “*Stress corrosion cracking of type aisi 304 stainless steel at room temperature; influence of chloride content and acidity*”, *Corrosion Science* 1980; 20: 555-561.

- [81] MOHANTY, S. SENAPATI, A. K. “*Study on wear behavior of low nickel austenitic stainless steel by using ball on disc.*” *Materials today: proceedings* 2022; 66: 1961-1967.
- [82] MACHADO, I. F. CARVALHO, P. A. PADILHA, A. F. “*Austenite Instability and Precipitation Behavior of High Nitrogen Stainless Steels,*” in *Stainless steel: microstructure, mechanical properties and methods of application*, A. Pramanik e A. K. Basak, Eds., New York, Nova Science Publishers, 2015, 1-36.
- [83] HEDSTRÖM, P. ODQVIST, E. J. “*Deformation-Induced Martensitic Transformation in metastable austenitic stainless steels - introduction and current perspectives,*” in *Stainless steel microstructure, mechanical properties and methods of application*, A. Pramanik e A. K. Basak, Eds., New York, Nova Science Publishers, 2015, 81-106.
- [84] PAUL, S. K. STANFORD, N. HILDITCH, T. “*Austenite plasticity mechanisms and their behavior during cyclic loading,*” *International Journal of Fatigue* 2018; 106: 185-195.
- [85] SILVA, A. L. V. C. MEI, P. R. *Aços e Ligas Especiais*. 2ª edição. Editora Edgard Bluncher. 2006. 646p. Villares Metals.
- [86] 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* 2010; 527: 4092–4102.
- [87] DANIEL, T. SMAGA, M. BECK, T. “*Cyclic deformation behavior of metastable austenitic stainless steel AISI 347 in the VHCF regime at ambient temperature and 300 °C.*” *International Journal of Fatigue* 2022; 156: 1-10.
- [88] SHEN, Y.F. LI, X.X. SUN X., et al., “*Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel*”, *Materials Science and Engineering A* 2012; 552: 514– 522.
- [89] 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* 2010; 210: 1017–1022.
- [90] BO HU, RUNQIAO YU. “*Variations in surface residual compressive stress and magnetic induction intensity of 304 stainless steel*”, *NDT&E International* 2016; 80: 1-5.

- [91] LO, K.H. SHEK, C.H. LAI, J.K.L. “*Recent developments in stainless steels*”, *Materials Science and Engineering R* 2009; 65: 39-104.
- [92] 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*, 2014; 34: 484-490.
- [93] PIZZIO, E., *Avaliação da vida em fadiga de uniões parafusadas – Estudo de Caso*. Dissertação de M.Sc. UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil. 2005,
- [94] CROCCOLO, D., AGOSTINIS, M., VINCENZI, N. “*A contribution to the selection and calculation of screws in high duty bolted joints*”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 2012; 96: 38-48.
- [95] PILKEY, W.D. PILKEY, D.F. BI, Z. *Peterson's Stress Concentration Factors*; John Wiley & Sons: Hoboken, NJ, USA, 2020.
- [96] DRAGONI, E. “*Effect of thread pitch on the fatigue strength of steel bolts*”, *Proceedings Institution of Mechanical Engineers* 1997; 211: 591-600.
- [97] 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.
- [98] 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* 2005; 27: 189-196.
- [99] 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.
- [100] PATTERSON, E. A. KENNY. B. “*A modification to the theory for the load distribution in conventional nuts and bolts.*” *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 1986; 21: 17-23.
- [101] DVORAK, P. “*New Ideas in Fatigue Analysis - Better material and load models make fatigue analysis more useful. Machine Design.*” Disponível em: <http://machinedesign.com/print/news/newideasfatigueanalysis>. Acesso: 26/01/2024.

- [102] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. E 1823; *standard terminology relating to fatigue and fracture testing*. Philadelphia, 2023, 22p.
- [103] ATANAZIO FILHO, N. N. *Estudo da influência do meio corrosivo na resistência a fadiga do aço estrutural SAE 8620*. Dissertação de Mestrado - CNEN - Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear, Belo Horizonte, MG, 2006, 118p.
- [104] BANERJEE, A. PRUSTY, E B. G. “*Fatigue and fracture behaviour of austeniticmartensitic high carbon steel under high cycle fatigue: An experimental investigation,*” *Materials Science and Engineering: A* 2019; 749: 79-88.
- [105] DUSICKA, P. ITANI A. M. BUCKLE, E I. G. “Cyclic response of plate steels under large inelastic strains,” *Journal of Constructional Steel Research* 2007; 63: 156-164.
- [106] MANSUR, T. R. *Avaliação e desenvolvimento de modelos de determinação de acúmulo de danos por fadiga em um aço estrutural*. 2003. 215f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2003.
- [107] COLLINS, J. A. *Failure of Materials in Mechanical Design: Analysis, Prediction, Prevention*. 2.ed. New York: John Wiley & Sons, 1993. 678p.
- [108] MURTAZA, G. AKID, R. “*Corrosion fatigue short crack growth behavior in a high strenght steel.*” *International Journal of Fatigue* 1995; 17: 207-217.
- [109] GENTIL, V. *Corrosão*. 4 ed. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2003.
- [110] BRANCO, C. M. FERNANDES, A. A. CASTRO, P. M. S. *Fadiga de estruturas soldadas*. Lisboa: Fundação Calouste Gubenkian, 1986.
- [111] MEO, D. D. DIYAROGLU, C. ZHU, N. OTERKUS, E. SIDDIQ, M. A. “*Modelling of stress corrosion cracking by using peridynamics.*” *International Journal of Hydrogen Energy* 2016; 41: 6593-6609.
- [112] CICO, O. JACCHERI, L. NGUYEN-DUC, A. ZHANG, H. “*Exploring the intersection between software industry and Software Engineering education - A systematic mapping of Software Engineering Trends.*” *The Journal of Systems & Software* 2021; 172: 110736.
- [113] INPI - Instituto Nacional da Propriedade Industrial (Brasil). *Manual do usuário para o registro eletrônico de programas de computador/ Instituto Nacional da Propriedade Industrial*.

Diretoria de Patentes, Programas de Computador e Topografias de Circuitos Integrados. Coordenação-Geral de Estudos, Projetos e Disseminação da Informação Tecnológica. Divisão de Programas de Computador e Circuitos Integrados. Rio de Janeiro: INPI, 2019. 44 f.; il.; anexos. Versão 1.8.5. Data: 07/05/2019 Lei nº 9.609, de 19 de fevereiro de 1998. “Lei de Software”.

[114] STEPHENS R. *RedMonk Top 20 Languages Over Time*. March, 2022. <https://redmonk.com/rstephens/2022/03/28/top-20-jan-2022>. (acesso em 7 de dezembro de 2023).

[115] CARVALHO, V. A.; TEIXEIRA, G. F. *Programação orientada a objetos: curso técnico de informática*. E-Tech, Colatina: IFES, 2012.

[116] AFONSO, A. *Programação para iniciantes: aprenda lógica de programação com Java*. São Paulo: Algaworks Softwares, Treinamentos e Serviços Ltda, agosto, 2017.

[117] SCHILDT, H. *Java: A Beginner's Guide*. 6th edition, Oracle Press, McGraw-Hill Education, 2014.

[118] PAIXÃO, J. L. “Desenvolvimento de um software em vba para o cálculo da demanda de unidades consumidoras em BT”. *Revista Científica Semana Acadêmica*. Fortaleza, ano MMXVIII, Nº. 000119, Revista Científica Semana Acadêmica - ISSN 2236-6717. 24/01/2018.

[119] WASZKOWSKI, R. “Low-code platform for automating business processes in manufacturing.” *IFAC PapersOnLine* 2019; 52: 376–381.

[120] ROCHA, P. T. *Programação matemática da produção em processos batelada utilizando planilhas do Excel com interface amigável*. Dissertação de Mestrado em Engenharia Química, Universidade Estadual de Maringá, Maringá, 2011.

[121] RUPARELIA, N. B. “Software development lifecycle models.” *ACM SIGSOFT Software Engineering Notes* 2010; 35: 8–13.

[122] VAUGHAN, M. COURAGE, C. *SIG: Capturing longitudinal usability: What really affects user performance over time? Proceedings of ACM SIGCHI* (pp. 2149-2150), New York, NY, USA. ACM. (2007).

- [123] HARPER, B.D. NORMAN, K.L. “*Improving user satisfaction: The Questionnaire for User Interaction Satisfaction.*” *Proceedings of the 1st Annual Mid-Atlantic Human Factors Conference* 1993; 225-233.
- [124] BROOKE, J. “*SUS-A quick and dirty usability scale.*” *Usability Evaluation in Industry* 1996; 189: 4–7.
- [125] LAUGWITZ, B. SCHREPP; M. HELD, T. “*Construction and evaluation of a user experience questionnaire.*” In: Holzinger, A. (Ed.): *USAB 2008*, LNCS 5298: 63-76.
- [126] FINSTAD, K. “*The Usability Metric for User Experience*”, *Interacting with Computers* 2010; 22: 323–327.
- [127] VLACHOGIANNI, P. TSELIOS, N. “*Perceived usability evaluation of educational technology using the System Usability Scale (SUS): A systematic review*”, *Journal of Research on Technology in Education* 2021; 15(17): 12954.
- [128] ISO 9241-11:2018 (en) *Ergonomics of human-system interaction — Part 11: Usability: Definitions and concepts.*
- [129] THUSEETHAN, S., ACHCHUTHAN, S., KUHANESAN, S. “*Usability evaluation of learning management systems in Sri Lankan universities.*” *arXiv* 2015; 15(1): 12.
- [130] TSELIOS, N., AVOURIS, N., & KOMIS, V. “*The effective combination of hybrid usability methods in evaluating educational applications of ICT: Issues and challenges.*” *Education and Information Technologies* 2008; 13(1): 55-76.
- [131] ARDITO, C. COSTABILE, M. F. DE MARSICO, M. LANZILOTTI, R. LEVIALDI, S. ROSELLI, T. & ROSSANO, V. “*An approach to usability evaluation of e-learning applications.*” *Universal Access in the Information Society* 2006; 4(3): 270-283.
- [132] PYTTEL, B. SCHWERDT, D. BERGER, C. “*Very high cycle fatigue - Is there a fatigue limit?*,” *International Journal of Fatigue* 2011; 33(1): 49-58.
- [133] BATHIAS, C. “*Influence of metallurgical instability on the gigacycle fatigue regime.*” *International Journal of Fatigue* 2010; 32: 535-540.
- [134] FURUYA, Y.; MATSUOKA, S.; ABE, T.; YAMAGUCHI, K. “*Gigacycle fatigue properties for high strength low-alloy steel at 100 Hz, 600 Hz, and 20 kHz.*” *Scripta Materialia* 2002; 46: 157-162.

- [135] LI, W.; SAKAI, T.; LI, Q.; LU, L.; WANG, P. “*Effect of loading type on fatigue properties of high strength bearing steel in very high cycle regime.*” *Materials. Science. Engineering. A* 2011; 528: 5044-5052.
- [136] ZHAO, A. XIE, J. SUN, C. LEI, Z. HONG, E. Y. “*Effects of strength level and loading frequency on very-high-cycle fatigue behavior for a bearing steel.*” *International Journal of Fatigue* 2012; 38: 46-56.
- [137] SCHNEIDER, N. BÖDECKER, J. BERGER, C. OECHSNER, M. “*Frequency effect and influence of testing technique on the fatigue behaviour of quenched and tempered steel and aluminium alloy.*” *International Journal of Fatigue* 2016; 93: 224-231.
- [138] NONAKA, I. SETOWAKI, S. ICHIKAWA, Y. “*Effect of load frequency on high cycle fatigue strength of bullet train axle steel.*” *International Journal of Fatigue* 2014; 60: 43-47.
- [139] ZHU, X. JONES, J. W. ALLISON, J. E. “*Effect of frequency, environment, and temperature on fatigue behavior of E319 cast-aluminum alloy: Small-crack propagation.*” *Metallurgical and Materials Transactions A* 2008; 39: 2666-2680.
- [140] ZHU, X.; JONES, J.W.; ALLISON, J.E. “*Effect of frequency, environment, and temperature on fatigue behavior of E319 cast aluminum alloy: Stress-controlled fatigue life response.*” *Metallurgical and Materials Transactions A* 2008; 39: 2681-2688.
- [141] TSUTSUMI, N. MURAKAMI, Y. DOQUET, V. “*Effect of test frequency on fatigue strength of low carbon steel.*” *Fatigue e Fracture of Engineering Materials e Structures*, 2009; 32: 473-483.
- [142] SETOWAKI, S. ICHIKAWA, Y. NONAKA, I. “*Effect of frequency on high cycle fatigue strength of railway axle steel.*” *Proceedings of fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue* 2011; 5: 153-158.
- [143] LAN, X. HU, B. WANG, S. LUO, W. FU, P. “*Magnetic characteristics and mechanism of 304 austenitic stainless steel under fatigue loading.*” *Engineering Failure Analysis* 2022; 136: 106182.
- [144] CARSTENSEN, J. V., MAYER, H., BRONDSTED, P. “*Very high cycle regime fatigue of thin walled tubes made from austenitic stainless steel.*” *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 2002; 25(8-9): 837-844.

- [145] STRIZAK, J.P. TIAN, H. LIAW, P.K. MANSUR L.K. “*Fatigue properties of type 316LN stainless steel in air and mercury.*” *Journal of Nuclear Materials* 2005; 343: 134-144.
- [146] OKAYASU, M. FUKUI, H. “*Effects of cyclic loading on fatigue properties of austenite stainless steel.*” *Journal of Mechanical Science and Technology* 2015; 29: 3663-3668.
- [147] YUAN, X. YU, W. FU, S. YU, D. CHEN, X. “*Effect of mean stress and ratcheting strain on the low cycle fatigue behavior of a wrought 316LN stainless steel.*” *Materials Science and Engineering A* 2016; 677: 193-202.
- [148] KAMAYA, M. “*Mean Stress Correction of S45C Carbon Steel Based on Crack Growth Concept*”, in, *ASME 2020 Pressure Vessels & Piping Conference* 11p. 2020.
- [149] KAMAYA, M. “*Fatigue life prediction model according to crack growth concept. (Fatigue life corrections for loading history and mean stress effects of S45C carbon steel)*”. *Anais da Sociedade Japonesa de Engenheiros Mecânicos* Vol.87, No.901, 2021.
- [150] VINCENT, L. LE ROUX, J-C. TAHERI, S. “*On the high cycle fatigue behavior of a type 304L stainless steel at room temperature*”, *International Journal of Fatigue* 2012; 38: 84-91.
- [151] KAMAYA, M. KAWAKUBO, M. “*Mean stress effect on fatigue strength of stainless steel*”, *International Journal of Fatigue* 2015; 74: 20-29.
- [152] CHEN, W. SPATIG, P. SEIFERT, H.P. “*Role of mean stress on fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel in LWR and air environments.*” *International Journal of Fatigue* 2021; 145: 10611.
- [153] O'BRIEN, M.J.; METCALFE, R.G. “*High strength engineering fasteners: Design for fatigue resistance*”. *Journal of Failure. Analysis and Prevention.* 2009; 9: 171-181.
- [154] KEDZIORA, S. “*Optimal design of cap screw thread runout for transversal and axial loads.*” *Journal of Applied Mechanical Engineering* 2017; 6: 250.
- [155] JAWWAD, A. K. A. ALSHABATAT, N. MAHDI, M. “*The effects of joint design, bolting procedure and load eccentricity on fatigue failure characteristics of high-strength steel bolts.*” *Engineering Failure Analysis* 2021; 122: 105279.
- [156] CHO, S.-S. CHANG, H. LEE. K. W. “*Dependence of Fatigue limit of high-tension bolts on mean stress and ultimate tensile strength.*” *International Journal of Automotive Technology* 2009; 10: 475-479.

- [157] CASANOVA, F. MANTILLA, C. “*Fatigue failure of the bolts connecting a francis turbine with the shaft.*” *Engineering Failure Analysis* 2018; 90: 1-13.
- [158] BEGUM, Z. POONGUZHALI, A. BASU, R. SUDHA, C. SHAIKH, H. SUBBA RAO, R.V. PATIL, A. DAYAL, R.K. “*Studies of the tensile and corrosion fatigue behaviour of austenitic stainless steels.*” *Corrosion Science* 2011; 53: 1424-1432.
- [159] EBARA, R. “*Corrosion fatigue crack initiation in 12% chromium stainless steel.*” *Materials Science and Engineering A* 2007; 468-470: 109-113.
- [160] EBARA, R., “*Corrosion fatigue crack initiation behavior of stainless steels*”, *Procedia Engineering* 2010; 2: 1297-1306.
- [161] LIN, C-K. LAN, I-L. “*Fatigue behavior of AISI 347 stainless steel in various environments.*” *Journal of Materials Science* 2004; 39: 6901-6908.
- [162] DONAHUE, J. R. BURNS, J. T. “*Effect of chloride concentration on the corrosion–fatigue crack behavior of an age-hardenable martensitic stainless steel.*” *International Journal of Fatigue* 2016; 91: 79-99.
- [163] 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: 2010; 1033-1044.
- [164] POONGUZHALI, A. NINGSHEN, S. AMARENDRA, G. “*Effect of Cold Working on Corrosion Fatigue Behavior of Austenitic Stainless Steel in Acidified Chloride medium.*” *Procedia Structural Integrity* 2019; 14: 705-711.
- [165] POONGUZHALI A. PUJAR M. G. KAMACHI MUDALI U. “*Corrosion fatigue behaviour of 316LN SS in acidified sodium chloride solution at applied potential.*” *The journal of the minerals, metals and materials society* 2015; 67(5): 1162-1175.
- [166] LI, L. LI, Y. SHI, W. LI, C. Q. “*Deterioration of fatigue strength of bolted connection plates under combined corrosion and fatigue.*” *Journal of Constructional Steel Research*, 2021; 179: 106559.

- [167] 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. 2007; 55-62.
- [168] NOVÝ, F. ZATKALÍKOVÁ, V. BOKUVKA, O. MIKOVÁ, K. “*Gigacycle Fatigue Endurance of Marine Grade Stainless Steels with Corrosion Pits.*” *Transportation Engineering*. 2013; 41(2): 99-103.
- [169] PFENNIG, A. WIEGAND, R. WOLF, M. BORK, C. P. “*Corrosion and corrosion fatigue of AISI 420C (X46Cr13) at 60 °C in CO₂-saturated artificial geothermal brine.*” *Corrosion Science* 2013; 68: 134-143.
- [170] RAMÍREZ, J. A. R. MIRAFUENTES, C. M. C. GARIBAY, M. A. Z. CASTREJÓN, J. C. G. ANAYA, L. G. G. “*Corrosion Fatigue Analysis in Power Steam Turbine Blade*”. *Metals*, 2023; 13: 544.
- [171] ZHANG, Z. Y. TAN, J. B. WU, X. Q. “*Effects of temperature on corrosion fatigue behavior of 316LN stainless steel,*” *Corrosion Science* 2019; 146: 80-89.
- [172] EBARA, R. “*The influence of metallurgical factors on corrosion fatigue strength of stainless steels.*” *21st European Conference on Fracture, ECF21, 20-24 June 2016, Catania, Italy. Procedia Structural Integrity* 2016; 2: 517-524.
- [173] AKITA, M. UEMATSU, Y. KAKIUCHI, T. NAKAJIMA, M. TSUCHIYAMA, T. BAI, Y. ISONO, K. “*Effect of sensitization on corrosion fatigue behavior of type 304 stainless steel annealed in nitrogen gas.*” *Materials Science & Engineering A* 2015; 640: 33-41.
- [174] EBARA, R. YAMAGUCHI, Y. KANEI, D. YAMAMOTO, Y. “*Ultrasonic corrosion fatigue behavior of high strength austenitic stainless steels,*” *Fatigue of Materials II Advances and Emergences in Understanding*. Edited by: T.S. Srivatsan, M. Ashraf Imam, e R Srinivasan. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society) 2013; 1: 233-242.
- [175] O'DONNELL, W. J. O'DONNELL, W. J. *Temperature Dependence of Reactor Water Environmental Fatigue Effects on Carbon, Low Alloy and Austenitic Stainless Steels*. ASME-PVP, 11p. 2008.
- [176] TAN, J. ZHANG, Z. ZHENG, H. WANG, X. GAO, J. WU, X. HAN, E-H. YANG, S. HUANG, P. “*Corrosion fatigue model austenitic stainless steels used in pressurized water reactor nuclear power plants.*” *Journal of Nuclear Materials* 2020; 541: 152407.

- [177] LIAO, J. TAN, J. WUA, X. NING, D. XUE, G. YAO, W. “Corrosion fatigue behavior of 304 stainless steel notched specimen in high-temperature pressurized water.” *Materials Science & Engineering A* 2019; 748: 137-145.
- [178] SEIFERT, H. P. RITTER, S. LEBER, H. J. “Corrosion fatigue crack growth behaviour of austenitic stainless steels under light water reactor conditions.” *Corrosion Science* 2012; 55: 61-75.
- [179] ADEDIPE, O. BRENNAN, F. KOLIOS, A. “Corrosion fatigue load frequency sensitivity analysis”, *Marine Structures* 2015; 42: 115-136.
- [180] CHENG. Y. F. “Stress Corrosion Cracking of Pipelines”. 1 ed. Part of: Wiley Series in Corrosion. Editora Wiley. 2013.
- [181] FUJII, T. HISADA, Y. TOHGO, K. SHIMAMURA, Y. “Investigation on nucleation of intergranular stress corrosion cracking in austenitic stainless steel by in situ strain measurement.” *Materials Science and Engineering: A* 2020; 773: 138858.
- [182] NISHIMURA, R. MAEDA, Y. “SCC evaluation of type 304 and 316 austenitic stainless steels in acidic chloride solutions using the slow strain rate technique.” *Corrosion Science* 2004; 46: 769-785.
- [183] ELSARITI, S. M. HAFTIRMAN. “Behaviour of Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels in Sodium Chloride Solutions.” *Procedia Engineering* 2013; 53: 650-654.
- [184] WEN, T. T. MING, S. C. “Stress corrosion cracking behavior of 2205 duplex stainless steel in concentrated NaCl solution.” *Corrosion Science* 2000; 42: 545-559.
- [185] SCATIGNO, G. G. RYAN, M. P. GIULIANI, F. WENMAN, M. R. “The effect of prior cold work on the chloride stress corrosion cracking of 304L austenitic stainless steel under atmospheric conditions.” *Materials Science & Engineering A* 2016; 668: 20-29.
- [186] FERNANDES, J. C. CORREA, E. O. MELO, M. L. N. M. BARBOSA, R. P. “Influence of corrosive solution temperature on the SCC behavior of the AISI 310 and AISI 316 stainless steels rolled plates.” *Kovove Materialy* 2012; 50: 69-73.
- [187] ALYOUSIF, O. M. NISHIMURA, R. “The effect of test temperature on SCC behavior of austenitic stainless steels in boiling saturated magnesium chloride solution” *Corrosion Science* 2006; 48: 4283-4293.

- [188] KUMAR, P. S. ACHARYYA, S. G. RAMANA RAO, S.V. KAPOOR, K. “Distinguishing effect of buffing vs. grinding, milling and turning operations on the chloride induced SCC susceptibility of 304L austenitic stainless steel.” *Materials Science & Engineering A* 2017; 687: 193-199.
- [189] 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* 2016; 110: 134-142.
- [190] LIU, T. BAI, Q. RU, X. XIA, S. ZHONG, X. LU, Y. SHOJI, T. “Grain boundary engineering for improving stress corrosion cracking of 304 stainless steel.” *Materials Science and Technology* 2019; 35: 477-487.
- [191] COUVANT, T. LEGRAS, L. POKOR, C. VAILLANT, F. BRECHET, Y. BOURSIER, J. MOULART, P. “Investigations on the mechanisms of PWSCC of strain hardened austenitic stainless steels,” in: *Proceedings of the 13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, Whistler, British Columbia, 2007.
- [192] YONEZAWA, T. WATANABE, M. HASHIMOTO, A. OLSON, M. DEWALD, A. HILL, M. “Effect of strain hardened inner surface layers on stress corrosion cracking of type 316 stainless steel in simulated PWR primary water.” *Metallurgical and Materials Transactions A* 2019; 50: 2462-2485.
- [193] TERACHI, T. YAMADA, T. MIYAMOTO, T. ARIOKA, K. “SCC growth behaviors of austenitic stainless steels in simulated PWR primary water.” *Journal of Nuclear Materials*. 2012; 426: 59-70.
- [194] MEISNAR, M. VILALTA-CLEMENTE, A. MOODY, M. ARIOKA, K. LOZANO-PEREZ, S. “A mechanistic study of the temperature dependence of the stress corrosion crack growth rate in SUS316 stainless steels exposed to PWR primary water”, *Acta Materialia* 2016; 114: 15-24.
- [195] SHEN, Z. MEISNAR, M. ARIOKA, K. LOZANO-PEREZ, S. “Mechanistic understanding of the temperature dependence of crack growth rate in alloy 600 and 316 stainless steel through high-resolution characterization.” *Acta Materialia* 2019; 165: 73-86.

- [196] ARIOKA, K. YAMADA, T. MIYAMOTO, T. AOKI, M. “*Intergranular stress corrosion cracking growth behavior of Ni-Cr-Fe alloys in pressurized water reactor primary water.*” *Corrosion* 2014; 70: 695–707.
- [197] GHOSH, S., SINGH RANA, V.P., KAIN, V., MITTAL, V., BAVEJA, S.K., “*Role of residual stresses induced by industrial fabrication on stress corrosion cracking susceptibility of austenitic stainless steel.*” *Materials Design* 2011; 32: 3823-3831.
- [198] GHOSH, S., KAIN, V., “*Microstructural changes in AISI304L stainless steel due to surface machining: effect on its susceptibility to chloride stress corrosion cracking.*” *Journal of. Nuclear Materials* 2010; 403: 62-67.
- [199] CHANG, L. BURKE, M. G. SCENINI, F. “*Understanding the effect of surface finish on stress corrosion crack initiation in warm-forged stainless steel 304L in high-temperature water.*” *Scripta Materialia* 2019; 164: 1-5.
- [200] AHMED, I. I., ALABI, A. G. F., ODUSOTE, J. K., AREMU, I. N., ADEBISI, J. A., YAHAYA, T. TALABI, S.I. YAHYA, R. A. LYON, S. B. “*Stress corrosion cracking of austenitic stainless steel in chloride environment.*” *Nigerian Journal of Engineering* 2015; 6p.
- [201] XIE, X. NING, D. CHEN, B. LU, S. SUN, J. “*Stress corrosion cracking behavior of cold-drawn 316 austenitic stainless steels in simulated PWR environment.*” *Corrosion Science* 2016; 112: 576-584.
- [202] GARCÍA, C. MARTÍN, F. DE TIEDRA, P. ALONSO, S. APARICIO, M.L. “*Stress corrosion cracking behavior of cold-worked and sensitized type 304 stainless steel using the slow strain rate test.*” *Corrosion* 2002; 58: 849-857.
- [203] LOZANO-PEREZ, S. YAMADA, T. TERACHI, T. SCHRÖDER, M. ENGLISH, C.A. SMITH, G.D.W. GROVENOR, C.R.M. EYRE, B.L. “*Multi-scale characterization of stress corrosion cracking of cold worked stainless steels and the influence of Cr content.*” *Acta Materialia* 2009; 57: 5361-5381.
- [204] MAYYAS, A. OMAR, M. A. MAYYAS, A. R. QATTAWI, A. SHEN, Q. “*Knowledge-based system, equipped with cluster analysis for eco-material selection: an automobile structure case study.*”, *International Journal of Sustainable Engineering* 2014; 7(3): 200-213.

- [205] EDDY, D. C., KRISHNAMURTY, S., GROSSE, I. R., WILEDEN, J. C., & LEWIS, K. E. “A predictive modelling-based material selection method for sustainable product design.” *Journal of Engineering Design* 2015; 26(10-12): 365-390.
- [206] SACOMANO, J. B. et al. *Indústria 4.0: conceitos e fundamentos*. São Paulo: Blucher, 2018.
- [207] KAYA, A. OZTURK, R. AND ALTIN GUMUSSOY, C. “Usability Measurement of Mobile Applications with System Usability Scale (SUS).” In *Industrial Engineering in the Big Data Era* 2019; 389-400.
- [208] NAYEBI, F., DESHARNAIS, J. M., ABRAN, A. (2012). “The state of the art of mobile application usability evaluation.” In *25th IEEE Canadian Conference on Electrical & Computer Engineering (CCECE)* (pp. 1-4). IEEE.
- [209] HOEHLE, H. VENKATESH, V. “Mobile application usability: Conceptualization and instrument development.” *Mis Quarterly* 2015; 39(2): 435-472.
- [210] HOEHLE, H., ALJAFARI, R., & VENKATESH, V. “Leveraging Microsoft’s mobile usability guidelines: Conceptualizing and developing scales for mobile application usability.” *International Journal of Human-Computer Studies* 2016; 89: 35-53.
- [211] KAIKKONEN, A., KEKÄLÄINEN, A., CANKAR, M., KALLIO, T., & KANKAINEN, A. “Usability testing of mobile applications: A comparison between laboratory and field testing.” *Journal of Usability Studies* 2005; 1(1): 4-16.
- [212] ÇALIŞKAN, E. AKSAKAL, E. ÇETINYOKUŞ, S. ÇETINYOKUŞ, T. “Hybrid Use of Likert Scale-Based AHP and PROMETHEE Methods for Hazard Analysis and Consequence Modeling (HACM) Software Selection.” *International Journal of Information Technology & Decision Making* 2019; 18(5): 1689-1715.
- [213] SCHREPP M, HINDERKS A, THOMASCHEWSKI J. “Design and Evaluation of a Short Version of the User Experience Questionnaire (UEQ-S),” *International Journal of Interactive Multimedia and Artificial Intelligence* 2017; 4: 103-108.
- [214] TEIXEIRA F. O que é o SUS (System Usability Scale) e como usá-lo em seu site. <https://brasil.uxdesign.cc/o-que-%C3%A9-o-sus-system-usability-scale-e-como-us%C3%A1-lo-em-seu-site-6d63224481c8>. (acesso em 10 de fevereiro de 2024).

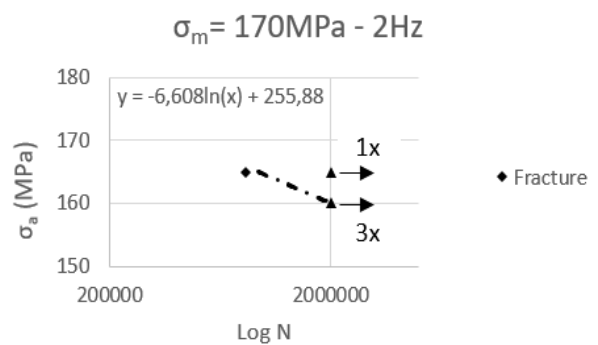
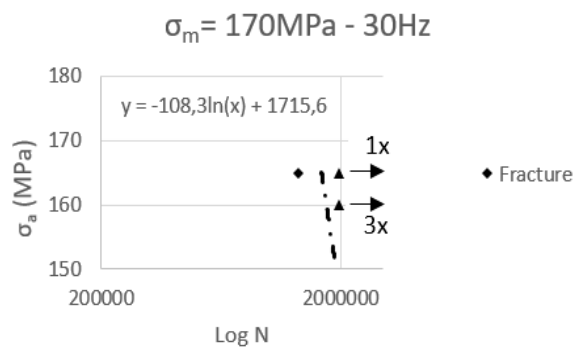
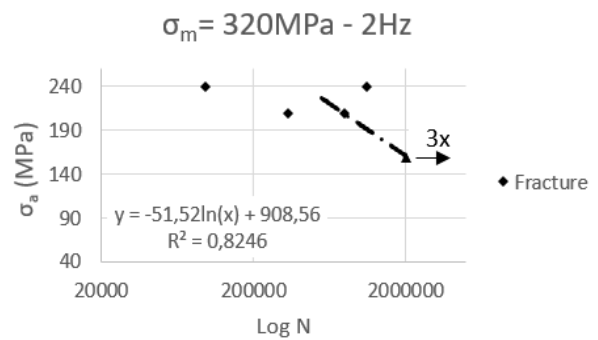
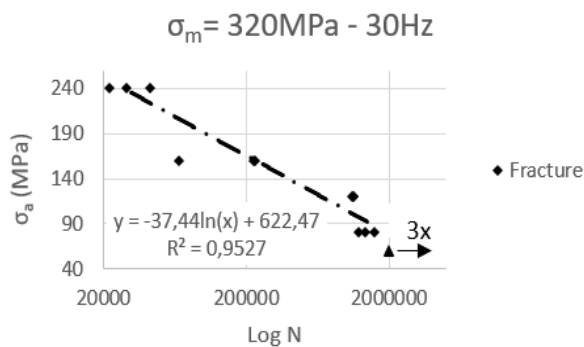
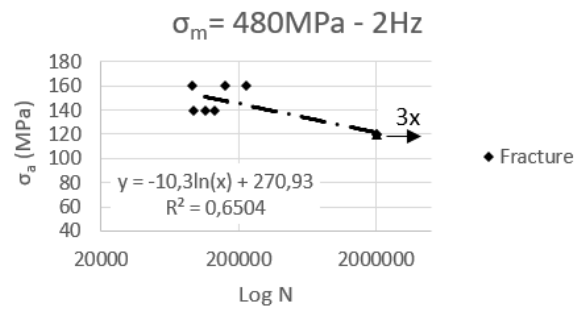
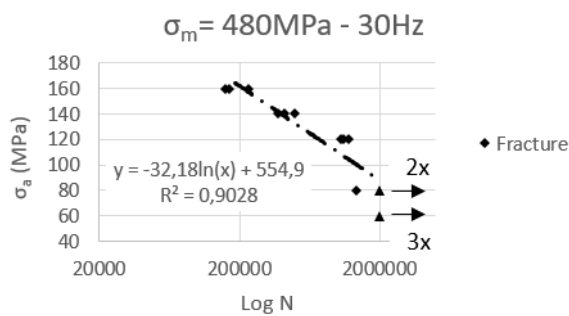
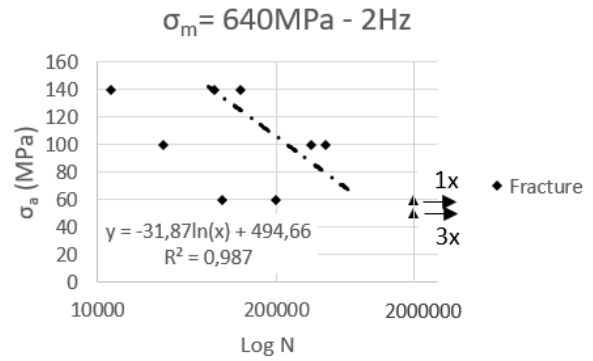
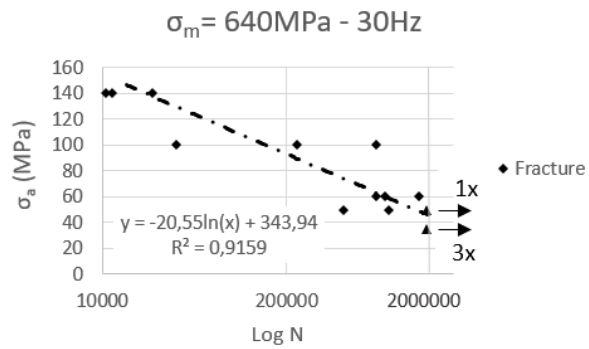
- [215] MCLELLAN, S. MUDDIMER, A. CAMILLE PERES, S. “*The Effect of Experience on System Usability Scale Ratings*”, *Journal of Usability Studies (JUS)* 2012; 7: 56-67.
- [216] BANGOR, A. KORTUM, P. MILLER, J. “*Determining what individual SUS scores mean: Adding an adjective rating scale.*” *Journal of Usability Studies* 2009; 4(3): 114–123.
- [217] EBARA, R. “*Giga-Cycle Corrosion Fatigue strength of Austenitic Stainless Steels*”. In: *Anales de Mecánica de la Fractura* 2015; 32: 37-42.
- [218] ZUCCHI, F. TRABANELLI, G. DEMERTZIST, G. “*The intergranular stress corrosion cracking of a sensitized AISI 304 in NaF and NaCl solutions*”, *Corrosion Science* 1988; 28: 69-79.
- [219] NAKAHARA, M. “*Preventing stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in chemical plants.*” *Nickel Institute*. 11p. 1992.
- [220] YEH, C.P.; TSAI, K.C.; HUANG, J.Y. “*Effects of relative humidity on crevice corrosion behavior of 304L stainless-steel nuclear material in a chloride environment.*” *Metals* 2019; 9: 1185.
- [221] YEH, C.P. TSAI, K.C. HUANG, J.Y. “*Influence of Chloride Concentration on Stress Corrosion Cracking and Crevice Corrosion of Austenitic Stainless Steel in Saline Environments.*” *Materials* 2020; 13: 5640.
- [222] AZEVEDO, T. F. ANDRADE, C. E. C. SANTOS, S. “*Fatigue and corrosion fatigue strength of hot rolled Ti35Nb2.5Sn alloy*”, *Materials and Design* 2015; 85: 607-612.
- [223] MHAEDE, M. “*Influence of surface treatments on surface layer properties, fatigue and corrosion fatigue performance of AA7075 T73*”, *Materials and Design* 2012; 41: 61-66.
- [224] BENZAGHTA, M.A., ELWALDA, A., MOUSA, M.M., ERKAN, I. RAHMAN, M. “*SWOT analysis applications: An integrative literature review.*” *Journal of Global Business Insights* 2021; 6(1), 54-72.
- [225] MALLICK, P. TEWARY, N. K. GHOSH S. K. CHATTOPADHYAY, P. P. “*Effect of cryogenic deformation on microstructure and mechanical properties of 304 austenitic stainless steel.*” *Materials Characterization* 2017; 133: 77-86.

- [226] GAUSS, C. FILHO, I. R. S. SANDIM, M. J. R. SUZUKI, P. A. RAMIREZ A. J. SANDIM, H. R. Z. “*In situ synchrotron X-ray evaluation of strain-induced martensite in AISI 201 austenitic stainless steel during tensile testing,*” *Materials Science and Engineering A* 2016; 651: 507-516.
- [227] AL-FADHALAH, K.J. “*Strain-Induced Martensite Formation and Recrystallization Behavior in 304 Stainless Steel*”, *Journal of Materials Engineering and Performance* 2015; 24(4): 1697-1709.
- [228] 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* 2017; 684: 577-585.
- [229] SADEGHI, F. ZARGAR, T. KIM, J. W. HEO, Y.-U. LEE J. S. YIM, C. H. “*Role of the annealing twin boundary on the athermal α' -martensite formation in a 304 austenitic stainless steel,*” *Materialia* 2021; 20: 101218.
- [230] LYON, K. N. MARROW, T. J. LYON, S.B. “*Influence of milling on the development of stress corrosion cracks in austenitic stainless steel.*” *Journal of Materials Processing Technology* 2015; 218: 32-37.
- [231] RODRÍGUEZ RAMÍREZ, J.A. CLEMENTE MIRAFUENTE, C.M. ZALAPA GARIBAY, M.A. GARCÍA CASTREJÓN, J.C. GUILLÉN ANAYA, L.G. “*Corrosion Fatigue Analysis in Power Steam Turbine Blade.*” *Metals* 2023; 13: 544.
- [232] SHIMADA, M. KOKAWA, H. WANG, Z.J. SATO, Y.S. KARIBE, I. “*Optimization of grain boundary character distribution for intergranular corrosion resistant 304 stainless steel by twin induced grain boundary engineering.*” *Acta Materialia* 2002; 50: 2331–2341.
- [233] RAHIMI, S. MARROW, T.J. “*A new method for predicting susceptibility of austenitic stainless steels to intergranular stress corrosion cracking.*” *Materials and Design* 2020; 187: 108368.
- [234] KOLAWOLE, S. K. OGHENEVWETA, J. E. SOBOYEJO, W. O. KOLAWOLE, F. O. SOBOYEJO, A. B.O. *Stress Corrosion Cracking and Corrosion Fatigue Cracking of Steels*, Editor(s): M H Ferri Aliabadi, Winston O. Soboyejo, *Comprehensive Structural Integrity* 2 ed. Elsevier. 2023.

[235] SAURO J, LEWIS J. R. “*When designing usability questionnaires, does it hurt to be positive?*” *Proceedings of ACM SIGCHI* 2011; 2215-2224.

APÊNDICES

Curvas S-N de Fadiga geradas na tese:



Curvas S-N de Corrosão-Fadiga geradas na tese:

