

CENTRO UNIVERSITÁRIO FEI
ANDREY SAKAMOTO ANTONELI

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FADIGA DA LIGA AA2198-T851 EM MEIO
CORROSIVO**

São Bernardo do Campo

2020

ANDREY SAKAMOTO ANTONELI

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FADIGA DA LIGA AA2198-T851 EM MEIO
CORROSIVO**

Trabalho de Final de Curso apresentado ao Centro Universitário FEI, como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais. Orientado pelo Prof. Dr. William Naville.

São Bernardo do Campo

2020

Andrey Sakamoto Antoneli

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FADIGA DA LIGA AA2198-T851 EM MEIO
CORROSIVO**

Trabalho de Final de Curso, apresentado ao
Centro Universitário FEI, como parte dos
requisitos necessários para obtenção do título
de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Comissão julgadora

Orientador e presidente

Examinador (1)

Examinador (2)

São Bernardo do Campo

12/2020

AGRADECIMENTOS

Um agradecimento especial ao Dr. William Naville por aceitar conduzir o meu trabalho, pelos ensinamentos que recebi ao longo da graduação, por moldar minha filosofia de como abordar a engenharia e, principalmente, pela amizade.

À banca examinadora composta pela Dr. Gigliola Salerno e Dr. Isolda Costa.

A todos os professores e técnicos do Centro Universitário da FEI que contribuíram com a minha formação.

Ao Centro Universitário da FEI pelas oportunidades que me foram concedidas.

Aos meus pais Sergio e Rose que me apoiaram ao longo dessa fase da vida.

Aos meus colegas de sala que, ao longo desses anos, me apoiaram e me acompanharam nos momentos felizes e tristes que encontramos ao longo da nossa formação.

Aos meus amigos externos que sempre estiveram ao meu lado e que forneceram grandes experiências.

“With enough of us, around the world, we’ll not just send a strong message opposing the privatization of knowledge - we’ll make it a thing of the past”

Aaron Swartz

RESUMO

Na indústria aeronáutica existe uma constante procura de materiais que apresentam uma alta razão resistência mecânica e densidade e redução de custo. A fuselagem é um componente da aeronave que está sempre em contato com meios corrosivos e esforços cíclicos que, quando combinados, podem caracterizar o fenômeno de corrosão – fadiga. A partir da necessidade de caracterizar o comportamento em corrosão – fadiga, o objetivo do presente trabalho é apresentar uma metodologia de cálculo por planilha eletrônica capaz de caracterizar o fenômeno de corrosão – fadiga na liga AA2198-T851, uma nova liga de alumínio com aplicações na fuselagem. Com a caracterização do fenômeno de corrosão localizada severa (SLC), corrosão por pites e comportamento à fadiga com razão de carregamento de 0,1 da liga AA2198-T851, foram propostas 3 metodologias de cálculo. A primeira metodologia considerou o pite de corrosão como profundo, com espessura desprezível e localizado na extremidade de um corpo de comprimento infinito, onde atua como concentrador de tensão. A segunda metodologia considerou o pite como esférico na região central que atua como concentrador de tensão apenas quando o defeito for passante. A terceira metodologia utilizou a aplicação apresentada por MURAKAMI (2002), onde foram utilizadas propriedades mecânicas do material e áreas de projeção de pites para calcular limites de fadiga.

Palavras-chave: AA2198-T851, Fadiga, Corrosão - Fadiga.

ABSTRACT

In the aeronautics industry, there is a constant search for materials that present a high ratio of mechanical resistance/density and cost efficient. The fuselage is an aircraft component that is always in contact with corrosive environment and cyclic loads, that, when combined, lead to corrosion – fatigue phenomenon. Considering the necessity of defining the behavior of corrosion – fatigue, the work's objective is to present a calculation methodology using electronic spreadsheet, capable of characterizing the behavior of AA2198-T851's corrosion – fatigue phenomenon, a new aluminum alloy with fuselage applications. With characterization of severe localized corrosion (SLC), pitting corrosion and fatigue behavior with load ratio of 0,1, three calculation methodologies were proposed. The first considered the pit as deep with negligible thickness, localized at the far end of a body of infinite length, where it acts as a tension concentrator. The second methodology considered the pit as spherical in the central region, acting as a tension concentrator only when the diameter is larger than the component's thickness. The third methodology utilized the application presented by MURAKAMI (2002), where the material's mechanical properties and pit projected areas were used to determine fatigue limits

Keywords: AA2198-T851, Fatigue, Corrosion-Fatigue

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Propriedades necessárias para aplicações na área de transporte militar e civil de aeronaves	14
Figura 2 - Porcentagem em massa de cada material utilizado nas aeronaves da Boeing 747, 757, 767 e 777	15
Figura 3 - Lista de materiais e onde eles são aplicados no Boeing 787 DreamLiner.....	15
Figura 4 - Influência da porcentagem adicionada de cada elemento químico na densidade de ligas de alumínio.....	17
Figura 5 - Influência da porcentagem em massa adicionada de cada elemento químico no módulo de elasticidade de ligas de alumínio.....	18
Figura 6 - Linha solvus a 500 °C do alumínio e as fases endurecedoras presentes em função da concentração de lítio e cobre	21
Figura 7 - Microscopia eletrônica de varredura realizada na AA2198, demonstrando a distribuição da fase T1 na microestrutura.....	23
Figura 8 - Partículas de Al ₃ Zr, distribuídas no interior dos grãos da AA2198	23
Figura 9 - Imagens de microscopia óptica, mostrando uma longarina de partículas direcionadas pela deformação plástica	24
Figura 10 - Efeitos da temperatura de envelhecimento na liga AA2198. (a) Limite de resistência; (b) Limite de escoamento; (c) Alongamento; (d) Dureza.....	25
Figura 11 - Evolução da dureza da AA2198 a 155 °C e 175 °C	26
Figura 12 - Desenho esquemático de um furo elíptico passante em uma chapa de espessura t30	
Figura 13 - Desenho esquemático de um eixo submetido a esforços cíclicos.....	32
Figura 14 - Comportamento cíclico da tensão em função do tempo.....	33
Figura 15 - Curva de histerese tensão-deformação para um ciclo de deformação constante ...	35
Figura 16 - Desenhos esquemáticos de: (a) endurecimento com amplitude de tensão constante; (b) amolecimento com amplitude de tensão constante; (c) endurecimento com amplitude de deformação constante; (d) amolecimento com amplitude de deformação constante	36
Figura 17 - Curva típica de tensão-número de ciclos até a falha.....	38
Figura 18 - Curva de Wöhler do aço A517	39
Figura 19 - Gráfico esquemático do (a) comportamento cíclicos com amplitudes variadas e (b) relação entre a amplitude de tensão aplicada e o número de ciclos até a falha.....	41

Figura 20 - Gráfico esquemático do fenômeno de crescimento da trinca na fadiga em materiais metálicos.....	43
Figura 21 - Curva de Wöhler da AA2198-T851 na direção longitudinal e transversal.....	44
Figura 22 - Curva S-N adaptada para a determinação das propriedades à fadiga da AA2198-T851.....	45
Figura 23 - Curvas de Wöhler para a AA2198-T851 em meio ambiente e névoa salina.....	46
Figura 24 - Diagrama de Pourbaix teórico do sistema alumínio-água à 25 °C.....	47
Figura 25 - Diagrama de interações entre as propriedades do material, condições do ambiente e condições de carregamentos.....	48
Figura 26 - Mecanismo de corrosão por pite de ligas de alumínio.....	50
Figura 27 - Corrosão intergranular da liga AA2024-T3 após 2 horas em imersão na solução EXCO.....	52
Figura 28 – Desenho esquemático da precipitação da fase Al ₂ Cu nos contornos de grãos e seus efeitos na vizinhança.....	53
Figura 29 - Gráfico esquemático da propagação da corrosão sob tensão fraturante.....	54
Figura 30 - Desenho esquemático da corrosão sob tensão fraturante com propagação eletroquímica.....	55
Figura 31 - Efeito da umidade relativa na velocidade de propagação da corrosão sob tensão fraturante.....	56
Figura 32 - Efeito da névoa salina no comportamento à fadiga de uma liga de alumínio.....	57
Figura 33 - Curva de propagação da trinca por fadiga para a liga AA7081-T73511 em meio ambiente e em névoa salina.....	58
Figura 34 - Microscopia óptica da AA2198-T851 exposta a 0,01 mol L ⁻¹ de NaCl por (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 4 h; (d) 8 h; (e) 12 h e; (f) 24 h.....	60
Figura 35 - Imagens do ensaio de corrosão em gel ágar da AA2198-T851 após (a) 24 h, (b) 48 h e (c) 72 h.....	61
Figura 36 - Imagens da superfície da AA2198-T851 mostrando a morfologia da corrosão cristalográfica.....	61
Figura 37 - Superfície da AA2198-T3 exposta ao meio corrosivo por 24 horas. (a) Antes do ensaio de tração e (b) Depois do ensaio de tração.....	62
Figura 38 - Comparação da degradação das propriedades mecânicas das ligas 2198-T3 e 2024-T3. (a) Limite de escoamento, (b) Limite de resistência e (c) Alongamento.....	63
Figura 39 - Curva de propagação da trinca por fadiga da liga AA2198-T851 utilizada para obter o valor de ΔK ₀	65

Figura 40 - Curva de propagação de trinca por fadiga para a liga AA2198-T85 em meio ambiente a 15 Hz e névoa salina a 1 Hz.....	66
Figura 41 - Localização da porta do trem de pouso da aeronave estudada e o posicionamento da articulação traseira e dianteira	67
Figura 42 - Articulação dianteira que apresentou a fratura. (a) Peça fraturada com escala e; (b) Superfície de análise.....	68
Figura 43 - Articulação traseira que apresentou a fratura. (a) Peça fraturada com escala e; (b) Superfície de análise.....	69
Figura 44 - Superfície da fratura do mecanismo da porta do trem de pouso.....	70
Figura 45 - Análise do ponto de inicialização da fratura. (a) Microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura e; (b) Microscopia óptica da seção transversal da fratura.....	71
Figura 46 - Articulação de uma aeronave similar, apresentando falhas na pintura.....	71
Figura 47 - Fluxograma da metodologia adotada para a realização do projeto.....	72
Figura 48 - Representações visuais das etapas de análise de imagens utilizando o software ImageJ.....	74
Figura 49 - Fluxograma das operações matemáticas utilizadas considerando o pite com espessura desprezível.....	77
Figura 50 - Desenho esquemático do pite de corrosão de profundidade p	78
Figura 51 - Passo a passo do cálculo realizado através da planilha eletrônica. (a) Variáveis de entrada; (b) Linhas de cálculo para a determinação da vida em fadiga.....	78
Figura 52 - Fluxograma das operações matemáticas utilizadas considerando o pite esférico..	79
Figura 53 - Desenho esquemático do pite de corrosão localizado na região central da chapa de espessura conhecida.....	80
Figura 54 - Desenhos esquemáticos das geometrias de pites utilizadas no trabalho. (a) Pite estreito e profundo; (b) Pite elíptico ou circular e; (c) Pite subsuperficial.....	80
Figura 55 - Profundidade de pites em função do pite na condição (a) menos agressiva e (b) mais agressiva encontradas na literatura	83
Figura 56 - Variação do diâmetro do pite em função do tempo, baseado no trabalho de ARAUJO et al (2019).....	84
Figura 57 - Variação do diâmetro do pite em função do tempo, baseado no trabalho de DONATUS et al (2019).....	85
Figura 58 - Comparação gráfica das curvas de Wöhler da AA2198-T851 com $R = 0,1$ apresentada pela literatura e calculada via planilha eletrônica considerando o pite como uma trinca de espessura desprezível.....	86

Figura 59 - Efeito da frequência no comportamento à corrosão - fadiga da AA2198-T851 com $R = 0,1$	88
Figura 60 - Comparação entre as curvas de Wöhler com frequência de 30 Hz entre o meio corrosivo experimental e método de cálculo considerando pites esféricos passantes, ambas com $R = 0,1$	89
Figura 61 - Efeito da frequência na vida em fadiga considerando um pite esférico com razão de carregamento completamente reversa	90
Figura 62 - Curva de Wöhler para a AA2297-T87 com razão de carregamento $R = -1$	92
Figura 63 - Variação da razão entre limite de fadiga e dureza em função da raiz da área do defeito.....	93
Figura 64 - Variação do limite de fadiga da liga AA2297-T87 com razão de carregamento completamente reversa e baseada nos dados de corrosão da liga AA2198-T851 nas frequências (a) 0,1 Hz; (b) 0,01 Hz e; (c) 0,001 Hz.....	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Lista de ligas convencionais que podem ser substituídas pelas ligas de alumínio – cobre – lítio na aplicação da fuselagem.....	20
Tabela 2 - Composição química média da liga de alumínio 2198.....	21
Tabela 3 - Dados experimentais do ensaio de tração das amostras submetidas a rota de tratamento térmico que apresentaram o máximo de dureza	27
Tabela 4 - Propriedades mecânicas da AA2198-T8 em função da direção do carregamento..	27
Tabela 5 - Propriedades mecânicas da liga AA2198 em função da direção do carregamento, utilizada no estudo de CALALIERE et al	28
Tabela 6 - Análise de falhas realizadas pelo IPEI no durante o período de 2005 a 2008.....	31
Tabela 7 - Condições de carregamento e respectivas tensões	34
Tabela 8 - Propriedades mecânicas da AA2198 relacionados à fadiga.....	45
Tabela 9 - Comportamento à fadiga da AA2198-T851 com razão de carregamento de 0,1 em meio ambiente e névoa salina.....	46
Tabela 10 - Potencial de corrosão em água do mar de partículas comumente encontradas em ligas de alumínio da família 2xxx e 7xxx.....	49
Tabela 11 - Propriedades do intervalo II da lei de Paris-Erdogan da liga AA2198-T851 em Meio ambiente e Névoa salina.....	66
Tabela 12 - Lista de equações utilizadas para a previsão da vida em fadiga da AA2198-T851 em meio corrosivo	76
Tabela 13 - Lista de propriedades a fadiga e mecânicas utilizadas no trabalho	82
Tabela 14 - Propriedades à fadiga da AA2198-T851 calculadas com $k= 2,8$ e $k=12,1$	87
Tabela 15 – Comparação entre as ligas AA2198-T851 e AA2297-T87	91
Tabela 16 - Propriedades à fadiga da AA2297-T87 com razão de carregamento totalmente reverso	92
Tabela 17 - Número de ciclos em que o limite de fadiga apresenta valores menores que o número de ciclos até a falha na amplitude de tensão de 150 MPa.....	96

LISTA DE ABREVIACOES

AA	Aluminum Association
ASTM	American Society for Testing and Materials
CFT	Corrosão sob tensão fraturante
GP	Guinier-Preston
IPEI	Instituto de Pesquisas e Estudos Industriais
SLC	Corrosão localizada severa
SSSS	Soluo Sólida Supersaturada
T1	Precipitado de composio Al_2CuLi
α	Matriz de Alumínio
θ	Precipitado de composio Al_2Cu
δ	Precipitado de composio Al_3Li

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Coeficiente angular da curva de Wöhler em escala di-log.....	[adimensional]
a	Comprimento da trinca.....	[m]
b	Expoente de Basquin.....	[adimensional]
c	Metade do comprimento do buraco.....	[m]
C	Constante influenciada pelo material, ambiente, temperatura e razão de carregamento.....	[adimensional]
D	Diâmetro.....	[m]
d	Metade da altura do buraco.....	[m]
da/dN	Taxa de propagação da trinca por fadiga.....	[m/ciclo]
E_{corr}	Potencial de corrosão.....	[Mv]
F	Característica da curva S-N com razão de carregamento diferente de -1.....	[MPa]
f	Frequência.....	[Hz]
g	Expoente característico da curva S-N com razão de carregamento diferente de -1.....	[adimensional]
H'	Coeficiente de resistência cíclico.....	[MPa]
HV	Dureza Vickers.....	[HV]
j	Profundidade do entalhe.....	[m]
k	Constante de corrosão por pite que depende da temperatura, material, entre outros.....	[m.s ³]
K_t	Fator de concentração de tensão.....	[MPa.m ^{1/2}]
K_I	Fator de concentração de tensão de uma trinca.....	[MPa.m ^{1/2}]
K_{IC}	Tenacidade à fratura.....	[MPa.m ^{1/2}]
K_{ICTF}	Tenacidade à fratura na corrosão sob tensão fraturante.....	[MPa.m ^{1/2}]
m	Constante influenciada pelo material, ambiente, temperatura e razão de carregamento.....	[adimensional]
n'	Expoente de encruamento cíclico.....	[adimensional]

N	Número de ciclos.....	[adimensional]
N_f	Número de ciclos até a falha.....	[adimensional]
p	Profundidade do pite.....	[m]
r	Distância do ponto analisado da ponta da trinca.....	[m]
R^2	Coefficiente de determinação.....	[adimensional]
R	Razão dos carregamentos.....	[adimensional]
t	Tempo.....	[h]
V_{mec}	Taxa de crescimento da trinca devido aos mecanismos mecânicos.....	[m.s ⁻¹]
V_{corr}	Taxa de crescimento do pite de corrosão.....	[m.s ⁻¹]
V	Taxa de crescimento total da trinca.....	[m.s ⁻¹]
ΔK_0	Fator cíclico de intensidade de tensão.....	[MPa.m ^{1/2}]
$\Delta\sigma$	Variação de tensão.....	[MPa]
ε_a	Deformação verdadeira em tensões uniaxiais.....	[mm/mm]
ρ	Raio de curvatura da ponta do defeito.....	[m ²]
σ_a	Amplitude de tensão.....	[MPa]
σ_f'	Coefficiente de resistência à fadiga.....	[MPa]
σ_{esc}	Limite de escoamento.....	[MPa]
σ_W	Limite de fadiga.....	[MPa]
σ_u	Limite de resistência.....	[MPa]
σ_r	Tensão atuante a uma distância r da trinca.....	[MPa]
σ_m	Tensão média.....	[MPa]
$\sigma_{atuante}$	Tensão máxima atuante na ponta do defeito.....	[MPa]
σ_{max}	Tensão máxima alcançada.....	[MPa]
σ_{min}	Tensão mínima alcançada.....	[MPa]
σ_0	Tensão nominal.....	[MPa]

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1 MATERIAIS AERONÁUTICOS	13
2.1.1 Ligas de alumínio – cobre – lítio.....	16
2.1.2 Características microestruturais da liga AA2198.....	20
2.1.3 Propriedades mecânicas da liga AA2198.....	24
2.2 CONCENTRADORES DE TENSÃO.....	28
2.3 CONCEITOS DA FADIGA.....	30
2.3.1 Comportamento cíclico	31
2.3.2 Curva de vida à fadiga	37
2.3.3 Determinação do limite de fadiga.....	39
2.3.4 Determinação da vida em fadiga em carregamentos com variação de amplitude ..	40
2.3.5 Propagação de trincas por fadiga.....	41
2.3.6 Comportamento à fadiga da liga AA2198	43
2.4 CORROSÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO.....	46
2.4.1 Corrosão galvânica.....	48
2.4.2 Corrosão por pites	49
2.4.2.1 Mecanismos da corrosão por pites em ligas de alumínio.....	50
2.4.3 Corrosão intergranular.....	51
2.4.4 Corrosão sob tensão fraturante.....	53
2.4.4.1 Fratura assistida por dissolução anódica	55
2.4.4.2 Fragilização por hidrogênio.....	55
2.4.5 Corrosão – Fadiga	57
2.4.6 Estudo da corrosão na liga AA2198.....	58
2.4.7 Degradação das propriedades mecânicas.....	61
2.4.8 Efeito do meio corrosivo no fator de concentração de tensão da AA2198	65
2.5 FALHA EM COMPONENTE AERONÁUTICO.....	66

3 METODOLOGIA.....	72
3.1 ANÁLISE DA LITERATURA E DESENVOLVIMENTO DO BANCO DE DADOS DA AA2198-T851.....	72
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	82
4.1 BANCO DE DADOS E CURVAS DO COMPORTAMENTO DA AA2198-T851 EM MEIO CORROSIVO.....	82
4.2 CÁLCULO DA VIDA EM FADIGA CONSIDERANDO O PITE COM ESPESSURA DESPREZÍVEL.....	85
4.3 CÁLCULO DA VIDA EM FADIGA CONSIDERANDO PITE ESFÉRICO.....	88
4.4 CÁLCULO DA VIDA EM FADIGA UTILIZANDO A METODOLOGIA PROPOSTA POR MURAKAMI.....	91
5 CONCLUSÕES.....	97
6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	99
REFERÊNCIAS.....	100

1 INTRODUÇÃO

Alberto Santos Dumont, um jovem brasileiro rico e balonista, em julho de 1906 apresentou ao mundo o primeiro avião funcional da história. O avião, nomeado como 14-bis, utilizava varas de bambu e revestimentos de seda japonesa como materiais em sua composição. A partir da ideia de aviões funcionais e a revolução na área estrutural da aeronáutica da década de 1930, a construção de aeronaves a partir de materiais metálicos foi favorecida (ABREU, 2016; JAKAB, 1999; VISONI, CANALLE, 2009).

Entre os materiais metálicos utilizados no início do desenvolvimento de estruturas metálicas para aeronaves, as ligas de alumínio se destacaram. Com a descoberta do duralumínio em 1906, pelo químico alemão Alfred Wilm, o desenvolvimento do revestimento de ligas de alumínio com alumínio puro em 1927, e a necessidade de os componentes apresentarem a menor massa possível, o alumínio se estabeleceu como o principal material para a construção de aeronaves. Desde então, a indústria aeroespacial iniciou diversos estudos na área de materiais, visando otimizar a razão resistência mecânica e densidade (JAKAB, 1999; STARKE, STALEY, 2011).

Uma das frentes de desenvolvimento na área de materiais são as de ligas de alumínio – cobre – lítio onde, a adição de lítio como elemento de liga pode proporcionar reduções na densidade da liga e aumento no módulo de Young (DONATUS, *et al*, 2018; LAVERNIA, GRANT, 1987).

Dentre as ligas de alumínio – cobre – lítio, a liga AA2198-T851 é destacada por WANHILL e BRAY (2014) como uma opção para aplicações na fuselagem, podendo substituir ligas como a AA2024-T3, AA2524-T3 e AA2524-T351. Na microestrutura da liga AA2198-T851, o precipitado T1 é dominante, possuindo grandes efeitos no processo de endurecimento por precipitação. Além disso, o precipitado T1 é associado à corrosão localizada severa, o principal fenômeno de corrosão encontrado na AA2198-T851 (DONATUS, *et al*, 2018; ARAUJO, *et al*, 2018; WANHILL, BRAY, 2014).

Quando a aeronave está em operação, a fuselagem é submetida a diversos tipos de carregamentos cíclicos e a ambientes corrosivos, como aerossóis de NaCl e Na₂SO₄ e gases ácidos. A combinação de um ambiente corrosivo e carregamento cíclico gera o fenômeno de corrosão – fadiga, quando a redução da vida em fadiga do material e intensificando o crescimento da trinca são associados ao processo de corrosão (MORETO, 2012; KOVALOV, *et al*, 2018).

A corrosão – fadiga pode ser responsável por diversos tipos de falhas em componentes de aeronaves. No caso estudado por ZUCCA *et al* (2017), uma aeronave militar de transporte executivo experienciou a perda do seu mecanismo da porta do trem de pouso, produzido com a liga AA7075, durante a decolagem. Ao analisar a superfície de fratura, observou-se a presença de pites de corrosão, nucleados devido a defeitos na pintura do componente. Os pites de corrosão atuaram como concentradores de tensão, diminuindo a vida em fadiga do componente e, conseqüentemente, causando a falha prematura (ZUCCA, *et al*, 2017).

Em outro caso de corrosão – fadiga, estudado por TAJABADI (2016), um encaixe angular fraturou após 14 anos em serviço. Nesse caso, foi feita a suposição que, a partir da presença de combustível, água e outros meios corrosivos, ocorreu a corrosão da superfície entre o rebite e o encaixe angular. A partir da superfície corroída, uma trinca foi inicializada facilmente e, com o passar dos tempos, propagou-se através dos esforços cíclicos até ocorrer a falha (TAJABADI, 2016).

Com a possibilidade de falha por corrosão – fadiga, o estudo de resistência à fadiga e crescimento de trinca em ambientes corrosivos são essenciais para que a seleção de materiais seja efetiva. Apesar da literatura apresentar estudos do comportamento à fadiga dos materiais das ligas aeroespaciais em ambientes corrosivos, são raros os estudos em frequências que cobrem os parâmetros de serviço de uma aeronave, particularmente em baixa frequência (KOVALOV, *et al*, 2018).

A partir da necessidade de entender o fenômeno de corrosão – fadiga e o efeito que a frequência apresenta na determinação da vida em corrosão – fadiga da liga AA2198-T851, o presente trabalho tem como objetivo apresentar uma metodologia de cálculo via planilha eletrônica, capaz de determinar o efeito da frequência na falha por corrosão – fadiga.

Esse trabalho inova ao abordar conceitos consolidados relacionados aos concentradores de tensão, incorporando-os ao comportamento à fadiga na região afetada pela corrosão localizada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão estudados diversos conceitos da área de materiais aeronáuticos, concentradores de tensão, comportamento à fadiga de materiais metálicos, corrosão de ligas de alumínio e características gerais da liga AA2198.

2.1 MATERIAIS AERONÁUTICOS

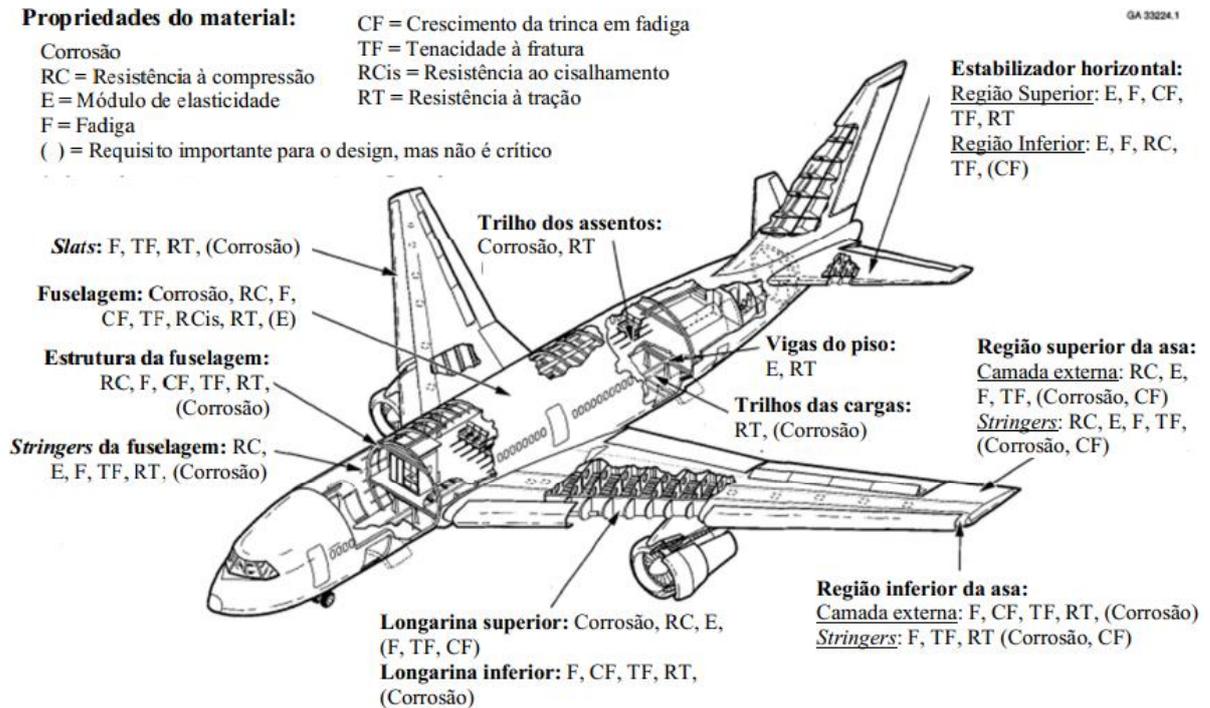
Na construção de aeronaves, cada componente apresenta características únicas para que o seu funcionamento ocorra de acordo com o projetado. Entre os componentes presentes em uma aeronave, a fuselagem possui as funções de aquecimento, ventilação e pressurização, sendo essenciais para garantir segurança e conforto dos passageiros. Além disso, é a região da aeronave que abriga a tripulação, mobília e equipamentos necessários durante o voo (WANHILL; BRAY, 2014; RISSATO, 2004).

A fuselagem consiste em um corpo cilíndrico de parede fina, reforçado com *stringers* transversais e longitudinais. Esta estrutura recebe o nome de semi-monocoque e tem como objetivo absorver e transmitir cargas concentradas e distribuídas (WANHILL; BRAY, 2014; RISSATO, 2004).

Durante o voo, diversos esforços mecânicos são aplicados na estrutura da fuselagem. A parte superior da fuselagem é carregada com esforços de tração, as laterais com esforços de cisalhamento e na superfície inferior com esforços de compressão. Os *stringers*, dentro desta estrutura, apresentam as funções de suportar as tensões induzidas pela flexão da fuselagem, transmiti-las para o corpo cilíndrico e fornecendo estabilidade estrutural (WANHILL; BRAY, 2014; RISSATO, 2004).

Pelos diversos carregamentos e condições que o componente mecânico é submetido, cada região deve apresentar propriedades físicas, químicas e mecânicas específicas. Para isso, são necessários estudos relacionados a seleção de materiais, definindo índices de performances e restrições. Ao desenvolver o desenho esquemático da Figura 1, Staley e Lege (1993) apresentaram as propriedades mais comumente exploradas e desejadas para cada componente da aeronave (WANHILL; BRAY, 2014; STALEY, LEGE, 1993).

Figura 1 - Propriedades necessárias para aplicações na área de transporte militar e civil de aeronaves



Fonte: adaptado de STALEY; LEGE, 1993.

A indústria aeroespacial está sempre à procura de materiais com excelência em propriedades mecânicas e que possuam baixa densidade, visando um melhor desempenho e redução no consumo de combustíveis. A partir dessas necessidades, a escolha de ligas de alumínio como o principal material para a construção de aeronaves foi inevitável, com sua utilização sendo predominante desde a sua introdução nas aeronaves Boeing 247 e Douglas DC-2 nos anos de 1933 e 1934, respectivamente (WANHILL; BRAY, 2014).

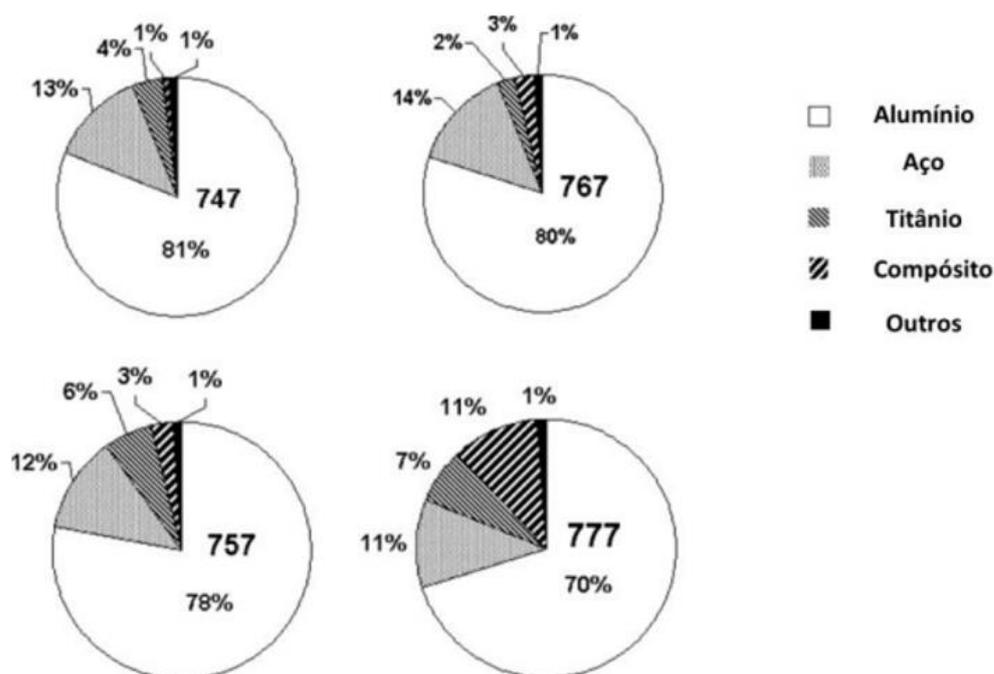
A utilização das ligas de alumínio na construção de aeronaves é muito vantajosa, possuindo como destaque (MACHADO, 2019):

- Alta razão entre resistência mecânica e peso, principalmente as ligas da série 2xxx e 7xxx;
- Propriedades criogênicas;
- Facilidade na conformação e usinagem.

Com todas as vantagens que as ligas de alumínio apresentam, elas continuam sendo uns dos principais materiais para indústria aeronáutica, com projetos atuais utilizando porcentagens em massa acima dos 50%, conforme apresentado pela Figura 2.

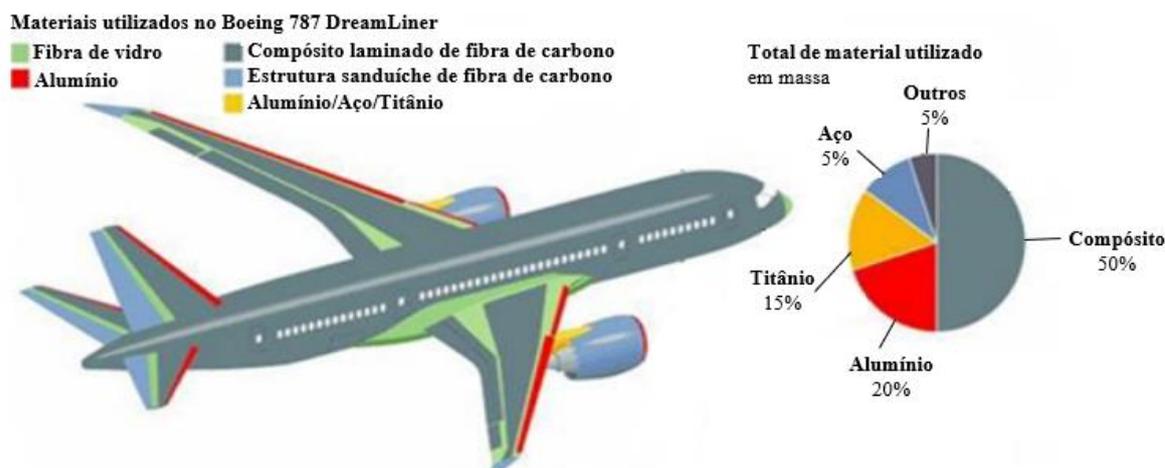
Devido aos avanços na área de materiais, outros materiais estão ganhando espaço no mercado aeroespacial e competindo diretamente com as ligas de alumínio. As ligas de titânio e materiais compósitos estão cada vez mais presentes nos projetos de aeronaves, como no caso do Boeing 787 DreamLiner que utiliza em sua estrutura 50% de materiais compósitos e 15% de titânio, sendo ilustrado na Figura 3 (WANHILL; BRAY, 2014; ALY, 2017).

Figura 2 - Porcentagem em massa de cada material utilizado nas aeronaves da Boeing 747, 757, 767 e 777



Fonte: adaptado de MACHADO, 2019.

Figura 3 - Lista de materiais e onde eles são aplicados no Boeing 787 DreamLiner



Fonte: adaptador de ALY, 2017.

Apesar dos compósitos serem altamente cobiçados pela indústria aeronáutica por sua excelente resistência específica e com capacidade de redução de 20% no consumo de combustíveis, eles também apresentam desvantagens significativas. A construção de estruturas grandes e complexas de materiais compósitos é difícil, devida as limitações das metodologias de manufatura. Além disso, materiais compósitos sofrem degradação devido ao impacto, ambientes quentes e úmidos. Esses tipos de danos para as estruturas de materiais compósitos são de difícil ou impossível reparo, gerando efeitos significativos na integridade dos componentes (ALY, 2017; WANHILL; BRAY, 2014).

Embora os materiais compósitos estejam recebendo muita atenção dos pesquisadores, existem diversos estudos visando o desenvolvimento de novas ligas de alumínio, como por exemplo as ligas de alumínio – cobre – lítio. Essas ligas de alumínio – cobre – lítio apresentam diversos resultados positivos para a aplicação aeroespacial, se consolidando como um material de destaque para a área.

2.1.1 Ligas de alumínio – cobre – lítio

As ligas modernas de alumínio – cobre – lítio vêm para competir com os materiais compósitos e as ligas de alumínio já estabelecidas no mercado aeronáutico. As forças motrizes para o desenvolvimento e pesquisa de ligas de alumínio – cobre – lítio estão ligadas a melhorias na resistência específica e no módulo de elasticidade, quando comparada com as ligas de alumínio convencionais (WANHILL; BRAY, 2014; LAVERNIA; GRANT, 1987).

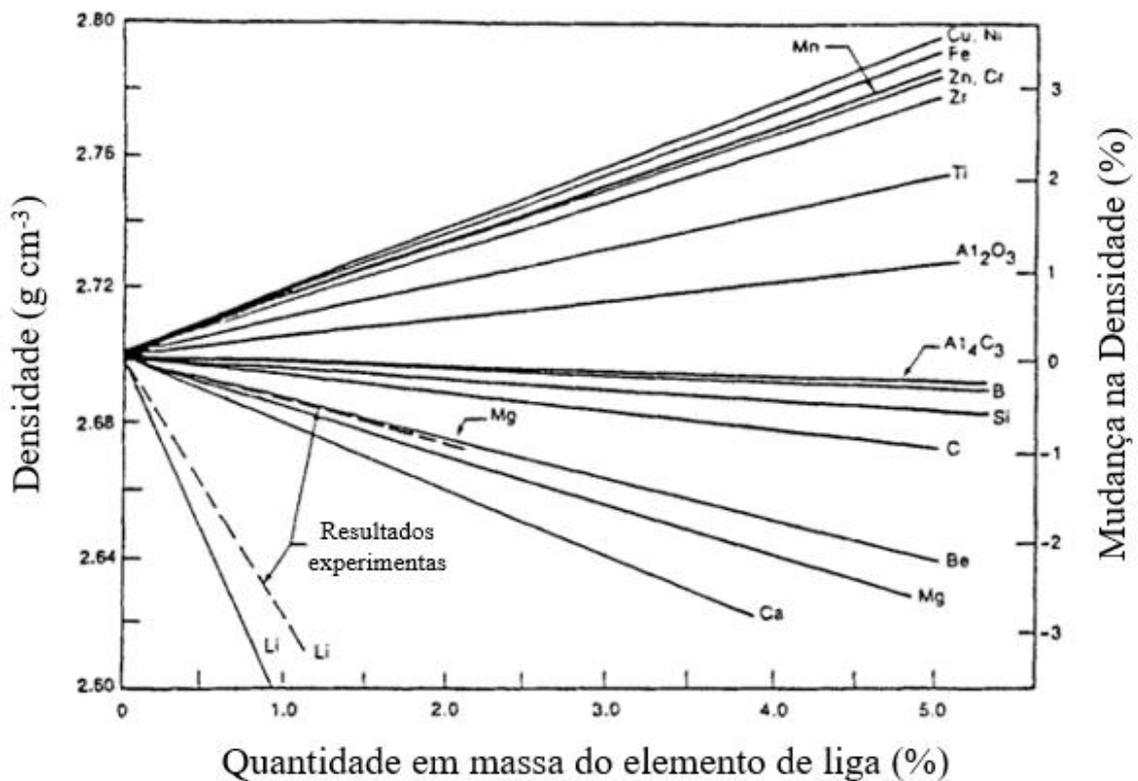
Apesar das ligas de alumínio – cobre – lítio não atingirem as mesmas condições de redução de massa dos compósitos, a redução de massa que a adição de lítio proporciona não deve ser subestimada. Como pode ser observado na Figura 4, a adição de lítio como elemento de liga no alumínio faz com que a densidade possa ser reduzida em 3% a cada 1% em massa que é adicionado, sendo o elemento químico mais eficiente em redução de massa em ligas de alumínio (LAVERNIA; GRANT, 1987; DONATUS *et al*, 2018).

Além da diminuição significativa na densidade da liga de alumínio, o lítio também possui efeitos nas propriedades mecânicas. Como pode ser vista na Figura 5, a adição de 1% em massa de lítio pode aumentar em até 6% o módulo de Young, sendo um dos elementos químicos com a maior influência no aumento dessa propriedade mecânica. Com essas duas alterações nas características da liga de alumínio, é possível reduzir a massa de estrutura de aeronaves em até 18% (LAVERNIA; GRANT, 1987).

A primeira geração das ligas de alumínio contendo lítio possui registros de estudos no início da década de 20, mas sua primeira aplicação foi apenas em 1958. A aplicação consistiu no uso da liga AA2020 em regiões das asas no projeto da aeronave vigilante RA-5C (RIOJA; LIU, 2012).

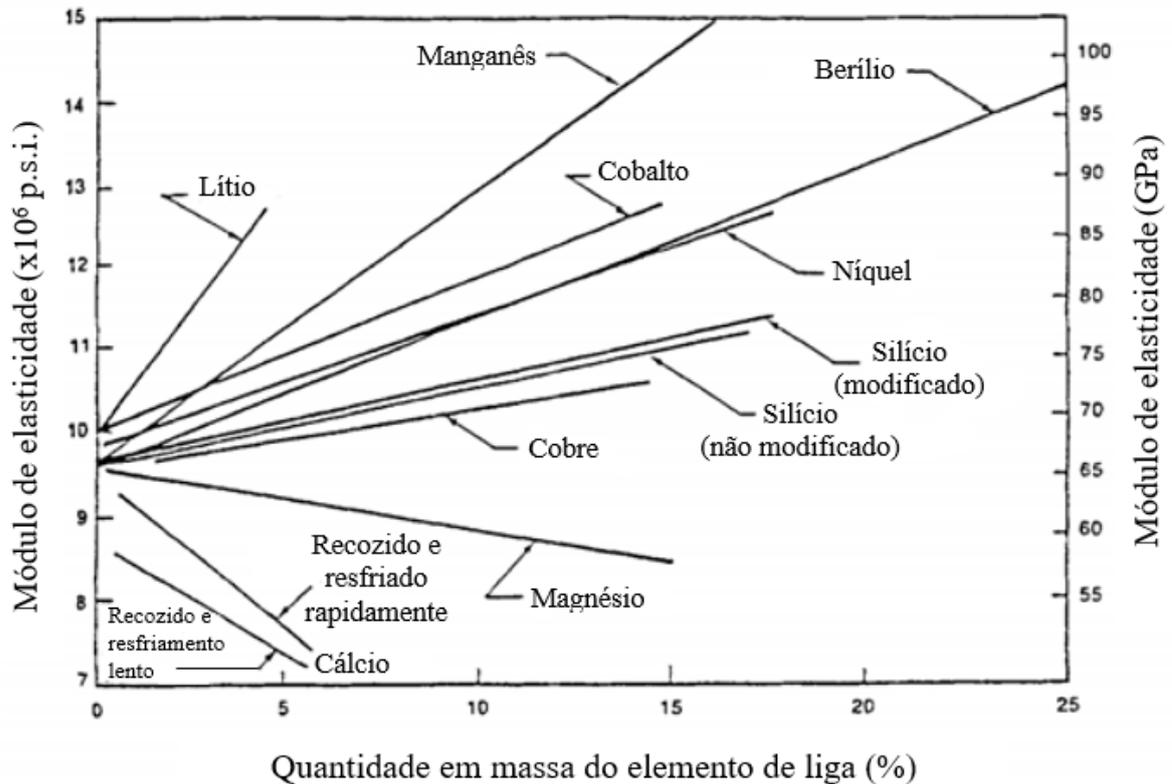
A aeronave RA-5C foi aposentada após 20 anos de serviço com nenhum problema relacionado a trincas e corrosão. Apesar do projeto não apresentar nenhum relatório de problemas, a manufatura da liga AA2020 era muito difícil devido ao efeito da segregação e problemas durante a fundição, causada pela alta reatividade do lítio. Além disso, a liga AA2020 possuía alguns problemas em propriedades importantes, como baixa tenacidade e baixa ductilidade (RIOJA; LIU, 2012; LAVERNIA; GRANT, 1987).

Figura 4 - Influência da porcentagem adicionada de cada elemento químico na densidade de ligas de alumínio



Fonte: adaptado de LAVERNIA; GRANT, 1987.

Figura 5 - Influência da porcentagem em massa adicionada de cada elemento químico no módulo de elasticidade de ligas de alumínio



Fonte: adaptado de LAVERNIA; GRANT, 1987.

O início do desenvolvimento da segunda geração de ligas de alumínio contendo lítio ocorreu no final da década de 1970, com o mesmo objetivo de reduzir a massa de componentes mecânicos através da redução de densidade da liga de alumínio. A força motriz para os estudos da segunda geração de ligas alumínio contendo lítio foi o desejo de substituir ligas de alumínio já estabelecidas na indústria aeronáutica. No caso da Alcoa, seus estudos foram focados na substituição da liga AA7075-T6, através do desenvolvimento de produtos derivados da liga AA2090 (RIOJA; LIU, 2012; WANHILL; BRAY, 2014).

A maioria das ligas desenvolvidas nessa época possuíam em sua composição química porcentagens em massa de lítio acima de 2%. A segunda geração de ligas de alumínio contendo lítio apresentaram diversos resultados positivos, quando comparada com a primeira geração como (RIOJA; LIU, 2012; WANHILL; BRAY, 2014):

- Diminuição da densidade de 7% para 10%, fazendo com que a média da densidade ficasse entre $2,54 \text{ g/cm}^3$ e $2,61 \text{ g/cm}^3$;
- Aumento do módulo de Young de 10% para 15%;
- Aumento da vida à fadiga, através da redução da taxa de crescimento de trincas.

Apesar dos benefícios, essa geração de ligas de alumínio contendo lítio apresentou diversas características indesejáveis para os designers de aeronaves. Os problemas presentes nessa geração foram (RIOJA; LIU, 2012; DONATUS *et al*, 2018):

- Alta anisotropia nas propriedades referentes a tração;
- Baixa tenacidade à fratura.

No final da década de 80, devido aos diversos problemas relacionados ao projeto da segunda geração de ligas de alumínio contendo lítio, deu-se início ao desenvolvimento das ligas da terceira geração. Diferentemente das gerações anteriores, a terceira geração apresenta como o principal elemento de liga o cobre e conta com a redução do teor de lítio na composição, que varia entre 0,8% e 1,8%, gerando ligas com densidade entre 2,63 g/cm³ e 2,72 g/cm³ (RIOJA; LIU, 2012; WANHILL; BRAY, 2014).

Com os dados dos experimentos realizados nas gerações anteriores, o entendimento dos efeitos dos elementos de liga e partículas de segunda fase nas propriedades mecânicas e na corrosão era mais claro. Com isso, a terceira geração conta com os seguintes elementos químicos e suas respectivas funções (RIOJA; LIU, 2012; WANHILL; BRAY, 2014):

- Lítio e magnésio são utilizados para a redução da densidade e endurecimento por precipitação e solução sólida;
- Cobre e prata são utilizados para o endurecimento por precipitação e solução sólida;
- Zinco é utilizado para endurecimento por solução sólida e melhorias na resistência à corrosão;
- Zircônio e manganês são utilizados para o controle da recristalização e textura;
- Titânio é utilizado para o refino de grão durante a solidificação dos lingotes.

Recentemente, diversas ligas de alumínio – cobre – lítio da terceira geração estão sendo aprovadas para a aplicação na aviação comercial, competindo com ligas de alumínio convencionais (WANHILL; BRAY, 2014). A Tabela 1 apresenta as ligas de alumínio – cobre – lítio, suas respectivas têmperas e quais são as ligas convencionais utilizadas na fuselagem que podem ser substituídas.

Tabela 1 - Lista de ligas convencionais que podem ser substituídas pelas ligas de alumínio – cobre – lítio na aplicação da fuselagem

Produto	Liga/Têmpera	Substitui a liga
Chapas finas	2098-T851, 2198-T8, 2199-T8E74, 2060-T8E30	2024-T3, 2524-T3, 2524-T351
Chapas	2098-T82P	2024-T62
	2297-T87, 2397-T87	2124-T851
Extrudadas	2099-T81, 2076-T8511	2024-T3511, 2026-T3511, 2024-T4312, 6110-T6511
	2099-T83, 2099-T81, 2196-T8511, 2055-T8E83, 2065-T8511	7075-T73511, 7075-T79511, 7150-T6511, 7175-T79511, 7055-T77511, 7055-T79511

Fonte: adaptado de WANHILL; BRAY, 2014.

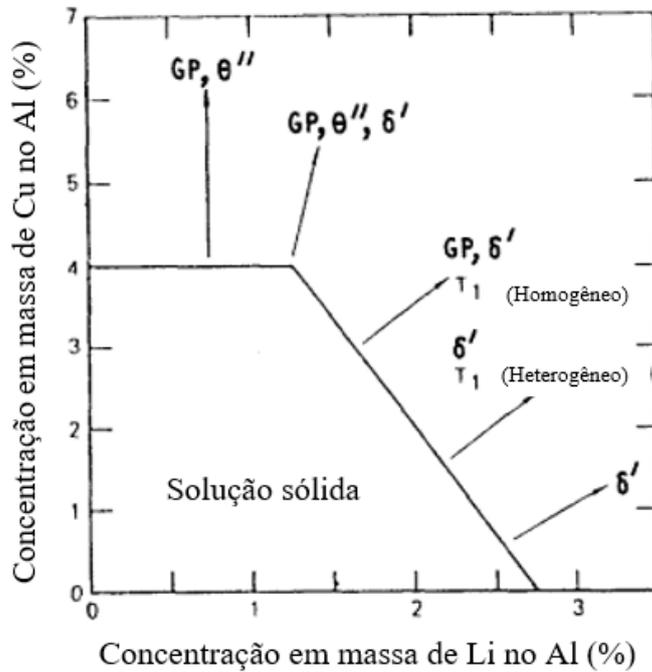
2.1.2 Características microestruturais da liga AA2198

As ligas de alumínio – cobre – lítio apresentam uma microestrutura complexa e com diversas peculiaridades. O resumo técnico publicado por LAVERNIA e GRANT (1987) apresentou três partículas de segunda fase, sendo elas: θ (Al_2Cu); δ (Al_3Li); e T1 (Al_2CuLi). Para ligas de alumínio – cobre – lítio com alto teor de cobre e baixo teor de lítio, a solução sólida supersaturada (SSSS) pode gerar a precipitação de partículas θ e δ , independentes entre si. A sequência de precipitação das partículas θ e δ podem ser descritas, respectivamente, como:



No caso de ligas de alumínio – cobre – lítio com alto teor de lítio e baixo teor de cobre, os precipitados formados a partir de uma SSSS são a fase T1 e δ . Essa diferença na precipitação é relacionada com a razão entre a concentração de cobre e lítio, apresentada na Figura 6. Teores abaixo de 3,5% de cobre na composição química da liga, favorece a formação da fase T1, em detrimento da fase θ e δ . A presença da fase T1 na microestrutura das ligas de alumínio – cobre – lítio é muito cobiçada, devida a sua influência no fortalecimento das propriedades mecânicas (LAVERNIA; GRANT, 1987; DONATUS *et al*, 2018).

Figura 6 - Linha *solvus* a 500 °C do alumínio e as fases endurecedoras presentes em função da concentração de lítio e cobre



Fonte: adaptado de LAVERNIA; BRAY, 1987.

A liga AA2198, com composição química listada na Tabela 2, pertence a terceira geração de ligas de alumínio – cobre – lítio, apresentando o cobre e lítio como elementos de liga mais abundantes em sua composição química (STEGLICH; WAFAI; BROCKS, 2009).

Tabela 2 - Composição química média da liga de alumínio 2198

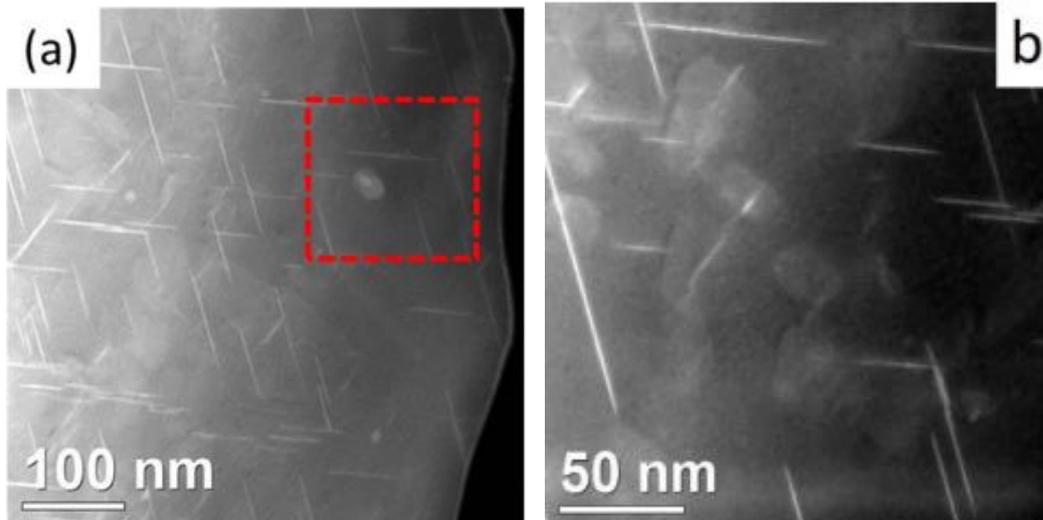
Elemento	% em massa
Cu	2,9 – 3,5
Li	0,8 – 1,1
Si	< 0,08
Fe	< 0,10
Mn	< 0,50
Mg	0,25 – 0,80
Zn	< 0,35
Ti	< 0,10
Ag	0,10 – 0,50
Zr	0,04 – 0,18
Al	restante

Fonte: adaptado de CONSTELLIUM, 2017.

A microestrutura da liga AA2198-T851 foi estudada por DONATUS *et al* (2018) e ARAUJO *et al* (2018), como um pré-requisito de seus respectivos experimentos. A fase T1 está presente nas amostras da liga AA2198, sendo o precipitado dominante na microestrutura. A sua nucleação ocorre em regiões que apresentam alta densidade de discordâncias, como contornos de grãos e contornos de subgrãos. Por causa da deformação aplicada no material em ambos os experimentos, os precipitados T1 estão homogeneamente distribuídos dentro dos grãos, além dos nucleados nos contornos de grão. A fase T1 apresenta estrutura cristalina hexagonal e é visualmente detectada pelo seu formato de palitos finos homogeneamente distribuídos pela estrutura. Esse precipitado é associado à corrosão localizada severa, o principal fenômeno de corrosão encontrado na da AA2198. A Figura 7 apresenta as micrografias características da fase T1, utilizando um microscópio eletrônico de transmissão (DONATUS *et al*, 2018; ARAUJO *et al*, 2018).

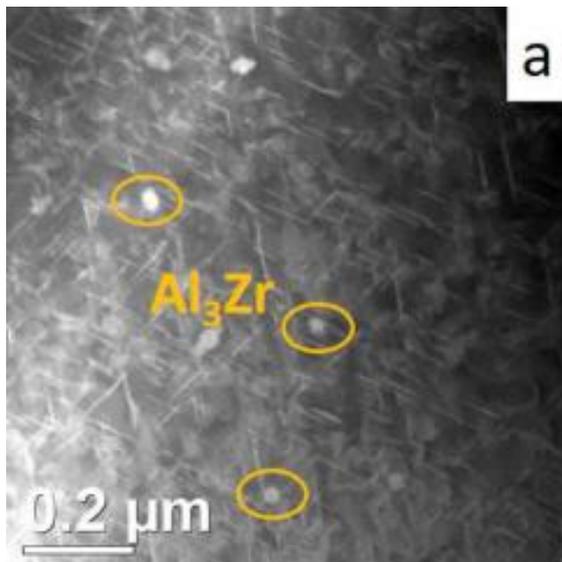
Na microscopia eletrônica de transmissão, é possível observar dispersoides. Dispersoides são partículas de escala micrométrica e nanométrica que possuem efeitos na recristalização, crescimento de grão e controle de tamanho de grão. Os dispersoides comumente encontrados em ligas de alumínio são Al_6Mn , $Al_{20}Cu_2Mn_3$ e Al_3Zr . No estudo realizado por DONATUS *et al* (2018), apenas os dispersoides Al_3Zr foram encontrados, devido a composição química da liga AA2198. Sua formação ocorre durante o processo de homogeneização, através da formação de uma fase metaestável $L1_2 Al_3Zr$ e, quando exposta a tempos prolongados de aquecimento, a fase metaestável se transforma na fase $DO_{23} Al_3Zr$. As formações não uniformes de subgrãos e variação de tamanho de grãos em determinadas regiões podem estar relacionadas com o dispersoide de Al_3Zr . Esta partícula também pode influenciar na precipitação da fase T1. O dispersoide normalmente é visualmente identificado pelo seu formato esférico, como demonstra as circunferências amarelas na Figura 8 (DONATUS *et al*, 2018).

Figura 7 - Microscopia eletrônica de varredura realizada na AA2198, demonstrando a distribuição da fase T1 na microestrutura



Fonte: DONATUS, *et al*, 2018.

Figura 8 - Partículas de Al_3Zr , distribuídas no interior dos grãos da AA2198

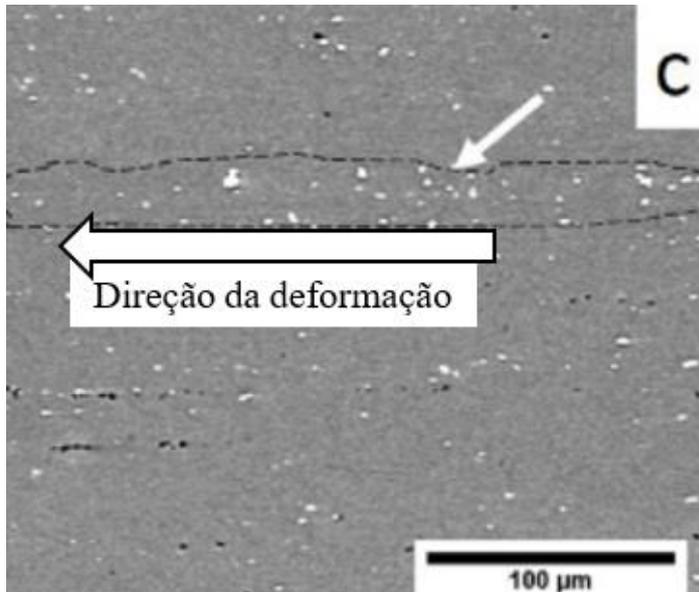


Fonte: DONATUS *et al*, 2018.

Na microscopia óptica realizada no experimento de DONATUS *et al* (2018), foi observada a presença de longarinas de partículas grosseiras direcionadas no sentido do trabalho mecânico realizado no material. Essas longarinas apresentam teores variados de ferro, cobre e silício, fazendo com que regiões periféricas apresentem teores baixos de cobre, prejudicando a precipitação de T1. Esta longarina de partículas grosseiras podem ser observadas na Figura 9 (DONATUS *et al*, 2018).

A fase δ possui interface coerente com a matriz, mas a sua presença na microestrutura na AA2198 não é dominante. A fase δ possui nucleação preferencial em contornos de grãos, mas a sua presença na AA2198 é indesejada, por ser prejudicial a resistência a corrosão intergranular (DONATUS *et al*, 2018).

Figura 9 - Imagens de microscopia óptica, mostrando uma longarina de partículas direcionadas pela deformação plástica



Fonte: adaptado de DONATUS *et al*, 2018.

2.1.3 Propriedades mecânicas da liga AA2198

Por ser uma liga trabalhável e tratável termicamente, a resistência da liga AA2198 depende diretamente dos parâmetros escolhidos para o tratamento térmico. Um dos parâmetros mais importantes do tratamento térmico de endurecimento por precipitação é a temperatura de envelhecimento. A partir desse pensamento, ZHANG *et al* (2014) investigaram os efeitos deste parâmetro na dureza, limite de escoamento (σ_{esc}), limite de resistência (σ_u) e alongamento.

O experimento consistiu na solubilização a 510 °C por 2 horas, resfriamento rápido em água a temperatura ambiente, 3% de estiramento e envelhecimento por 14 horas em temperaturas variadas. A evolução das propriedades pode ser observada na Figura 10.

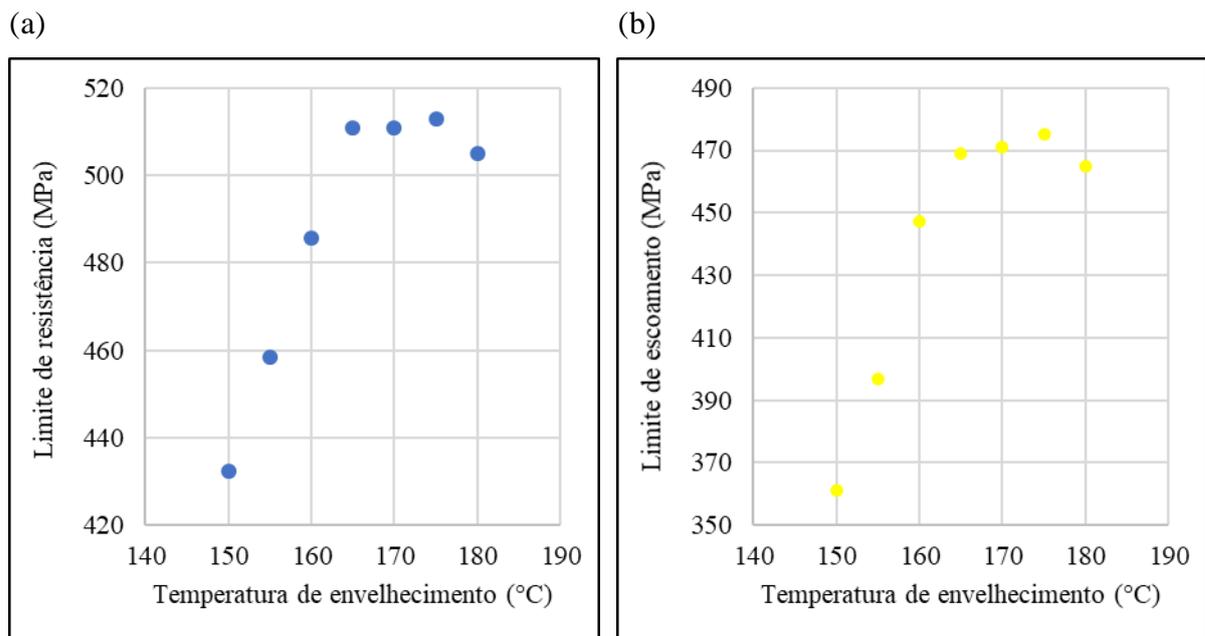
A liga AA2198 apresenta uma grande resposta ao envelhecimento artificial e é sensível a qualquer alteração de temperatura durante o tratamento. O limite de escoamento e limite de resistência apresentam um grande aumento em seus valores com pequenos incrementos de

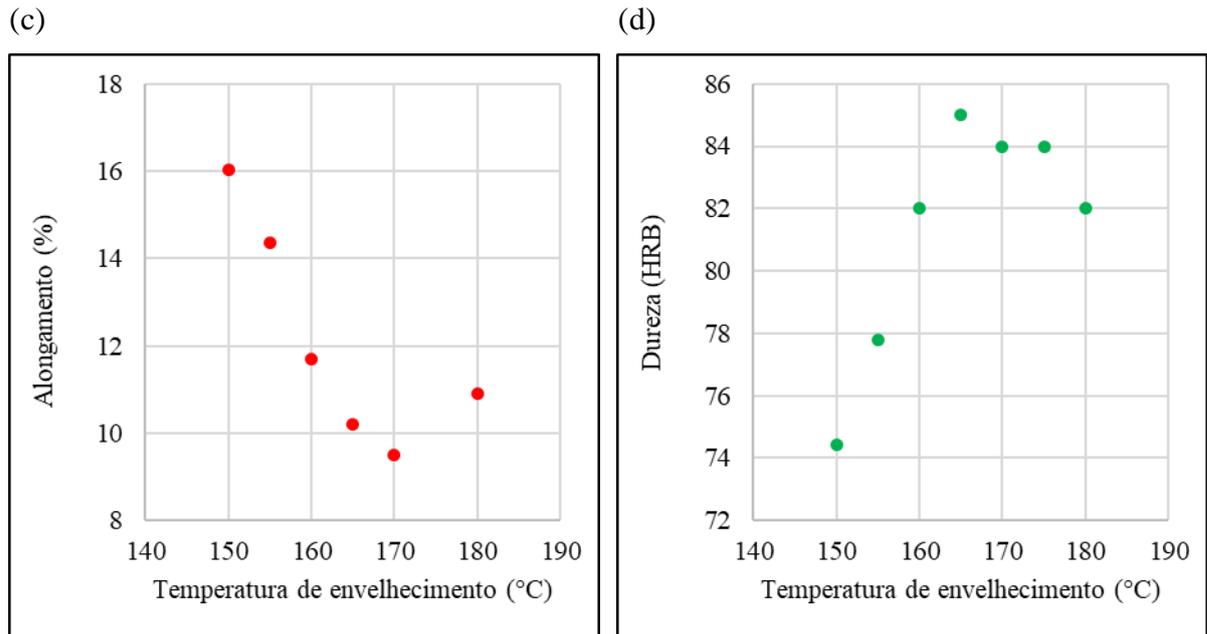
temperatura, representado pelo comportamento linear no intervalo de temperatura de 150 °C à 165 °C (ZHANG *et al*, 2014).

Com o tempo de envelhecimento artificial fixado em 14 horas, temperaturas entre 165 °C e 175 °C fornecem a liga AA2198 o seu pico de resistência mecânica, com limites de escoamento e limite de resistência de 471 MPa e 513 MPa, respectivamente. A partir de 180 °C, o material começa a apresentar evidências de superenvelhecimento, representada pela queda de seu limite de resistência para 505 MPa. O alongamento apresenta decréscimos em seu valor com o aumento da temperatura de envelhecimento, chegando a 9,5% (ZHANG *et al*, 2014).

No intervalo inicial de 150 °C e 165 °C, o material possui um aumento rápido da dureza, assim como o limite de escoamento e limite de resistência. Entre 165 °C até 175 °C, é possível observar a estabilização da dureza, chegando a 85 HRB. Nos dados de dureza, é mais evidente o superenvelhecimento da liga a partir de 180 °C, com valores de dureza próximos dos 80 HRB (ZHANG *et al*, 2014).

Figura 10 - Efeitos da temperatura de envelhecimento na liga AA2198. (a) Limite de resistência; (b) Limite de escoamento; (c) Alongamento; (d) Dureza



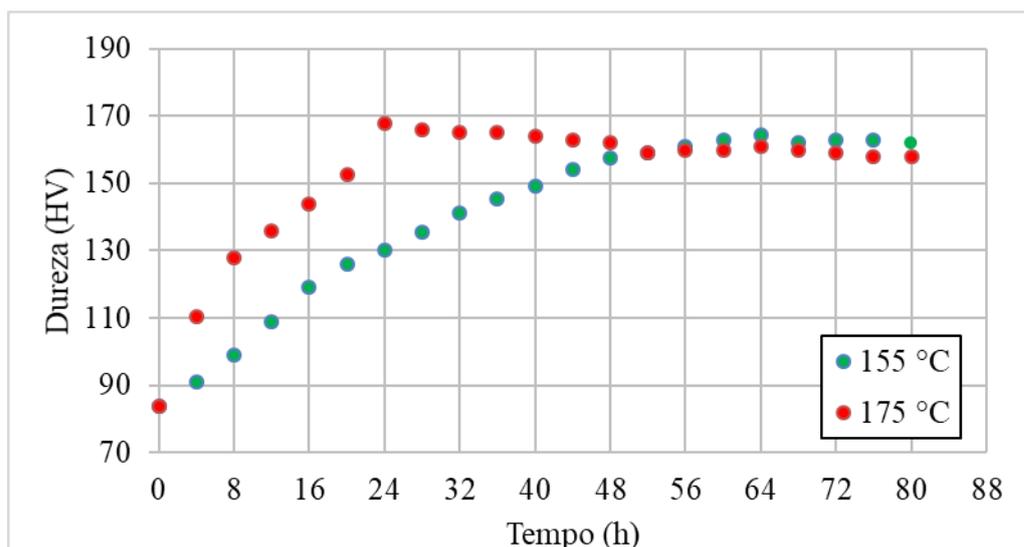


Fonte: adaptado de ZHANG *et al*, 2014.

Diferentemente de ZHANG *et al* (2014), XU *et al* (2020) estudaram o efeito combinado do tempo do tratamento de envelhecimento com a temperatura de envelhecimento. O experimento observou o comportamento de chapas da liga AA2198 solubilizadas a 510 °C por 1 hora e envelhecidas artificialmente a 155°C e 175 °C.

A evolução da dureza nas temperaturas de 155 °C e 175 °C apresentaram perfis distintos, como é possível observar na Figura 11. Na temperatura de envelhecimento de 175 °C, a dureza máxima atingida foi de 168 HV em 24 horas e apresentou indícios de superenvelhecimento a partir de 32 horas. Já a temperatura de envelhecimento de 155 °C apresentou a dureza máxima apenas com 64 horas de tratamento, atingindo o valor de 165 HV.

Figura 11 - Evolução da dureza da AA2198 a 155 °C e 175 °C



Fonte: adaptado de XU *et al*, 2020.

Quando submetidos ao ensaio de tração, foram obtidos os resultados listados na Tabela 3, referentes as amostras com maior dureza. XU *et al* (2020) observaram que, nos picos de dureza dos tratamentos de envelhecimento a 155 °C e 175 °C, não existe diferença nos limites de escoamento e resistência do material. Já no caso do alongamento, a amostra envelhecida a 155 °C apresentou um alongamento de 8,8%, um valor menor quando comparado com o resultado da amostra envelhecida a 175 °C, que apresentou 11,3%.

Tabela 3 - Dados experimentais do ensaio de tração das amostras submetidas a rota de tratamento térmico que apresentaram o máximo de dureza

Temperatura (°C)	σ_{esc} (MPa)	σ_u (MPa)	Alongamento (%)
155	521	556	8,8
175	527	560	11,3

Fonte: adaptado de XU *et al*, 2020.

Além do efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento, a liga AA2198 apresenta textura ao ser conformado plasticamente. No estudo realizado por STEGLICH, WAFAI e BROCKS (2009), foram investigados os efeitos da anisotropia na liga AA2198-T8. A partir da análise dos dados obtidos da Tabela 4, os autores concluíram que:

- A direção que apresenta o maior limite de escoamento e limite de resistência é a longitudinal, seguida da transversal e diagonal (45°);
- A diferença entre as propriedades mecânicas entre a direção longitudinal e transversal são baixas, variando em 4%;
- Comparada com a direção longitudinal, existe uma redução de 16% nas propriedades mecânicas do material quando ele é submetido a carregamentos aplicados a 45° da direção de laminação;
- A redução de área do material é maior na diagonal da direção de laminação, gerando um maior alongamento;
- O alongamento na direção longitudinal é o menor entre todas as direções.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas da AA2198-T8 em função da direção do carregamento

Direção do esforço	σ_{esc} (MPa)	σ_u (MPa)
Longitudinal	469	510
Transversal	452	498
Diagonal (45°)	394	436

Fonte: adaptado de STEGLICH, WAFAI, BROCKS, 2009.

O efeito da anisotropia é variado, dependendo das propriedades mecânicas iniciais e da redução de área em que o material é submetido. Diferentemente do estudo realizado pelos pesquisadores STEGLICH, WAFAI e BROCKS (2009), onde a diferença entre as propriedades mecânicas na direção longitudinal e transversal eram mínimas, o trabalho de CAVALIERE *et al* (2009) apresentou uma diferença considerável entre as duas direções.

No estudo realizado por CAVALIERE *et al* (2009), chapas da liga AA2198 foram caracterizadas para determinar os parâmetros para o ensaio de fadiga. Nos dados listados na Tabela 5, é possível observar o efeito da anisotropia com mais clareza. O limite de escoamento e o limite de resistência na longitudinal são, respectivamente, 20,5% e 12,2% maiores que na transversal. Já o módulo de Young não apresenta diferenças significativas nas direções de laminação analisadas, algo esperado por ser uma propriedade ligada a ligação. Com isso, é possível afirmar que a direção longitudinal a laminação sempre apresentará a menor ductilidade em relação as outras direções.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas da liga AA2198 em função da direção do carregamento, utilizada no estudo de CALALIERE *et al*

Direção do esforço	σ_{esc} (MPa)	σ_u (MPa)	Alongamento (%)	Módulo de Young (GPa)
Longitudinal	436	490	13,7	76,7
Transversal	347	431	18,3	74,3

Fonte: adaptado de CAVALIERE *et al*, 2009.

2.2 CONCENTRADORES DE TENSÃO

Em componentes mecânicos com perfil contínuo, a tensão distribuída no corpo é igual em todos os pontos, obedecendo a curva de tensão – deformação do material. A presença de defeitos, nesse mesmo componente mecânico, pode fazer com que ocorra a falha em cargas em tensões que teoricamente estavam de acordo com o projetado. Esse fenômeno ocorre por causa do efeito que defeitos possuem como concentradores de tensão (DOWLING, 2014; MURAKAMI, 2002).

O fator de concentração de tensão (K_t) é utilizado em regiões onde descontinuidades provocam o aumento da tensão atuante, em regiões conhecidas como áreas de concentração de tensão. Esse fator é definido através da razão entre a tensão máxima que atua na área de

concentração de tensão ($\sigma_{atuante}$) e a tensão nominal (σ_0) que atuaria sem a perturbação. Essa relação é representada matematicamente como (PACHECO, 2013):

$$K_t = \frac{\sigma_{atuante}}{\sigma_0} \quad (3)$$

O fator de concentração de tensão também pode ser definido a partir do estudo das geometrias dos defeitos. A tensão na ponta de furos possuirá valores maiores quando comparado com outros pontos da região do corpo. Esse furo irá apresentar um fator de concentração de tensão em seu fundo que dependerá de sua geometria. Normalmente, esses furos são representados pela geometria elíptica. Esse furo com geometria elíptica, esquematizada pela Figura 12, é a forma usualmente utilizada para determinar o fator de concentração de tensão, sendo matematicamente representado através da equação (DOWLING, 2014; MURAKAMI, 2002; PACHECO, 2013):

$$K_t = 1 + \frac{2c}{d} \quad (4)$$

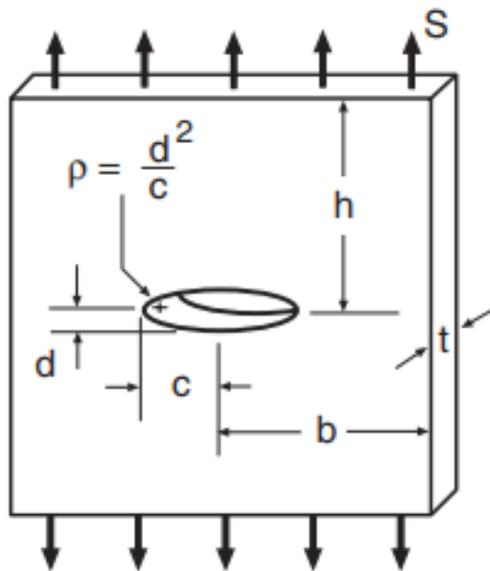
onde c é a metade do comprimento do furo e d é a metade da altura do furo.

A equação 4 pode ser adaptada para outras geometrias de furos não elípticos, como entalhes e furos não elípticos, através do conceito conhecido como elipse equivalente. O valor do fator de concentração de tensão é aproximado levando em consideração a geometria desses furos através da equação (MURAKAMI, 2002):

$$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{j}{\rho}} \quad (5)$$

onde j é a profundidade do entalhe ou metade do comprimento do furo não elíptico e ρ é o raio de curvatura da ponta do defeito.

Figura 12 - Desenho esquemático de um furo elíptico passante em uma chapa de espessura t



Fonte: adaptado de DOWLING, 2014.

As trincas, diferentemente dos furos, são defeitos elípticos extremamente finos e com dimensões limitadas. A sua idealização ocorreu no final da década de 1950, através da proposta de Irwin G.R., onde determinou-se que o fator de concentração de tensão na ponta de uma trinca pode ser descrito através da equação (DOWLING, 2014; MURAKAMI, 2002):

$$K_I = \sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad (6)$$

O efeito da trinca como concentrador de tensão não é restrito apenas para sua ponta. A vizinhança da trinca apresentará diferentes fatores de concentração de tensão, dependendo da distância em que o ponto analisado está da trinca. Esse fenômeno é descrito através da equação (MURAKAMI, 2002):

$$\sigma_r = \frac{K_I}{\sqrt{\pi r}} \quad (7)$$

onde r é a distância do ponto analisado da trinca e σ_r é a tensão encontrada no ponto.

2.3 CONCEITOS DA FADIGA

A evolução das criações humanas e o aumento da complexidade dos projetos mecânicos é constante, conseqüentemente a necessidade de selecionar o material mais adequado para o projeto vem sendo uma etapa cada vez mais importante. Com diversas possibilidades de falhas que um componente mecânico pode apresentar, a fadiga acaba se destacando como uma das causas mais comuns.

Estudos realizados por William Naville, durante o período de 2005 a 2008 no IPEI – Instituto de Pesquisas e Estudos Industriais, demonstram que a maioria das falhas de componentes mecânicas estão associadas a fadiga, como pode ser observado na Tabela 6 (NAVILLE, 2009).

Tabela 6 - Análise de falhas realizadas pelo IPEI no durante o período de 2005 a 2008

Causa	Fadiga	Sobrecarga ou tensão de ruptura	Corrosão sob tensão ou fragilização por hidrogênio	Corrosão	Oxidação em alta temperatura	Desgaste ou deformação excessiva	Total
Manutenção inadequada	2	3	0	0	0	0	5
Defeitos de fabricação	34	40	3	3	0	1	81
Deficiência de projeto	33	9	3	0	0	0	45
Uso inadequado	6	35	1	9	1	1	53
Indeterminado	18	2	0	1	0	0	21
Total	93	89	7	13	1	2	205
Percentual (%)	45,4	43,4	3,4	6,3	0,5	1,0	100

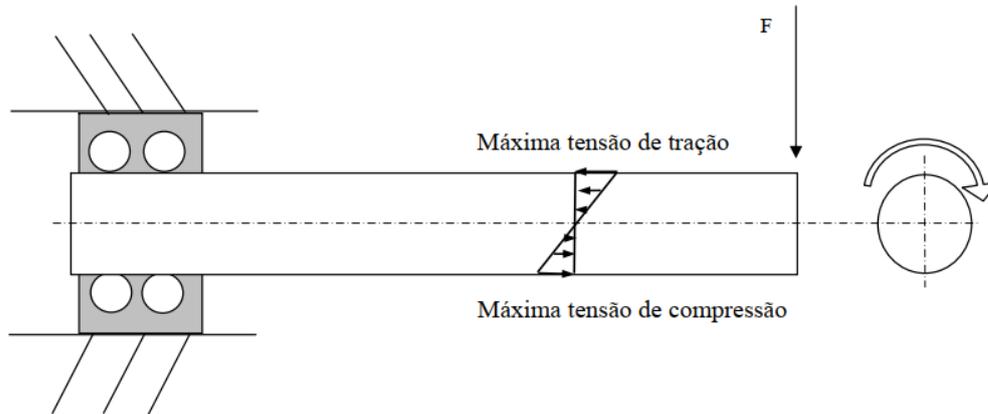
Fonte: NAVILLE, 2009.

2.3.1 Comportamento cíclico

Para caracterizar um sistema em que ocorre esforços cíclicos, a Figura 13 apresenta uma condição típica de um eixo onde coexiste o esforço de flexão com o movimento de rotação. Na condição inicial em que não foi aplicado nenhum movimento, o perfil de tensões é linear e apresenta a tensão máxima de tração na superfície superior do eixo, tensão máxima de compressão na superfície inferior do eixo e a linha neutra que apresenta tensão resultante igual

a zero. Quando o esforço de torção exerce uma rotação na seção transversal em 180° , o perfil de tensões se inverte, ou seja, a região onde apresentava a maior tensão máxima de tração passa a apresentar a tensão máxima de compressão. Quando o eixo retornar à situação inicial, onde a tensão máxima de tração está presente na superfície superior, é considerado que o sistema passou por um ciclo de carregamento (NAVILLE, 2009).

Figura 13 - Desenho esquemático de um eixo submetido a esforços cíclicos



Fonte: NAVILLE, 2009.

O comportamento cíclico, como mostra a Figura 14, apresenta uma forma de onda senoidal, onde a tensão varia de acordo com o tempo (t). O entendimento das tensões envolvidas é importante para os materiais de engenharia, por gerarem relações importantes. As relações obtidas através da análise da Figura 14 são a variação de tensão ($\Delta\sigma$), amplitude de tensão (σ_a) e tensão média (σ_m) que podem ser representadas, respectivamente, pelas equações (NAVILLE, 2009):

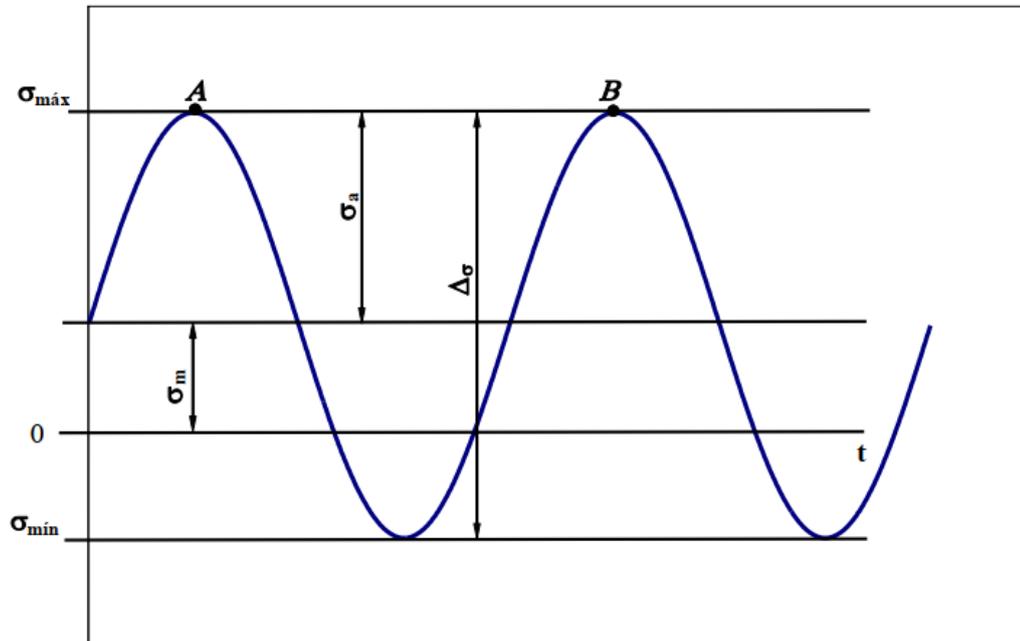
$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (8)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (9)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (10)$$

onde σ_{max} é a tensão máxima alcançada e σ_{min} é a tensão mínima alcançada.

Figura 14 - Comportamento cíclico da tensão em função do tempo



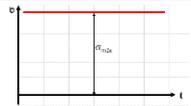
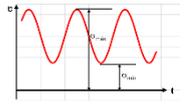
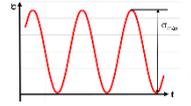
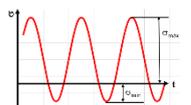
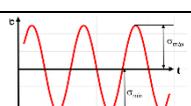
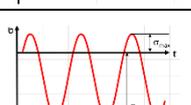
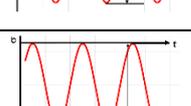
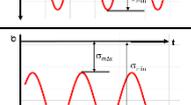
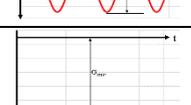
Fonte: NAVILLE, 2009.

Além da relação demonstrada na equação 8, a tensão média também pode ser caracterizada em relação a razão dos carregamentos (R), sendo assim (NAVILLE, 2009):

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (11)$$

A razão de carregamento pode variar entre $-\infty$ e $+\infty$. A interpretação do valor da razão de carregamento depende do intervalo em que ela se apresenta, alterando as condições do carregamento cíclico. As possíveis interpretações que podem ser obtidas através das análises das tensões estão presentes na Tabela 7 (SALERNO, 2005).

Tabela 7 - Condições de carregamento e respectivas tensões

Condição	Nomenclatura	Tensões			
		Máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$) Mínima ($\sigma_{m\grave{i}n}$)	Média (σ_m)	Amplitude (σ_a)	Razão (R)
	Constante (positiva)	$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_{m\grave{i}n} > 0$	$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_{m\grave{i}n}$	0	1
	Cíclica em tração	$\sigma_{m\acute{a}x} > 0$ $\sigma_{m\grave{i}n} > 0$	> 0	$\neq 0$	$0 < R < 1$
	Zero-Tração	$\sigma_{m\acute{a}x} > 0$ $\sigma_{m\grave{i}n} = 0$	$\frac{1}{2} \sigma_{m\acute{a}x}$	$\frac{1}{2} \sigma_{m\acute{a}x}$	0
	Alternada	$\sigma_{m\acute{a}x} > 0$ $\sigma_{m\grave{i}n} < 0$ $\sigma_{m\acute{a}x} > \sigma_{m\grave{i}n} $	> 0	$\neq 0$	$-1 < R < 0$
	Completamente reversa	$\sigma_{m\acute{a}x} = -\sigma_{m\grave{i}n} > 0$ $\sigma_{m\grave{i}n} < 0$	0	$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_{m\grave{i}n} $	-1
	Alternada	$\sigma_{m\acute{a}x} > 0$ $\sigma_{m\grave{i}n} < 0$ $\sigma_{m\acute{a}x} < \sigma_{m\grave{i}n} $	< 0	$\neq 0$	$-\infty < R < -1$
	Zero-Compressão	$\sigma_{m\acute{a}x} = 0$ $\sigma_{m\grave{i}n} < 0$	$\frac{1}{2} \sigma_{m\grave{i}n}$	$\frac{1}{2} \sigma_{m\grave{i}n} $	$\pm\infty$
	Cíclica em compressão	$\sigma_{m\acute{a}x} < 0$ $\sigma_{m\grave{i}n} < 0$	< 0	$\neq 0$	$1 < R < +\infty$
	Constante (negativo)	$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_{m\grave{i}n} < 0$	$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_{m\grave{i}n}$	0	1

Fonte: adaptado de KOCANDA, 1978, apud SALERNO, 2005.

Outra maneira de representar o comportamento cíclico de um material é através da curva de histerese tensão-deformação, representada pela Figura 15. Nesta condição, o material considerado estável se encontra no estado 'O' e é solicitado mecanicamente, deformando-se até o ponto 'A'. O caminho 'OA' é determinado através da deformação verdadeira e tensão verdadeira obtidos através do ensaio de tração (NAVILLE, 2009).

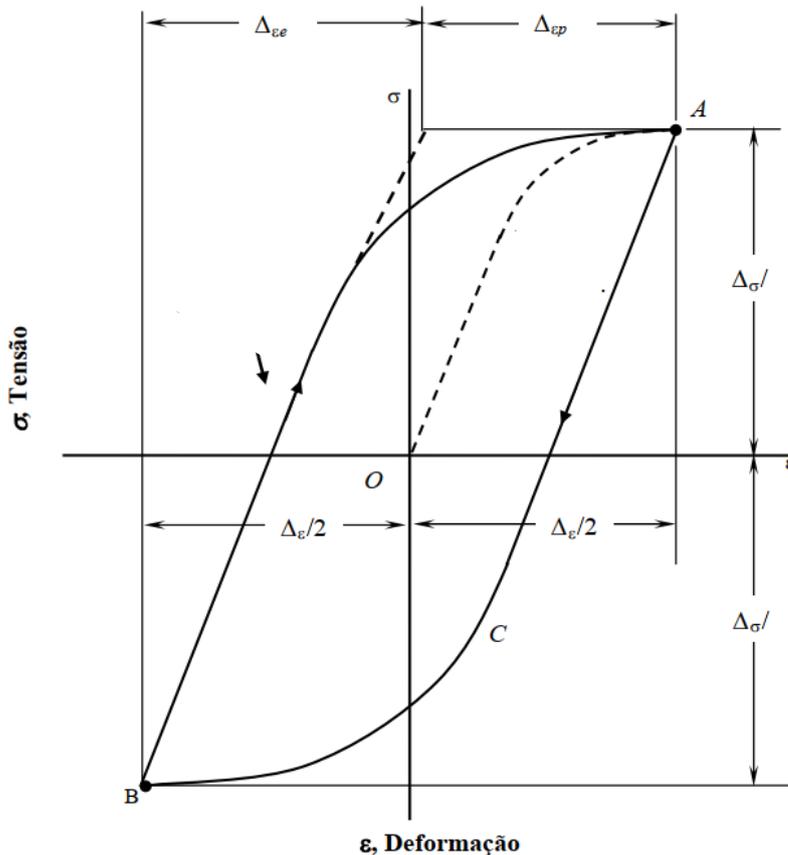
Após o material alcançar o ponto 'A', inicia-se o carregamento cíclico no material, ou seja, o material que se encontra em 'A' é solicitado até o ponto 'B' e, logo em seguida, o material que se encontra no ponto 'B' é solicitado até o ponto 'A'. O caminho ABA é repetido inúmeras vezes caracterizando o carregamento cíclico totalmente reverso (NAVILLE, 2009).

O caminho ABA, para materiais estáveis, é repetido de forma constante, sem variação de tensões e deformações durante a ciclagem. Este caminho AB e BA é representada pelo dobro do valor da deformação verdadeira em tensões uniaxiais (ε_a). Utilizando o ponto A e B como referência para a deformação verdadeira, tem-se (NAVILLE, 2009):

$$2\varepsilon_a = 2\frac{\sigma_a}{E} + 2\left(\frac{\sigma_a}{H'}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (12)$$

onde H' é o coeficiente de resistência cíclico e n' é o expoente de encruamento cíclico.

Figura 15 - Curva de histerese tensão-deformação para um ciclo de deformação constante



Fonte: adaptado de NAVILLE, 2009.

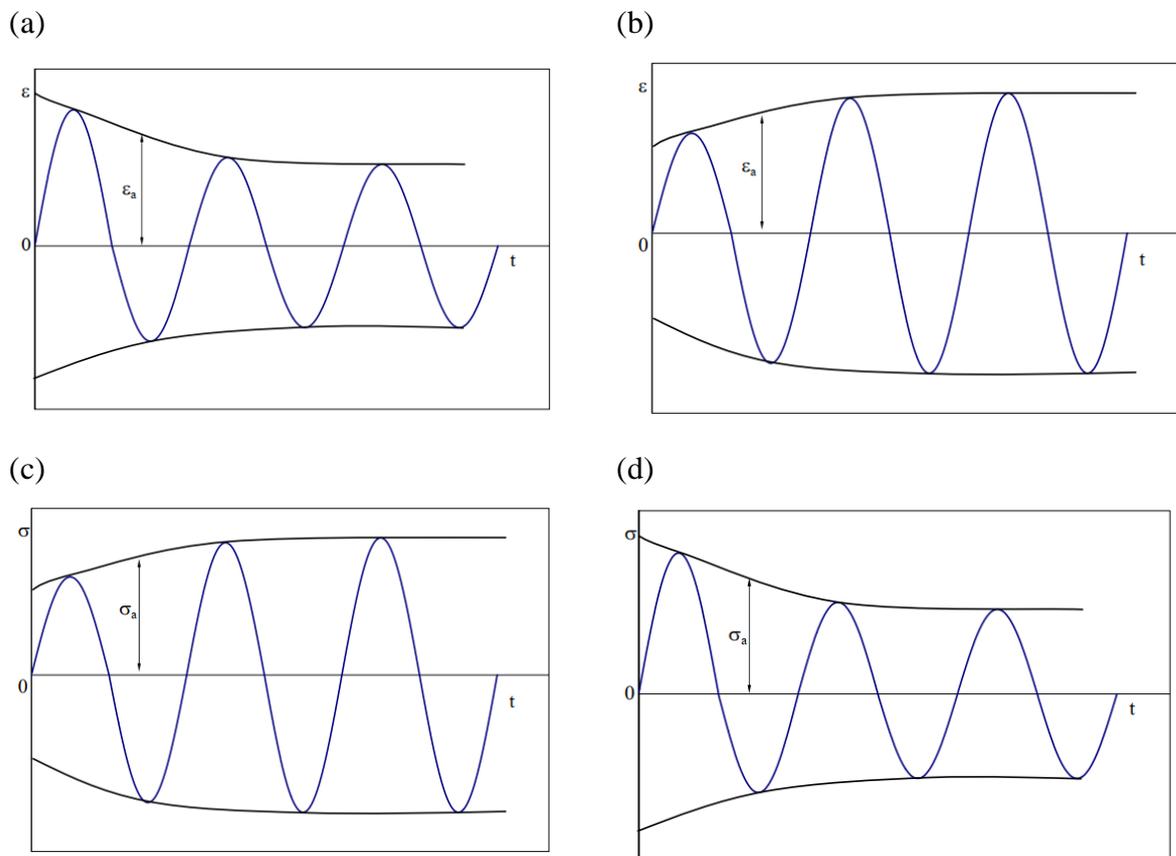
Apesar de existir materiais estáveis, muitos materiais apresentam fenômenos diferentes dos demonstrados pela Figura 14 e Figura 15. Durante o carregamento cíclico, o material pode sofrer endurecimento ou amolecimento cíclico, ou seja, apresenta variações no perfil de tensões ou deformações com a ciclagem, como apresenta a Figura 16 (NAVILLE, 2009).

No endurecimento, os materiais policristalinos apresentam a multiplicação de discordâncias a cada ciclagem. Com o aumento da densidade de discordâncias do material a cada ciclo, a movimentação de discordâncias é dificultada, sendo necessário tensões maiores para que alcance a mesma deformação. Em ciclos de tensão constante, o endurecimento é observado através da diminuição da deformação total apresentada pelo material, já em casos

que a deformação é constante, a tensão aplicada no material tende a aumentar com o tempo, sendo possível representar os dois casos através da Figura 16.a e Figura 16.c, respectivamente (NAVILLE, 2009; SALERNO, 2005).

No caso do amolecimento, quando o material encruado é solicitado mecanicamente, ocorre a acomodação e rearranjo das discordâncias a cada ciclo, fazendo com seja necessárias menores tensões para que ocorra uma deformação. Em ciclos de tensão constante, o amolecimento é observado através do aumento da deformação total apresentada pelo material, já em casos que a deformação é constante, a tensão aplicada no material tende a diminuir com o tempo, sendo possível representar os dois casos através da Figura 16.b e Figura 16.d, respectivamente (NAVILLE, 2009; SALERNO, 2005).

Figura 16 - Desenhos esquemáticos de: (a) endurecimento com amplitude de tensão constante; (b) amolecimento com amplitude de tensão constante; (c) endurecimento com amplitude de deformação constante; (d) amolecimento com amplitude de deformação constante



Fonte: NAVILLE, 2009.

Em ambos os casos apresentados pela Figura 16, a amplitude de tensões ou deformações tendem a atingir um valor de saturação, onde a variação de tensão ou deformação se mantêm

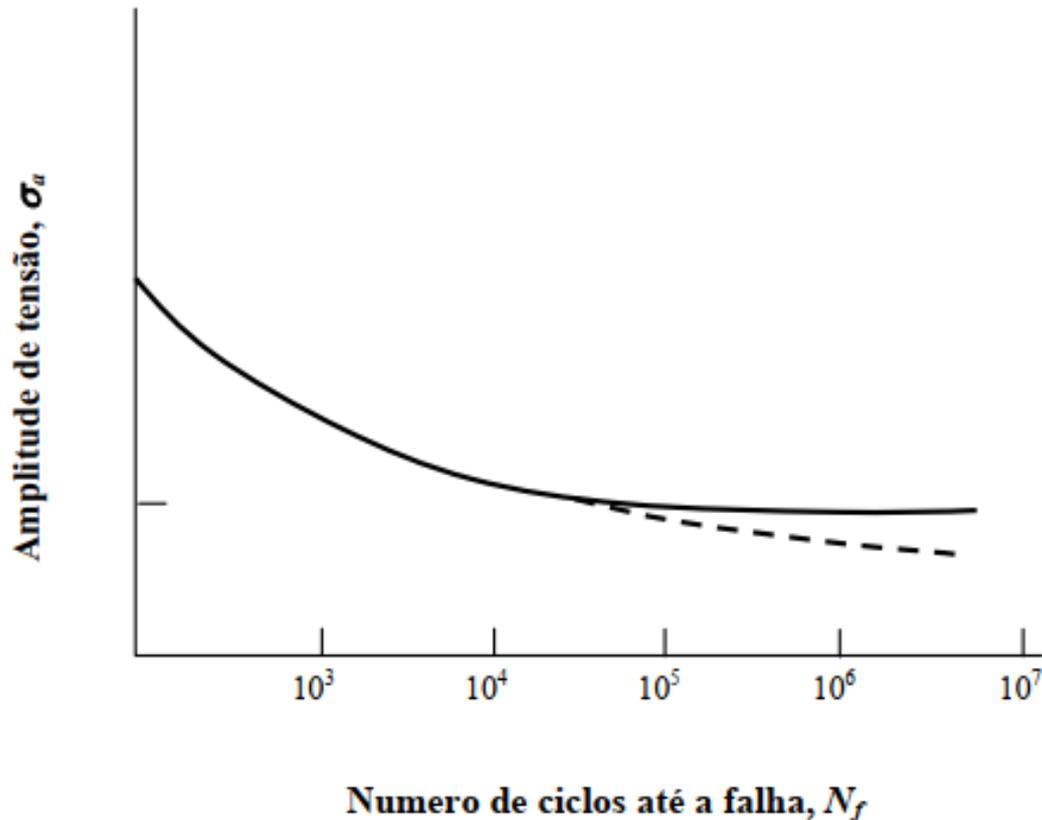
constante. A partir do ponto de saturação, o material irá apresentar uma histerese estável, caracterizada pela Figura 15 (NAVILLE, 2009).

2.3.2 Curva de vida à fadiga

Materiais e componentes mecânicos normalmente são submetidos a esforços cíclicos que, com o passar do tempo, inicia trincas de fadiga que podem levar o componente a falha. No comportamento à fadiga, as curvas S-N, desenvolvidas pelo alemão Wöhler, são utilizadas para descrever o comportamento do material em esforços cíclicos. A curva S-N relaciona cada amplitude de tensão com um número de ciclos até a fratura, definindo uma vida à fadiga do componente. Quanto maior for a amplitude de tensão aplicada no material, menor será a quantidade de ciclos necessários para que ocorra a falha, ilustrada pela Figura 17 (DOWLING, 2014; NAVILLE; 2009; SALERNO, 2005).

Em altos ciclos, o material pode apresentar uma amplitude de tensão constante. Esta amplitude de tensão é conhecida como limite de fadiga (σ_w), sendo o valor em que o material não apresentará falha por fadiga, caracterizando vida infinita. Porém, aços de alta resistência, ligas de alumínio, ligas de magnésio e ligas de cobre não apresentam o limite de fadiga em um patamar constante, ilustrada pela curva tracejada na Figura 17. Para esses materiais, o limite de fadiga é definido pela amplitude de tensão que o material suporta para uma determinada ciclagem. Para ligas de alumínio, a não presença de um patamar de vida infinita à fadiga é relacionado à precipitação de partículas finas, que afetarão na movimentação de planos de escorregamento e atuarão como locais para a nucleação de trincas (DOWLING, 2014; NAVILLE; 2009; SALERNO, 2005).

Figura 17 - Curva típica de tensão-número de ciclos até a falha



Fonte: adaptado de SURESH, 1998, apud NAVILLE, 2009.

Ao estudar as curvas S-N com ciclo completamente reverso, Basquin introduziu um modelo matemático para caracterizar o comportamento à fadiga. Ao utilizar a escala di-log na curva S-N, Basquin observou uma relação linear entre a amplitude de tensões e a número de ciclos até a falha (N_f). Com isso, foi possível relacionar propriedades do material com variáveis do ensaio. A relação matemática é descrita como (DOWLING, 2014; NAVILLE; 2009; SALERNO, 2005):

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (13)$$

onde σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga, sendo a tensão referente à vida de 0,5 ciclo, e b é o expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin, variando de -0,05 a -0,12 em materiais metálicos (DOWLING, 2014; NAVILLE; 2009; SALERNO, 2005).

A equação apresentada por Basquin apresenta algumas limitações para a engenharia, ao considerar somente ciclos completamente reversos. Na maioria das aplicações reais, tensões médias iguais a zero não são usuais, devido a presença de tensões residuais que apresentam alta relevância no comportamento à fadiga. A partir dessa deficiência, Morrow apresentou uma modificação na equação de Basquin, considerando a tensão média de um carregamento cíclico

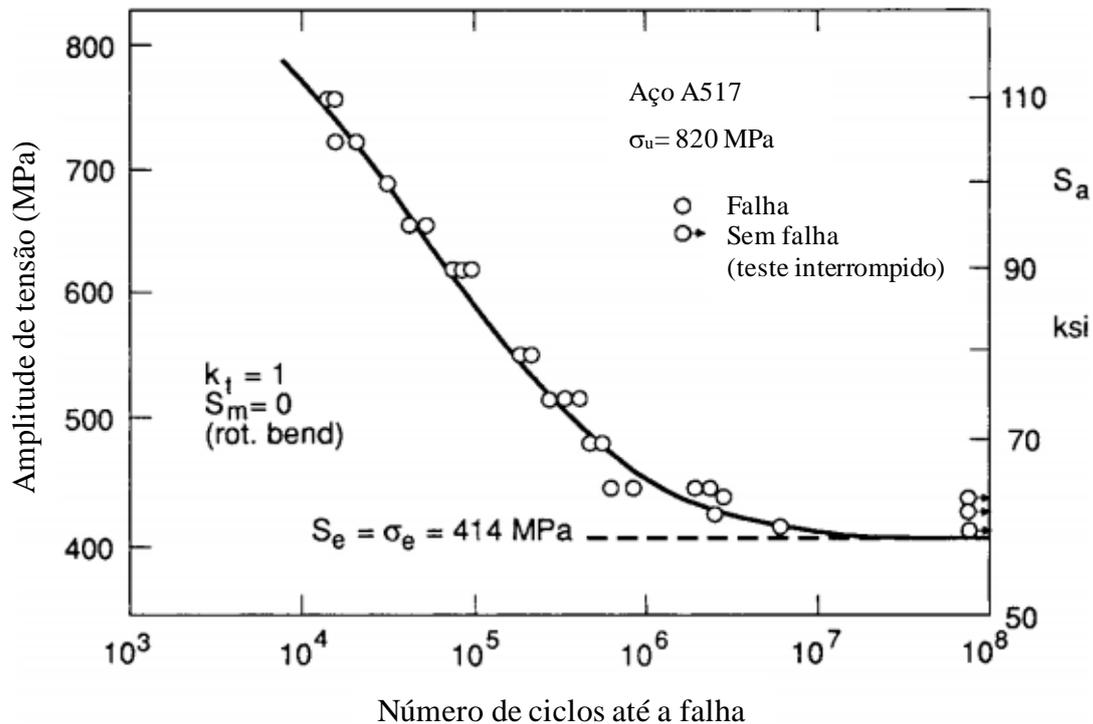
com razão de carregamento diferente de -1. Essa modificação é representada matematicamente como (NAVILLE, 2019, SALERNO, 2005):

$$\sigma_a = (\sigma'_f - \sigma_m)(2N_f)^b \quad (14)$$

2.3.3 Determinação do limite de fadiga

Em certos materiais, como aços de baixa liga, existe um patamar de amplitude de tensão em que o material não irá apresentar falha por fadiga em condições ordinárias. Esse fenômeno pode ser observado na curva de Wöhler quando a amplitude de tensão se mantém constante com a variação do número de ciclos até a falha. A determinação do limite de fadiga pode ser exemplificado com a Figura 18, onde, a partir da análise da curva de Wöhler, o aço A517 possui um limite de fadiga de 414 MPa (DOWLING, 2014).

Figura 18 - Curva de Wöhler do aço A517



Fonte: adaptado de DOWLING, 2014.

Materiais metálicos não ferrosos, como as ligas de alumínio, não apresentam um limite de fadiga bem definido ao analisar a curva de Wöhler. Devido essa dificuldade de determinar o limite de fadiga, é convencional afirmar que amplitudes de tensões que não apresentam falhas em 10^7 ciclos representam vida infinita à fadiga (MURAKAMI, 2002).

A partir dessa deficiência, determinar uma relação entre as propriedades mecânicas do material e seu comportamento à fadiga possui um histórico de muito interesse. A partir dos resultados empíricos, correlações entre dureza Vickers (HV) – limite de fadiga e limite de resistência – limite de fadiga foram determinadas, sendo elas (MURAKAMI, 2002):

$$\sigma_{w0} \cong 0,5\sigma_u \quad (15)$$

$$\sigma_{w0} \cong 1,6HV \pm 0,1HV \quad (16)$$

A correlação utilizando a dureza Vickers é considerada eficaz em aços, podendo determinar o limite de fadiga para materiais que apresentam dureza abaixo de 400 HV. Em materiais não-ferrosos, como no caso da liga de alumínio 2017S-T4, a correlação é utilizada somente em ciclos acima de 10^7 e possui erros abaixo de 12%, sendo uma alternativa viável para a estimar o limite de fadiga (MURAKAMI, 2002).

Em materiais metálicos que apresentam pequenos defeitos, o efeito pode variar de acordo com o carregamento em que o material é submetido. Em esforços trativos ocorre a diminuição do limite de fadiga e em esforços compressivos ocorre o aumento do limite de fadiga. Para determinar o efeito do tipo de carregamento e dos defeitos presentes no material no limite de fadiga, é utilizada a equação (MURAKAMI, 2002):

$$\sigma_w = 1,43 \left(\frac{1-R}{2} \right)^\alpha \frac{H_V + 120}{(\sqrt{\text{área}})^{1/6}} \quad (17)$$

onde R é a razão de carregamento, $\sqrt{\text{área}}$ é a raiz da área do defeito que está atuando no material e α é o coeficiente angular do gráfico de $\frac{H_V + 120}{(\sqrt{\text{área}})^{1/6}}$ em função de $\left(\frac{1-R}{2} \right)$.

2.3.4 Determinação da vida em fadiga em carregamentos com variação de amplitude

Ao considerar que o material é submetido a uma certa amplitude de tensão σ_{a1} por N_1 ciclos, o material irá atuar apenas por uma parcela do número de ciclos até a falha N_{f1} referente a tensão σ_{a1} . O número de ciclos em que o material foi submetido e o número de ciclos até a falha referente a tensão utilizada pode ser relacionada através da equação (DOWLING, 2014):

$$\frac{N_1}{N_{f1}} \quad (18)$$

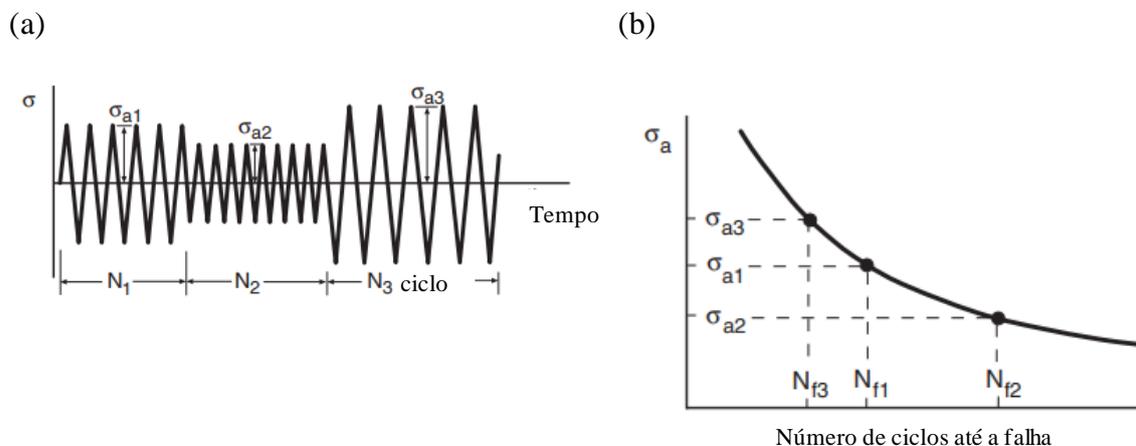
Em uma condição exemplificada na Figura 19.a, a partir do momento em que o material começa a ser submetido a diversas amplitudes de tensão, ocorre o acúmulo dos efeitos dos carregamentos. Para cada amplitude de carregamento aplicada, existe um respectivo número de ciclos até a falha, como demonstra a Figura 19.b. A partir desses dados, é utilizada a regra de

Palmgren-Miner, onde a somatória das razões da quantidade de ciclos em que o material foi submetido a amplitude de tensões com quantidade de ciclos até a falha na respectiva amplitude de tensão deve ser igual a 1, ou seja, 100% da vida de fadiga do material (DOWLING, 2014). A regra de Palmgren-Miner pode ser descrita matematicamente através da equação:

$$\frac{N_1}{N_{f1}} + \frac{N_2}{N_{f2}} + \frac{N_3}{N_{f3}} + \dots + \frac{N_n}{N_{fn}} = \sum \frac{N_j}{N_{fj}} = 1 \quad (19)$$

Apesar da literatura apresentar dados que comprovem a eficácia da regra de Palmgren-Miner, o equacionamento apresenta limitações. Em amplitudes de tensões altas, existe a probabilidade de ocorrer a inicialização de defeitos ou trincas superficiais são altas. Esses defeitos ou trincas, mesmo em amplitudes de tensão menores, pode propagar e diminuir significativamente a vida em fadiga do componente (DOWLING, 2014).

Figura 19 - Gráfico esquemático do (a) comportamento cíclicos com amplitudes variadas e (b) relação entre a amplitude de tensão aplicada e o número de ciclos até a falha



Fonte: adaptado de DOWLING, 2014.

2.3.5 Propagação de trincas por fadiga

Apesar da utilização de técnicas que visam diminuir a incidência de falhas por fadiga, a nucleação de trincas e defeitos superficiais são inevitáveis na presença de esforços cíclicos. Esses defeitos são considerados concentradores de tensão e possuem grande efeito na vida em fadiga de um componente (MORETO, 2012).

A partir de estudos realizados na década de 1960 realizados por Paris e Erdogan, estuaram a relação entre o crescimento da trinca por ciclo (da/dN) e a variação do fator de concentração de tensão (ΔK). Nota-se que quando essa relação é representada em um gráfico

di-log, como no gráfico esquemático da Figura 20, sendo possível observar três comportamentos distintos (MORETO, 2012; JAOUDE, 2014).

No intervalo I, o fator de concentração de tensão é mínimo, resultando apenas na inicialização da trinca com dimensões difíceis de quantificar. Normalmente, durante o intervalo I, a velocidade de propagação da trinca é baixa, geralmente com valores menores que 10^{-6} mm/ciclo (MORETO, 2012).

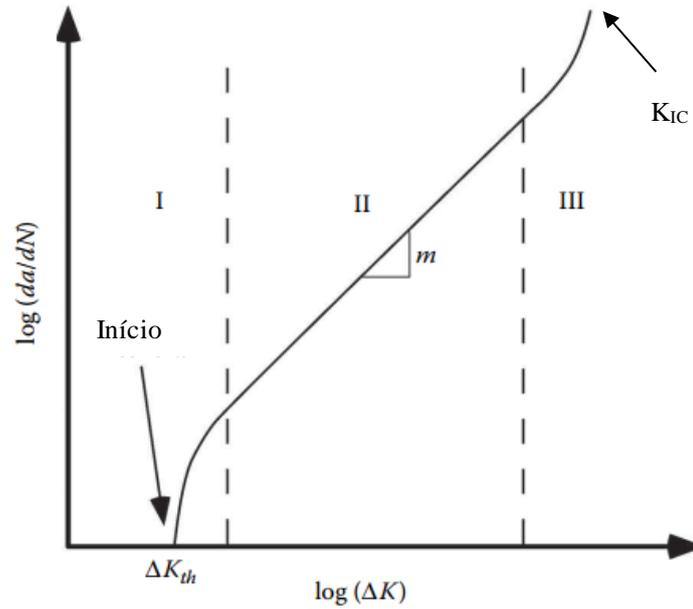
O intervalo II consiste na propagação estável da trinca, onde Paris e Erdogan observaram um comportamento linear entre o log do crescimento da trinca por ciclo e o log da variação do fator de concentração de tensão. Essa relação, também conhecida como lei de Paris-Erdogan, é descrita matematicamente como (JAOUDE, 2014; MORETO, 2012; ANDERNSON, 2017):

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad (20)$$

onde C e m são parâmetros do material determinados experimentalmente, com C variando de 0 a 1 e m variando de 2 a 4.

O intervalo III, diferentemente do intervalo II, apresenta uma alta velocidade de propagação da trinca, possuindo duas possíveis explicações para este comportamento. Na primeira explicação, o fenômeno é considerado como o efeito combinado de diversas trincas que foram iniciadas e propagadas, causando o colapso do componente mecânico. Na segunda explicação, considera-se que a aceleração do crescimento da trinca apresentada no intervalo III não é real, mas sim o acúmulo de diversas deformações plásticas que ocorrem nas pontas da trinca que atingiram o limite de resistência do material. A análise da região permite definir a propriedade tenacidade à fratura do material (K_{IC}), uma propriedade importante para a seleção de materiais para componentes suscetíveis à fadiga (JAOUDE, 2014; MORETO, 2012; ANDERSON, 2017).

Figura 20 - Gráfico esquemático do fenômeno de crescimento da trinca na fadiga em materiais metálicos

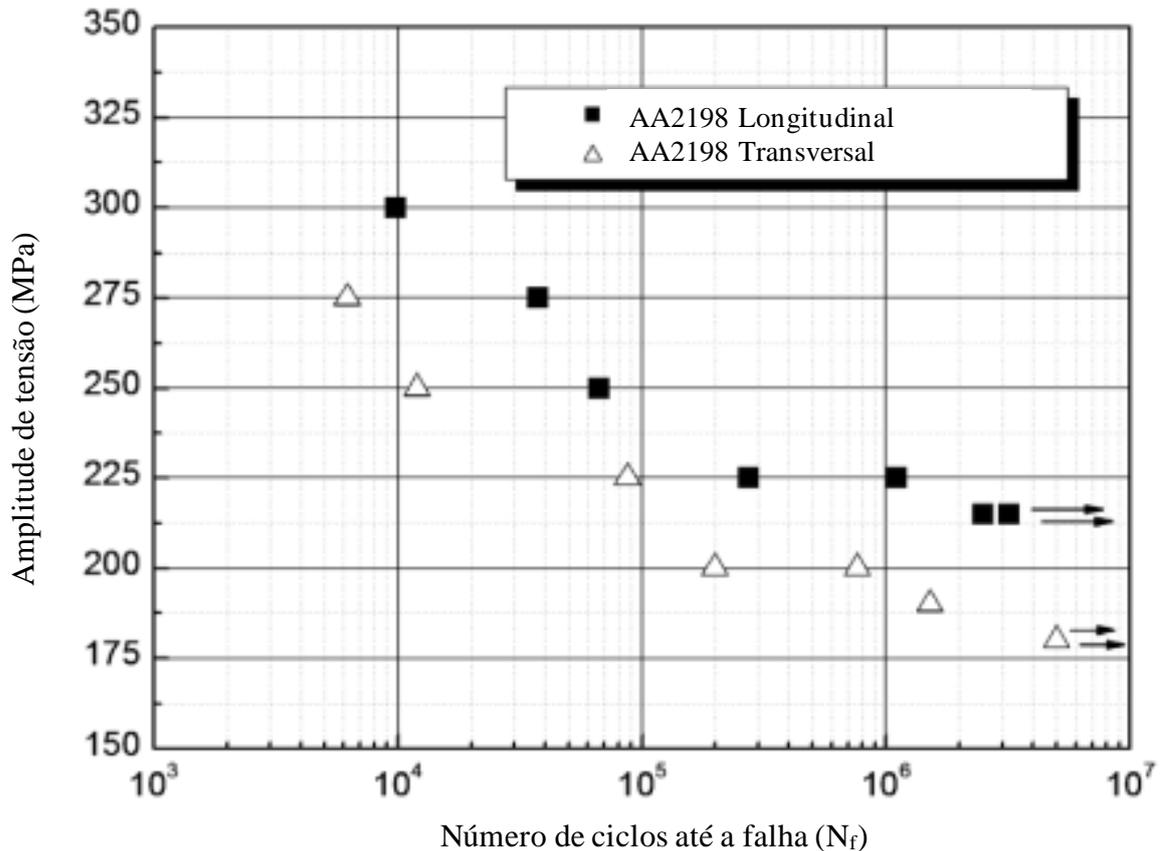


Fonte: adaptado de ANDERSON, 2017.

2.3.6 Comportamento à fadiga da liga AA2198

CAVALIERE *et al* (2009) investigaram o efeito da anisotropia no comportamento à fadiga, utilizando chapas da liga AA2198-T851 de espessura de 5 mm com as propriedades listadas na Tabela 5. O ensaio de fadiga com tensão uniaxial apresentou uma razão de carregamento de 0,33 e forneceu as curvas de Wöhler da Figura 21.

Figura 21 - Curva de Wöhler da AA2198-T851 na direção longitudinal e transversal



Fonte: adaptado de CAVALIERE *et al*, 2009.

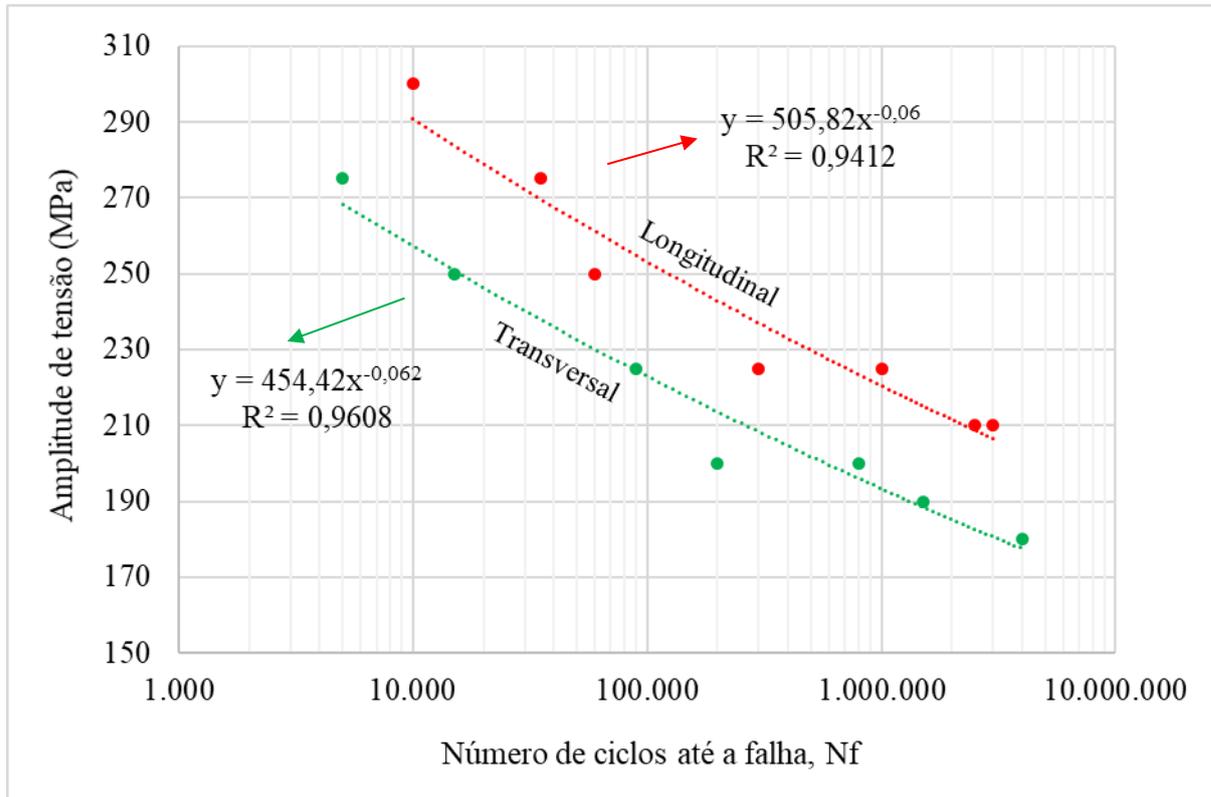
Com a análise da curva S-N da liga AA2198-T851, concluiu-se que o material direcionado à longitudinal apresentou uma resposta à fadiga superior que a direção transversal, representado por um limite à fadiga superior. As propriedades à fadiga não foram demonstradas no estudo, devida a razão de carregamento imposta. Para obter as características da curva, foi preciso fazer a aproximação matemática das curvas para equações exponenciais para a equação:

$$\sigma_a = F (2N_f)^g \quad (21)$$

onde F e g são as características do material em razões de carregamento diferente de -1.

A partir dos dados da Figura 21, os dados foram transferidos para uma planilha eletrônica que, ao adicionar uma linha tendência, obteve-se as equações presentes na Figura 22.

Figura 22 - Curva S-N adaptada para a determinação das propriedades à fadiga da AA2198-T851



Fonte: adaptado de CAVALIERE *et al*, 2009.

Com isso, as características do comportamento à fadiga com razão de carregamento de 0,33 foram calculadas e apresentadas na Tabela 8.

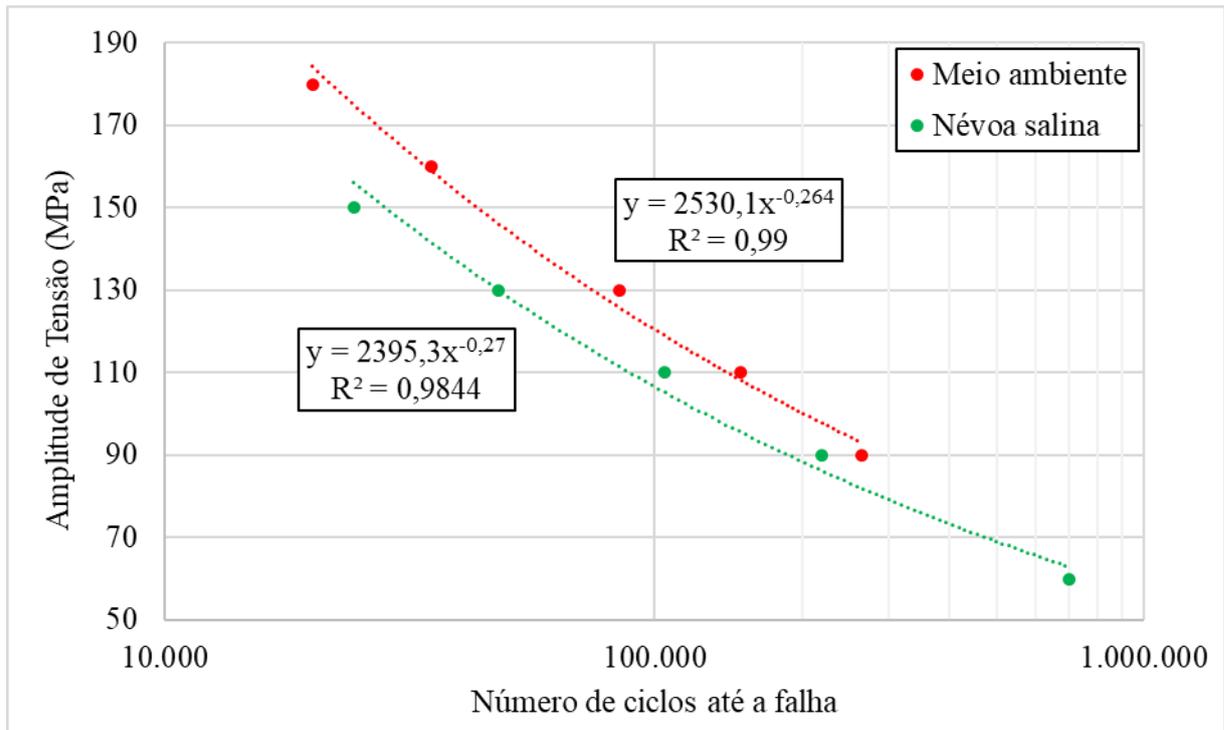
Tabela 8 - Propriedades mecânicas da AA2198 relacionados à fadiga

Direção	F (MPa)	g (adimensional)
Longitudinal	527,30	-0,060
Transversal	474,14	-0,062

Fonte: adaptado de CAVALIERE *et al*, 2009.

No estudo de GAMBONI *et al* (2013), realizou-se experimentos com razão de carregamento de 0,1 em meio ambiente e névoa salina com 3,5% de NaCl, ambos a 30 Hz. A presença da névoa salina durante o ensaio apresentou efeitos prejudiciais para a vida em fadiga da liga AA2198-T851, como pode ser visto na Figura 23. Ao analisar as amostras que foram expostas a névoa salina, observou-se pites de corrosão pela superfície do material. Em esforços cíclicos, os pites de corrosão presentes na superfície do material são considerados como concentradores de tensões, gerando um número de ciclos até a falha menor em amplitudes de tensões constantes (GAMBONI *et al*, 2013).

Figura 23 - Curvas de Wöhler para a AA2198-T851 em meio ambiente e névoa salina



Fonte: adaptado de GAMBONI et al, 2013.

Apesar de apresentar prejudicar a vida em fadiga da amostra, o efeito do meio corrosivo é consideravelmente baixo. Esse baixo efeito na resistência à fadiga está relacionado com a frequência utilizada durante o experimento. Em frequências altas, pites de corrosão não cresçam de maneira substancial. Esse fenômeno é melhor representado pelos valores das características do comportamento à fadiga com razão de carregamento igual a 0,1 apresentados na Tabela 9, onde os valores de F não apresentam diferenças significativas.

Tabela 9 - Comportamento à fadiga da AA2198-T851 com razão de carregamento de 0,1 em meio ambiente e névoa salina

Condição	F (MPa)	g (adimensional)
Meio ambiente	3038,15	-0,264
Névoa salina	2888,27	-0,270

Fonte: adaptado de GAMBONI et al, 2013.

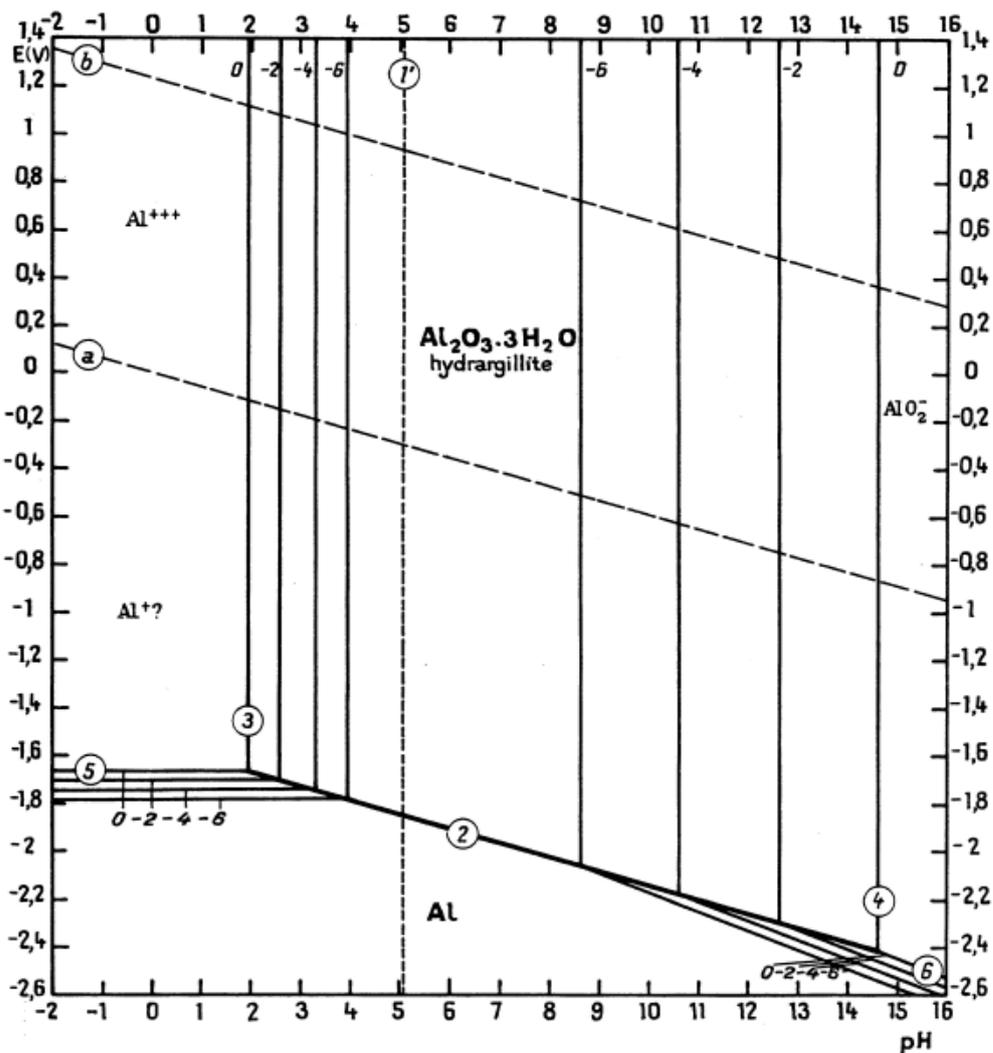
2.4 CORROSÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio apresenta uma grande tendência de formar óxido quando exposto ao oxigênio, ou seja, apresentará uma camada passiva de Al_2O_3 devido a sua alta instabilidade

termodinâmica. Esta camada passiva de Al_2O_3 é essencial para o estudo da corrosão no alumínio (ABREU, 2016).

Quando a resistência à corrosão é baixa, um dos principais fatores que pode estar relacionado a esse comportamento é a modificação do filme de óxido. Como pode ser observado na Figura 24, em condições teóricas de corrosão do alumínio a $25\text{ }^\circ\text{C}$, as modificações nesse filme passivo ocorrem em pH ácido e básico, onde o Al_2O_3 pode se dissociar em Al^{3+} ou em AlO_2^- (ABREU, 2016; POURBAIX, 1963).

Figura 24 - Diagrama de Pourbaix teórico do sistema alumínio-água à $25\text{ }^\circ\text{C}$



Fonte: POURBAIX, 1963.

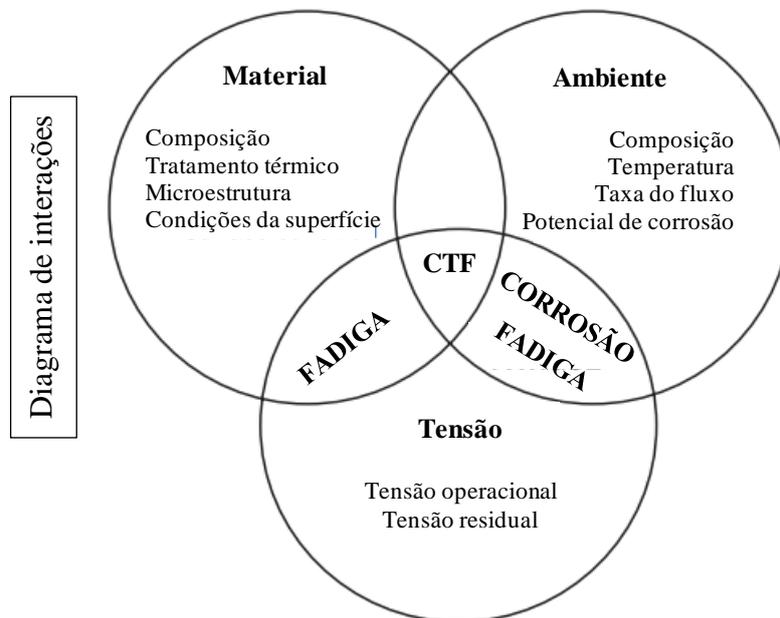
Apesar do Diagrama de Pourbaix apresentar algumas características importantes para o comportamento do alumínio puro, a adição de elementos de liga e, conseqüentemente, a formação de partículas de segunda fase geram microestruturas complexas. Estes precipitados, obtidos nos tratamentos termomecânicos, apresentam composições químicas diferentes da

matriz e, conseqüentemente, apresentam comportamentos eletroquímicos diferentes (MACHADO, 2019; MORETO *et al*, 2018).

O comportamento eletroquímico diferente da matriz e o precipitado geram problemas com corrosão localizada nas ligas de alumínio endurecidas por precipitação. Este problema é relacionado à formação de pares galvânicos no próprio material, gerando corrosão galvânica, intergranular e por pites (ABREU, 2016; MACHADO, 2019).

Além disso, existem categorias de corrosão influenciadas por fatores mecânicos. Essas categorias podem ser esquematizadas através da Figura 25, que demonstra a interação entre propriedades do material, ambiente em que ele está presente e as condições de carregamento. Nessas categorias de corrosão, é encontrada a corrosão sob tensão fraturante (CTF) e a corrosão – fadiga, sendo resultado da interação material – ambiente – carregamento e ambiente – carregamento, respectivamente (YANG, 2008).

Figura 25 - Diagrama de interações entre as propriedades do material, condições do ambiente e condições de carregamentos



Fonte: adaptado de YANG, 2008.

2.4.1 Corrosão galvânica

Em processos de corrosão galvânica, três componentes importantes precisam ser definidos, sendo eles: o cátodo, onde ocorrerá a reação de redução; o ânodo, onde ocorrerá a reação de oxidação; e o eletrólito, que é o meio onde ocorrerá as reações. Sistemas onde a corrosão galvânica ocorre são usualmente descritos através do contato direto entre dois metais

dissimilares em um eletrólito, gerando uma pilha galvânica. Esse princípio pode ser utilizado para entender o comportamento em ligas metálicas, onde a matriz e partículas de segunda fase podem apresentar potenciais diferentes (ABREU, 2016; VARGEL, 2004).

Com isso, a necessidade de identificar o potencial de cada partícula é essencial para determinar a função de cada componente da liga na corrosão galvânica. Esta diferença de potencial das partículas de segunda fase e matriz nas ligas de alumínio, como pode ser vista na Tabela 10, é um dos fatores que tipos de corrosão localizada, como a corrosão por pites e intergranular ocorrem (ABREU, 2016).

Tabela 10 - Potencial de corrosão em água do mar de partículas comumente encontradas em ligas de alumínio da família 2xxx e 7xxx

	Partícula	E_{corr} (mV)
Partículas catódicas	Si	-170
	Al_3Ni	-430
	Al_2Cu	-440
	Al_3Fe	-470
	Al_6Mn	-760
Matriz	Al	-840
Partículas anódicas	Al_2CuMg	-910
	MgZn_2	-960
	Al_3Mg_2	-1150
	Mg_2Si	-1190
	Al_8Mg_5	-1240

Fonte: ABREU, 2016.

2.4.2 Corrosão por pites

A corrosão por pites é caracterizada como uma corrosão localizada onde, a partir de um potencial de pite ou ruptura, pequenas regiões na superfície do metal são expostas a um meio agressivo, enquanto uma área maior continua protegida pela camada passiva. A exposição do metal ao meio agressivo gera cavidades irregulares com diâmetro micrométrico, conhecidas como pites de corrosão. A profundidade e geometria do pite formado dependem de diversas variáveis, como a relação catódica e anódica, diferenças de pH e diferenças de concentração do meio corrosivo (MACHADO, 2019; ABREU, 2016; VARGEL, 2004).

A velocidade de penetração do pite pode ser afetada por dois fatores: a quantidade de pites na região; e o tempo. Quando a quantidade de pites em uma determinada região é grande, geralmente, a velocidade de penetração do pite diminui devida a necessidade de pites vizinhos partilharem do mesmo cátodo, diminuindo a corrente disponível para o crescimento dos pites (MACHADO, 2019).

A partir de experimentos realizados no Canadá na década de 50, é possível determinar que, na maioria dos casos, a velocidade de penetração do pite em ambientes naturais diminui com o tempo. Esse comportamento pode ser descrito através da equação (VARGEL, 2004):

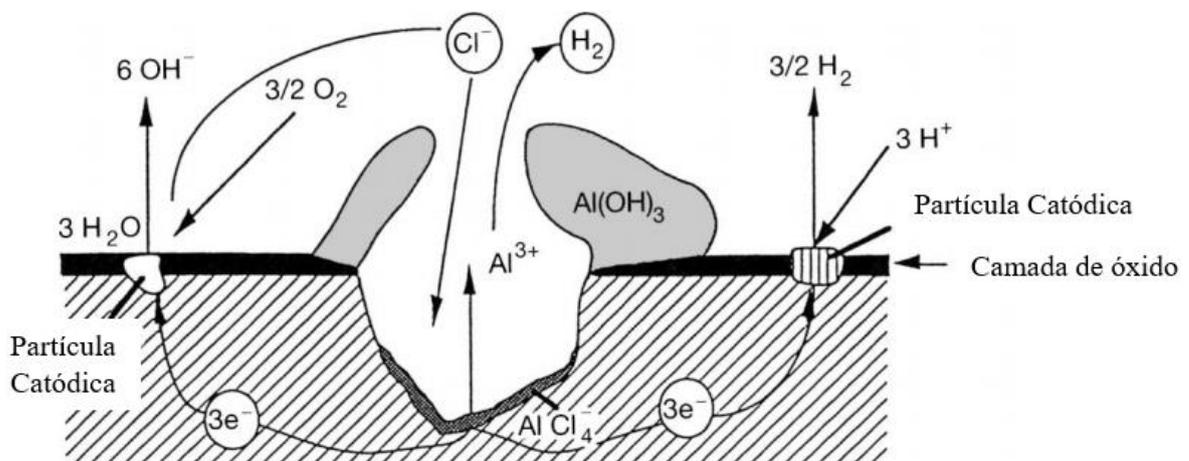
$$p = k \cdot t^{\frac{1}{3}} \quad (22)$$

onde p é a profundidade do pite, t é o tempo em que o material foi exposto ao ambiente agressivo e k é uma constante que depende da temperatura do ambiente, composição química do material, entre outros.

2.4.2.1 Mecanismos da corrosão por pites em ligas de alumínio

Como todos os metais que possuem camada passiva, o alumínio é vulnerável à corrosão por pites, principalmente em meios que apresentam altos teores de cloretos. A corrosão por pite no alumínio, ilustrado pela Figura 26, apresenta três mecanismos, sendo eles: adsorção de íons; quebra do filme passivo; e penetração do pite. (YASAKAU, ZHELUDKEVICH, FERREIRA; 2018).

Figura 26 - Mecanismo de corrosão por pite de ligas de alumínio



Fonte: adaptado de VARGEL, 2004.

O seu desenvolvimento se inicia através da exposição do alumínio à íons agressivos, como os íons de cloreto, brometo e iodeto. Esses íons agressivos são adsorvidos pelo filme de

óxido natural, onde é seguido pela ruptura do filme em pontos em que a concentração de defeitos é maior, formando microtrincas na camada passiva. Este processo estimula a atividade catódica e anódica das regiões expostas, favorecendo a etapa de propagação (VARGEL, 2004; MACHADO, 2019; YASAKAU, ZHELUDKEVICH, FERREIRA; 2018).

Após a exposição do metal aos íons agressivos, inicia-se a etapa de propagação do pite. Essa etapa consiste na reação eletroquímica localizada, onde a matriz é o ânodo e as partículas de segunda fase são os cátodos. A parte anódica do sistema sofre oxidação, onde ocorre a remoção de massa do material, conforme a equação 23 (VARGEL, 2004; MACHADO, 2019).



Simultaneamente a reação de oxidação do alumínio, a parcela catódica do sistema está envolvida em processos de redução do oxigênio e do cátion de hidrogênio, representadas pela equação 24 e equação 25, respectivamente (VARGEL, 2004).



O alumínio em sua forma catiônica, presente no pite, atrai os cloretos em solução na água para o interior do pite, promovendo a acidificação da solução do local, descrita pela equação 26 (MACHADO, 2019).



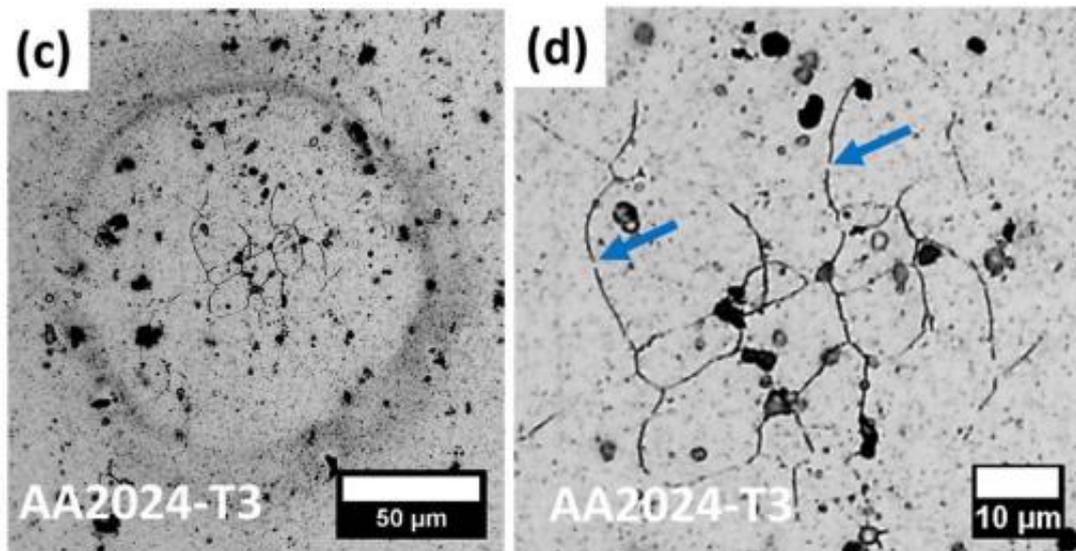
A presença do ácido clorídrico (HCl) faz com que o pH seja menor que 3, deixando o meio muito agressivo e levando a autopropagação do pite. Os íons de Al^{3+} produzidos durante a autopropagação, concentrados no fundo do pite, vão se difundido para a superfície, onde o meio se torna cada vez mais alcalino. Neste meio alcalino, que apresenta um alto teor de íons de hidroxila, os íons de Al^{3+} se combinam com os íons de OH^{-} , produzindo $Al(OH)_3$. A reação de redução dos íons de H^{+} produz microbolhas de H_2 que, ao longo do processo de corrosão, carregam o produto de corrosão, fazendo com que ocorra a deposição de $Al(OH)_3$ na entrada do pite. Com o decorrer do processo, será formada uma cúpula de $Al(OH)_3$ na entrada do pite, dificultando cada vez mais o acesso do meio corrosivo para a propagação do pite, retardando o processo de corrosão (VARGEL, 2004).

2.4.3 Corrosão intergranular

A corrosão intergranular, representada na Figura 27, é caracterizada através da corrosão que é propagada pelos contornos de grão, possuindo efeitos negativos significativos nas

propriedades mecânicas do material, principalmente no alongamento. A força motriz para essa corrosão é a diferença no potencial eletroquímico entre a matriz e a região próxima ao contorno de grão, onde existe um maior potencial de precipitação (VARGEL, 2004).

Figura 27 - Corrosão intergranular da liga AA2024-T3 após 2 horas em imersão na solução EXCO



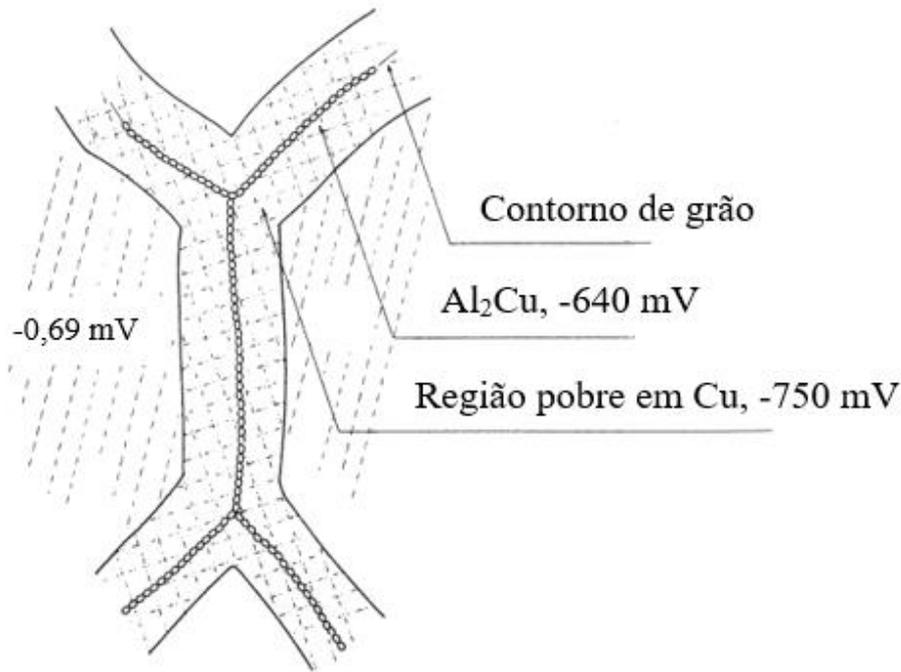
Fonte: DONATUS; *et al*, 2018.

Para que o processo de corrosão intergranular se inicie, três condições simultâneas devem ser atendidas, sendo elas (VARGEL, 2004):

- Presença de meio corrosivo;
- Diferença de potencial na ordem de 100 mV entre a partículas de segunda fase e a solução sólida da matriz na vizinhança;
- Precipitação contínua nos contornos de grão, para que seja possível a propagação da corrosão intergranular.

Um exemplo para este tipo de corrosão pode ser encontrado nas ligas de alumínio da série 2XXX, onde a precipitação da partícula de segunda fase Al_2Cu se dá preferencialmente nos contornos de grão e possui potencial de, aproximadamente, -640 mV. Para a formação destes precipitados ricos em cobre, a vizinhança do contorno de grão fornece o cobre necessário para que ocorra a precipitação, criando uma zona envolta do contorno de grão com baixa concentração de cobre e com potencial próximo de -750 mV. Nestas condições e em meio corrosivo, a vizinhança do contorno de grão irá se dissolver e a corrosão se propagará paralelamente ao contorno de grão (VARGEL, 2004). A Figura 28 ilustra as condições iniciais para que ocorra a corrosão intergranular de uma liga de alumínio da série 2000.

Figura 28 – Desenho esquemático da precipitação da fase Al_2Cu nos contornos de grãos e seus efeitos na vizinhança



Fonte: adaptado de VARGEL, 2004.

2.4.4 Corrosão sob tensão fraturante

A corrosão sob tensão fraturante é resultado da ação combinada de tensões mecânicas e um ambiente corrosivo. Ligas de alumínio de alta resistência mecânica, como as da série 2xxx, 7xxx e ligas com alto teor de magnésio, podem ser sensibilizadas por causa da CTF (VARGEL, 2004; KANNAN; SRINIVASAN; RAJA, 2011).

Através da óptica metalúrgica, o comportamento da CTF das ligas de alumínio geralmente está relacionado com a composição química e a morfologia dos precipitados nucleados nos contornos de grãos (KANNAN; SRINIVASAN; RAJA, 2011).

A taxa de propagação deste tipo de corrosão é baixa, sendo de 10^{-6} m.s⁻¹ a 10^{-11} m.s⁻¹. Porém, qualquer tipo de propagação de defeitos, mesmo em pequenas taxas, pode ser catastrófico para qualquer estrutura mecânica. Com isso, pode ser feita uma analogia entre a propagação CTF e mecânica da fratura. As considerações feitas para esta analogia são (VARGEL, 2004):

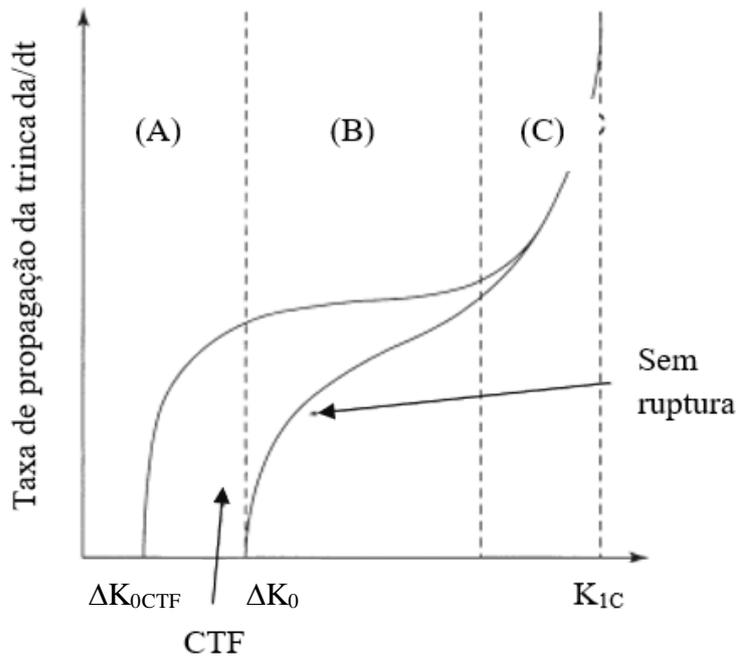
- O limite de suscetibilidade a CTF depende da liga e da angulação em relação a direção de laminação da amostra (efeito da anisotropia do produto laminado);

- O limite do não trincamento ΔK_{0CTF} deve ser sempre menor que a ΔK_0 do material.

A partir destas considerações, é traçado um comportamento característico para a propagação da CTF. A falha do componente mecânico, representada pela Figura 29, pode ser dividida em três partes (VARGEL, 2004):

- Nucleação (A): ΔK_0 possui valores superiores a ΔK_{0CTF} , com isso a taxa de propagação da trinca cresce rapidamente;
- Propagação (B): a velocidade de propagação da trinca não aumenta e é independente de K_1 devido aos efeitos da corrosão;
- Ruptura (C): o material apresenta instabilidades e fratura.

Figura 29 - Gráfico esquemático da propagação da corrosão sob tensão fraturante



Fonte: adaptado de VARGEL, 2004.

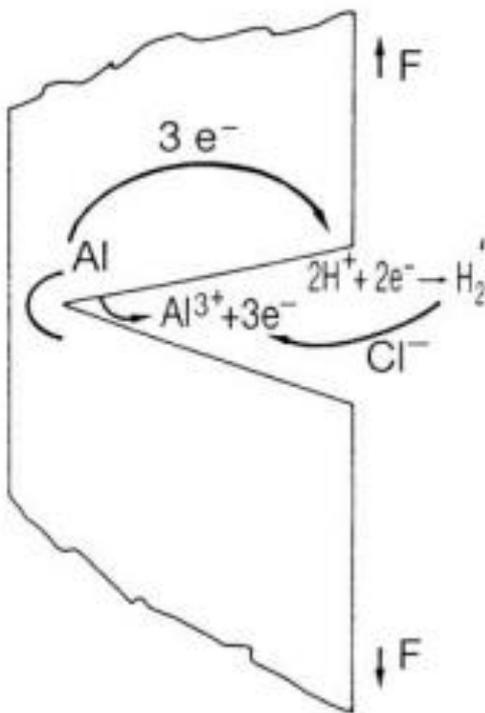
Devido a importância de entender e caracterizar o comportamento da CTF em ligas de alta resistência mecânica utilizadas na área aeronáutica, este tipo de corrosão foi tópico de muitos estudos desde a década de 50. A partir destes estudos, dois possíveis mecanismos foram considerados os mais comuns nas ligas de alumínio de alta resistência, sendo eles: fratura assistida por dissolução anódica; e fragilização por hidrogênio (VARGEL, 2004; KANNAN; SRINIVASAN; RAJA, 2011).

2.4.4.1 Fratura assistida por dissolução anódica

A CTF com propagação eletroquímica é normalmente associada a falha intergranular. Nesse tipo de corrosão, existe a necessidade de os contornos de grãos ou suas vizinhanças apresentem comportamento anódico em relação ao resto da microestrutura, para que a propagação ocorra ao longo do contorno de grão (KANNAN; SRINIVASAN; RAJA, 2011).

A partir do momento em que se cria a região fragilizada, as tensões aplicadas no material resultarão na propagação da trinca nesta região. Com a abertura da trinca ao longo do processo de estiramento, a ponta da trinca que apresenta comportamento anódico é exposta ao meio corrosivo, fragilizando-a e acentuando o efeito da corrosão nas propriedades do material. O fenômeno de fragilização pode ser observado na Figura 30 (VARGEL, 2004).

Figura 30 - Desenho esquemático da corrosão sob tensão fraturante com propagação eletroquímica



Fonte: adaptado de VARGEL, 2004.

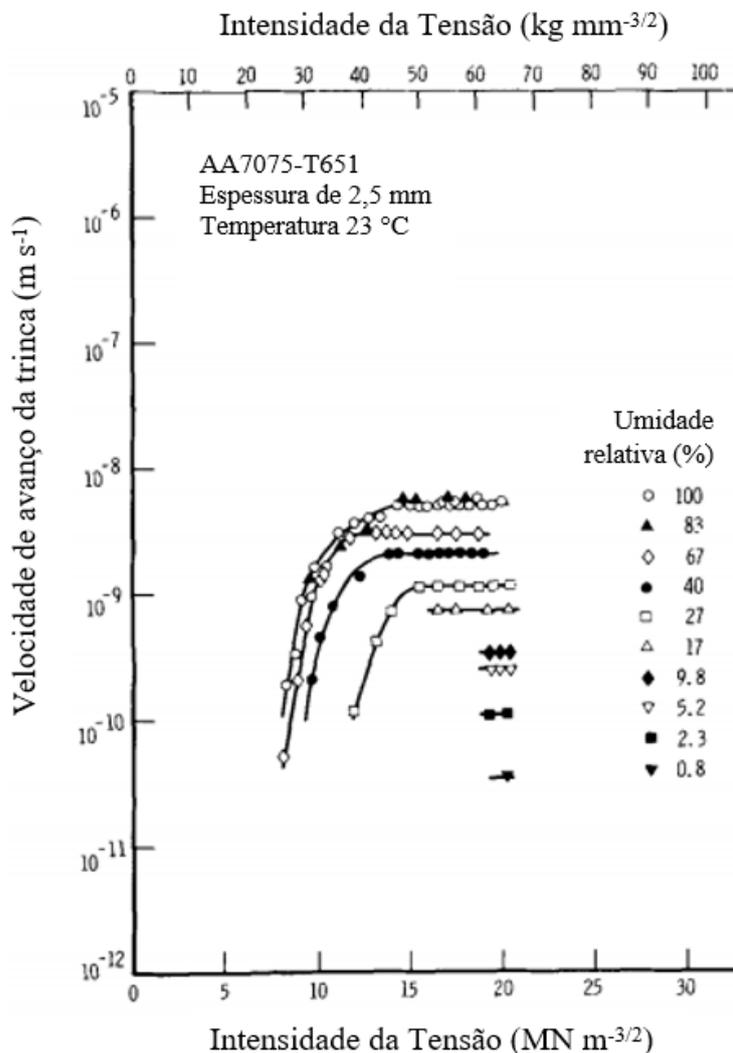
2.4.4.2 Fragilização por hidrogênio

Pites e defeitos já existentes no material são relacionados diretamente com a inicialização de CTF. Porém, foram observados casos em que a CTF é iniciada a partir de uma

concentração crítica de hidrogênio. O aprisionamento de hidrogênio ocorre através da difusão do hidrogênio pelos defeitos microestruturais, como contornos de grãos, lacunas, precipitados, entre outros. Estudos apontam que a difusão de hidrogênio ao longo do contorno de grão pode ser acelerada em função da presença de discordâncias ao redor dos contornos de grão (KANNAN; SRINIVASAN; RAJA, 2011).

Experimentos realizados por SPEIDEL (1975) mostraram que o alumínio apresentou suscetibilidade a umidade atmosférica, demonstrado pelo efeito que a umidade relativa do ar possui na velocidade de propagação da corrosão sob tensão fraturante. Observa-se na Figura 31 que os efeitos da intensidade da tensão é mais relevante com cada incremento de umidade na atmosfera e a velocidade máxima de propagação da trinca é alcançada em umidade de 83% (SPEIDEL, 1975).

Figura 31 - Efeito da umidade relativa na velocidade de propagação da corrosão sob tensão fraturante



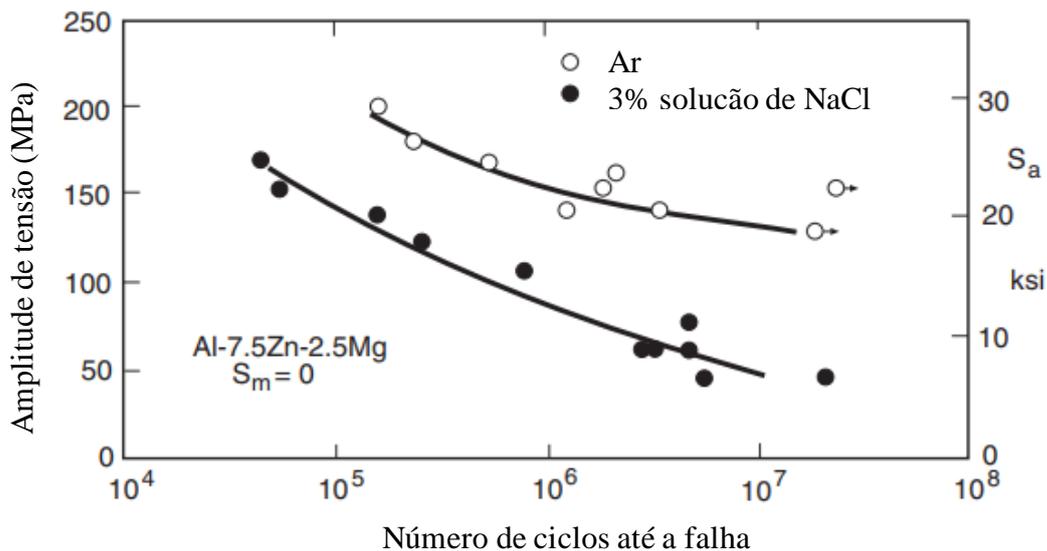
Fonte: adaptado SPEIDEL, 1975.

2.4.5 Corrosão – Fadiga

O fenômeno de corrosão – fadiga é resultado da combinação de um ambiente corrosivo e carregamentos cíclicos. Essa combinação de fatores pode reduzir a vida em fadiga do material, quando comparado em ambientes considerados inertes. A maioria dos materiais metálicos, que apresentam camada passiva ou não, estão suscetíveis ao fenômeno de corrosão – fadiga, principalmente quando estão expostos a ambientes que apresentam umidade e/ou atmosferas salinas (MORETO, 2012; YANG, 2008; DOWLING, 2014).

A corrosão – fadiga fica evidente quando é realizada a comparação da curva de Wöhler em meio ambiente e em meio corrosivo, exemplificada pela curva obtida para a liga Al-7,5Zn-2,5Mg apresentada na Figura 32. Na presença de névoa salina, mecanismos de corrosão por pites são acionados, produzindo defeitos superficiais que atuam como concentradores de tensão. A presença desses defeitos diminui a vida à fadiga da liga Al-7,5Zn-2,5Mg, representada pela diminuição do número de ciclos até a falha quando comparado com o meio ambiente na mesma amplitude de tensão (MORETO, 2012; DOWLING, 2014).

Figura 32 - Efeito da névoa salina no comportamento à fadiga de uma liga de alumínio



Fonte: adaptado de DOWLING, 2014.

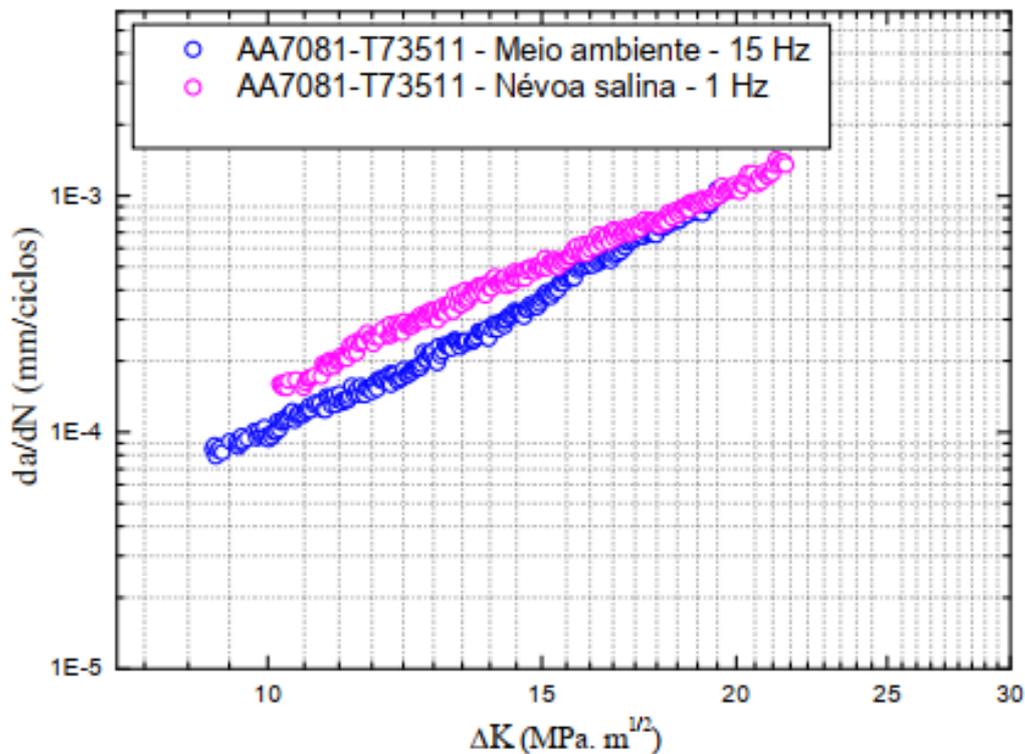
Por se tratar de uma variável que depende do tempo de exposição ao meio corrosivo, a profundidade do pite é relacionada à frequência e o número de ciclos do ensaio de corrosão – fadiga, fazendo com que cada frequência de ensaio gere uma curva de Wöhler diferente. Já a relação número de ciclos – profundidade do pite apresenta efeitos na propagação da trinca no ensaio de fadiga. Resumidamente, a taxa de crescimento total da trinca (V) é a soma entre a taxa

de crescimento da trinca devido aos mecanismos mecânicos (V_{mec}) e a taxa de crescimento do pite de corrosão (V_{corr}), representada pela equação (KOVALOV *et al*, 2018; DOWLING, 2014):

$$V = V_{mec} + V_{corr} \quad (27)$$

A taxa de crescimento total da trinca no fenômeno de corrosão – fadiga atuará como um concentrador de tensão e possuirá um valor de fator de concentração de tensão variando com o número de ciclos. Esse valor pode ser modificado para representar a relação da/dN e ser relacionado com o fator de concentração de tensão, gerando gráficos para a lei de Paris-Erdogan. A Figura 33 apresenta o efeito do meio corrosivo na propagação da trinca em fadiga da liga AA7081-T73511 no intervalo II da lei de Paris-Erdogan, onde a corrosão – fadiga apresentará um crescimento mais rápido da trinca e uma menor resistência à propagação da trinca.

Figura 33 - Curva de propagação da trinca por fadiga para a liga AA7081-T73511 em meio ambiente e em névoa salina



Fonte: MORETO, 2012.

2.4.6 Estudo da corrosão na liga AA2198

O comportamento da corrosão da liga AA2198 foi investigado por DONATUS *et al* (2018) e ARAUJO *et al* (2018), ambos os experimentos utilizaram 0,01 mol L⁻¹ de NaCl para observar

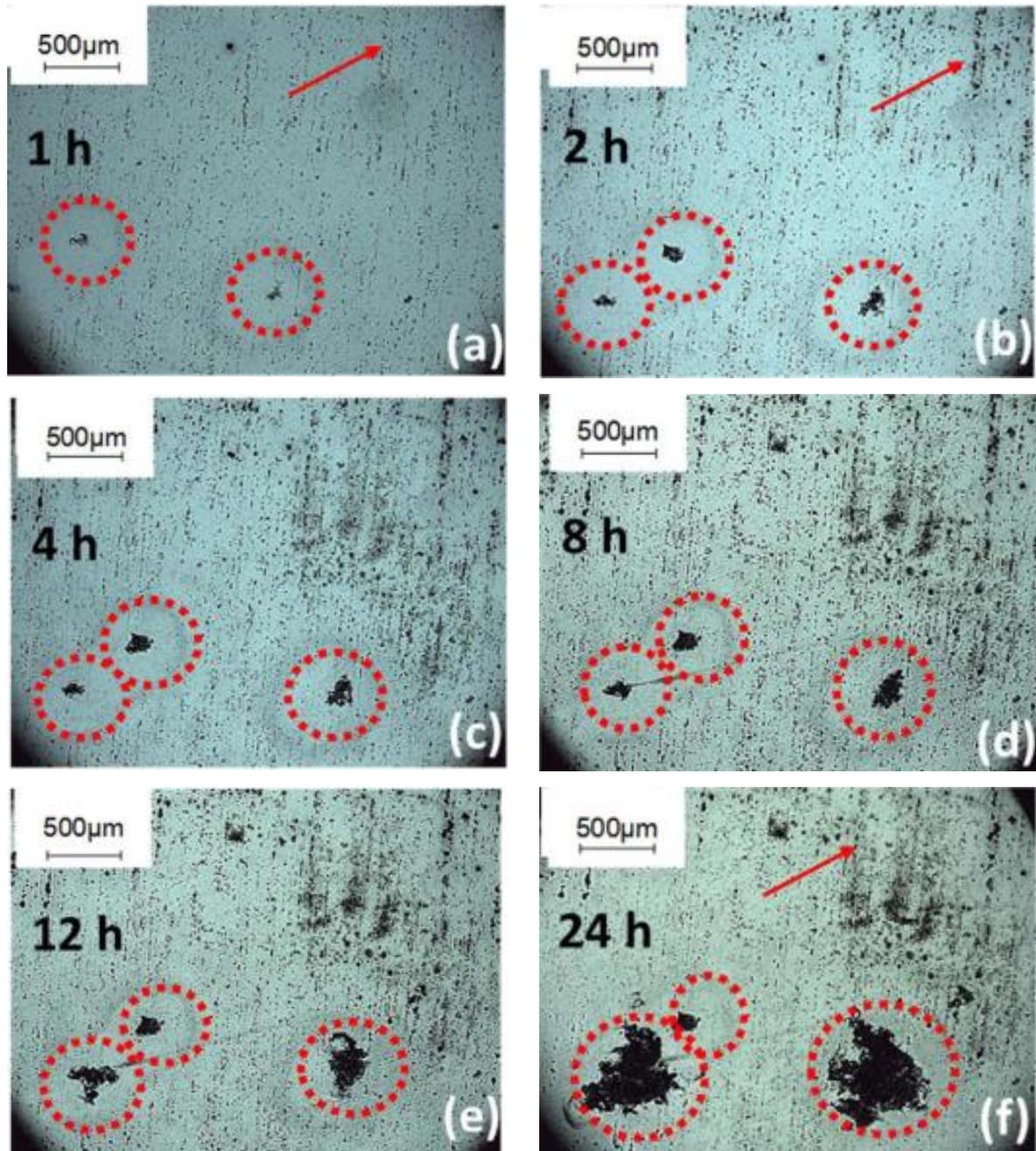
os fenômenos. A Figura 34 mostra a evolução da corrosão localizada severa (SLC) na liga AA2198. Conforme a Figura 34.a, após 1 hora de exposição ao meio corrosivo, pequenas cavidades associadas com a atividade dos constituintes metalúrgicos são formadas, expondo a superfície do material. Esta primeira região ativa origina pite de SLC de vida curta e apresenta pH alto, conforme a Figura 35. A vida curta dos pites da SLC nesta região é relacionada com repassivação (ARAUJO *et al*, 2018; DONATUS *et al*, 2018).

A área de pH alto consiste em partículas catódicas, normalmente formadas por ferro, cobre e alumínio, com teores de cobre variando de 27% a 30%. Essa região de partículas é considerada catódica em relação a matriz, que sofrerá com a SLC. A matriz apresentará um anel despassivado, onde no centro ocorrerá a SLC primária, liberando bolhas de hidrogênio e diminuindo pH da região, representada pela região azulada da Figura 35 (ARAUJO *et al*, 2018; DONATUS *et al*, 2018).

O crescimento da SLC primária é contínuo ao longo do experimento e apenas será interrompida se ocorrer uma alta deposição de produto de corrosão no pite. Ao atingir 8 horas de experimento, a região catódica diminui a taxa de nucleação de novos pites. Quando ocorre a interação entre dois pites de SLC, apenas um irá continuar o processo de corrosão, enquanto o outro não apresentará mais mudanças em suas dimensões. Nos locais que apresentam SLC, o ataque do tipo cristalográfico é observado, caracterizando a propagação da SLC cristalograficamente. A corrosão cristalográfica é evidente em amostras que foram expostas ao eletrólito por longos períodos. A Figura 36 apresenta a corrosão cristalográfica da liga AA2198-T851 (ARAUJO *et al*, 2018; DONATUS *et al*, 2018).

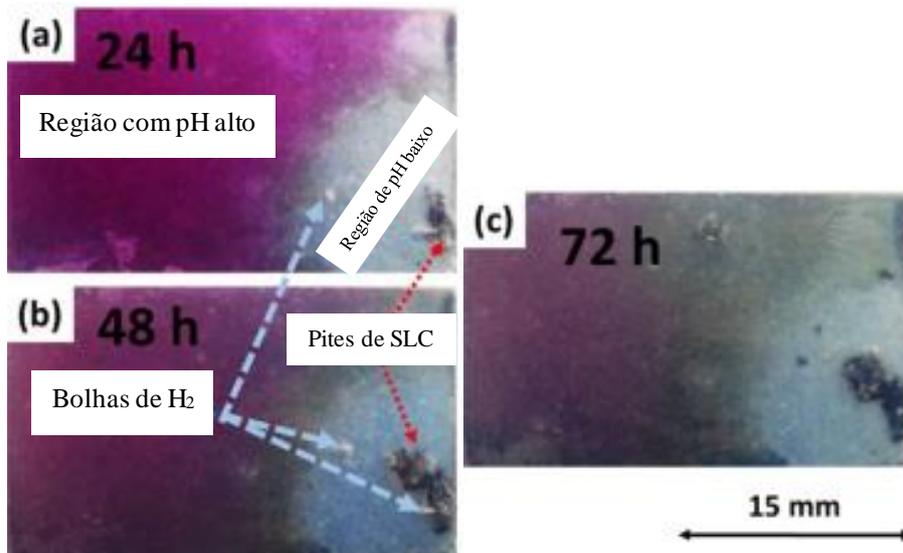
Na investigação realizada por ARAUJO *et al* (2019), observou-se o efeito dos tratamentos térmicos T8 e T851 em meio corrosivo na liga AA2198. Esses tratamentos térmicos apresentam diferenças entre si, sendo que o T8 consiste na solubilização, trabalho à frio e envelhecimento artificial, já o T851 consiste na solubilização, alívio de tensões através do estiramento e envelhecimento artificial. O experimento foi realizado por meio da imersão das amostras em solução de $0,01 \text{ mol de NaCl}^{-1}$ por 24 horas. No caso do tratamento T8, o ataque corrosivo avançou na direção de deformação e a SLC foi associada a dissolução seletiva dos grãos. Já no caso do tratamento T851, observou ataques nas bandas de deslizamento oriundas do tratamento térmico. Além disso, a profundidade do pite nas amostras foi consideravelmente diferente nas amostras do tratamento T8 e T851, com valores no alcance de $1 \text{ }\mu\text{m}$ a $5 \text{ }\mu\text{m}$ e $8 \text{ }\mu\text{m}$ a $35 \text{ }\mu\text{m}$, respectivamente.

Figura 34 - Microscopia óptica da AA2198-T851 exposta a $0,01 \text{ mol L}^{-1}$ de NaCl por (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 4 h; (d) 8 h; (e) 12 h e; (f) 24 h



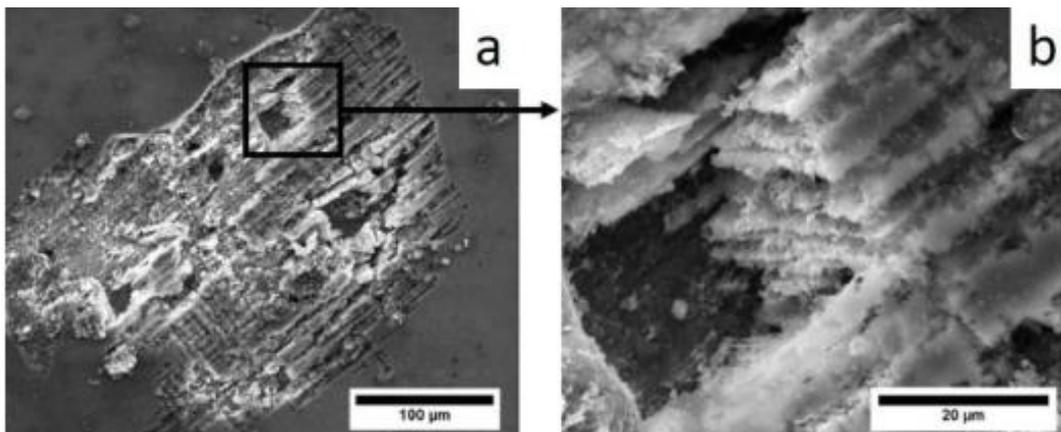
Fonte: ARAUJO *et al*, 2018.

Figura 35 - Imagens do ensaio de corrosão em gel ágar da AA2198-T851 após (a) 24 h, (b) 48 h e (c) 72 h



Fonte: DONATUS *et al*, 2018. TRADUZIR

Figura 36 - Imagens da superfície da AA2198-T851 mostrando a morfologia da corrosão cristalográfica



Fonte: DONATUS *et al*, 2018.

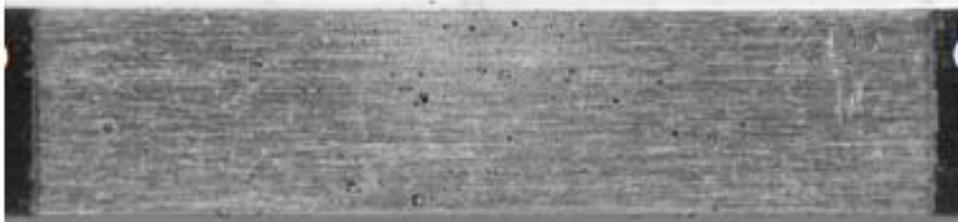
2.4.7 Degradação das propriedades mecânicas

ALEXOPOULOS *et al* (2016) desenvolveram um estudo com o intuito de investigar os efeitos que da corrosão nas propriedades mecânicas da liga AA2198. As chapas da liga AA2198 de 3,2 mm foram expostas a solução EXCO por 2 h, 6 h, 12 h, 24 h e 48 h. Logo após a exposição ao meio corrosivo, as amostras foram ao ensaio de tração de acordo com a norma ASTM E8.

A exposição da liga AA2198 a solução EXCO induziu a criação de pites na superfície, atuando como trincas superficiais. O crescimento da trinca, nos ensaios de tração nas amostras que foram submetidas ao eletrólito, seguiu preferencialmente nos contornos de grãos. Após o estiramento, os sinais de fragilização induzidos pela corrosão ficam mais claros, como mostra a Figura 37 (ALEXOPOULOS *et al*, 2016).

Figura 37 - Superfície da AA2198-T3 exposta ao meio corrosivo por 24 horas. (a) Antes do ensaio de tração e (b) Depois do ensaio de tração

(a)



(b)



Fonte: adaptado de ALEXOPOULOS *et al*, 2016.

Os resultados obtidos para a degradação das propriedades mecânicas da liga AA2198 foram comparados com a liga AA2024 nas mesmas condições, como demonstra a Figura 38. A liga AA2024 é significativamente mais afetada ao ser exposta ao meio corrosivo, com um decréscimo de 21% do valor original de limite de escoamento após 10 horas de exposição. A liga AA2198, diferente da liga AA2024, não apresenta grandes mudanças no limite de escoamento, mesmo exposta a 48 horas a solução corrosiva. Esta pequena mudança no limite de escoamento da liga AA2198 pode estar ligada ao decréscimo da espessura efetiva da peça (ALEXOPOULOS *et al*, 2016). A Figura 38.a apresenta os dados comparativos dos limites de escoamento da liga AA2024 e liga AA2198.

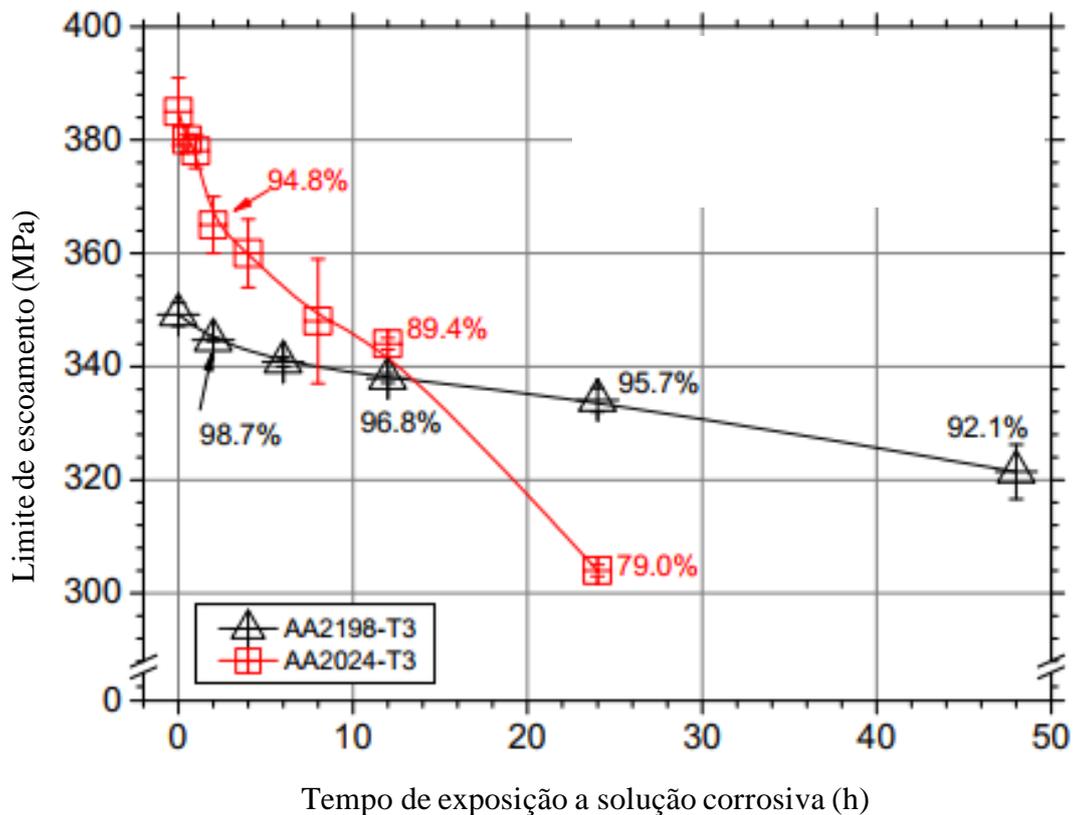
Diferentemente do limite de escoamento, ambas as amostras apresentam quedas substanciais no limite de resistência. Após 12 horas, a liga AA2024 apresentou 87,4% do valor do limite de resistência inicial, apresentando uma queda semelhante a observada no limite de escoamento. A liga AA2198 em 12 horas exibiu uma redução significativa no limite de resistência, apresentando 92,1% do valor inicial. No intervalo entre 12 horas e 48 horas, a queda

do limite de resistência da liga AA2198 apresenta um comportamento quase linear, chegando a 81,4% dos valores iniciais após 48 horas (ALEXOPOULOS, *et al*, 2016). A Figura 38.b apresenta os dados comparativos dos limites de resistência da AA2024 e AA2198.

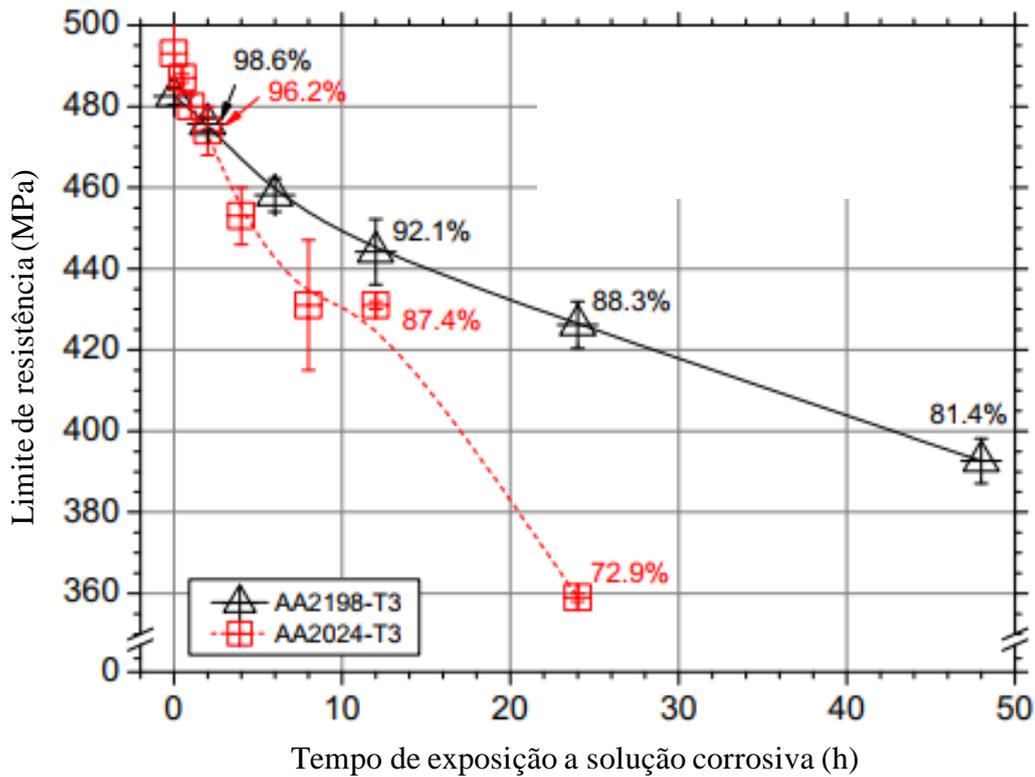
O alongamento é a propriedade mecânica mais afetada pelo meio corrosivo, em ambas as ligas. A liga AA2024 possui apenas 31,3% do alongamento inicial após 24 horas, já a liga AA2198 apresenta a mesma queda com 48 horas de exposição. Esta diferença na taxa de perda de ductilidade é um indício que a liga AA2198 apresenta uma resistência a corrosão maior que a liga AA2024 (ALEXOPOULOS *et al*, 2016). A Figura 38.c apresenta os dados comparativos dos alongamentos da AA2024 e AA2198.

Figura 38 - Comparação da degradação das propriedades mecânicas das ligas 2198-T3 e 2024-T3. (a) Limite de escoamento, (b) Limite de resistência e (c) Alongamento

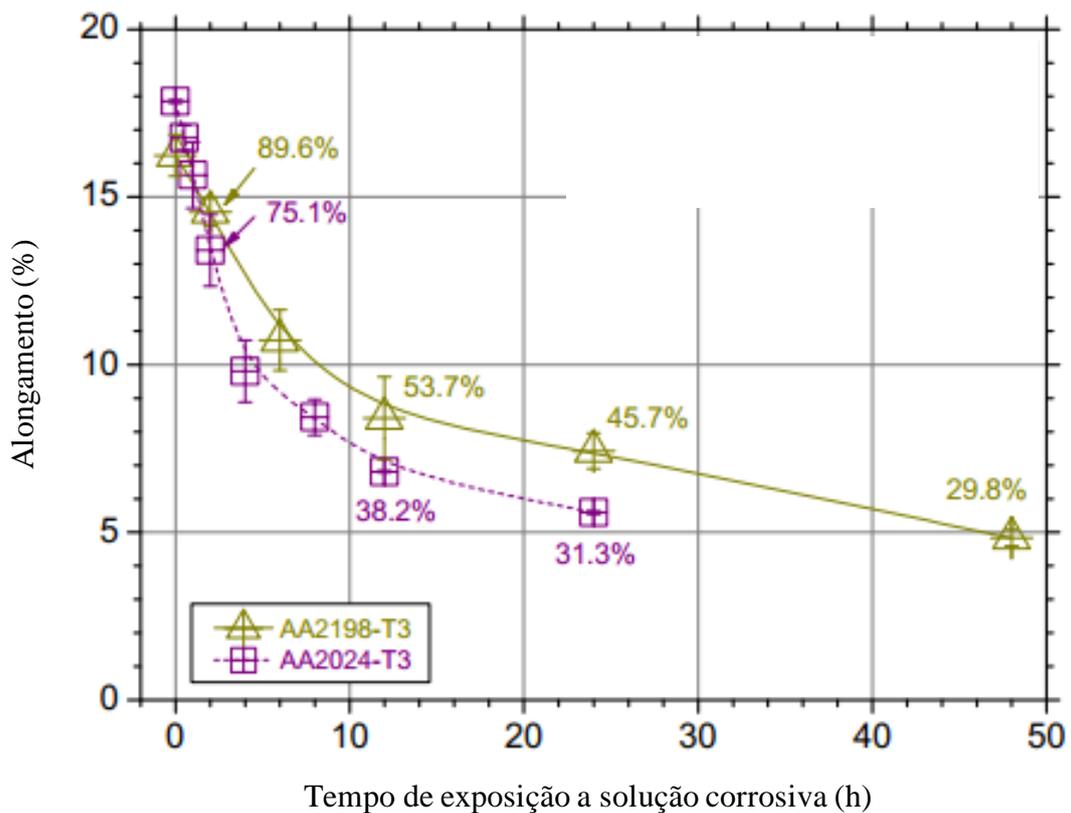
(a)



(b)



(c)

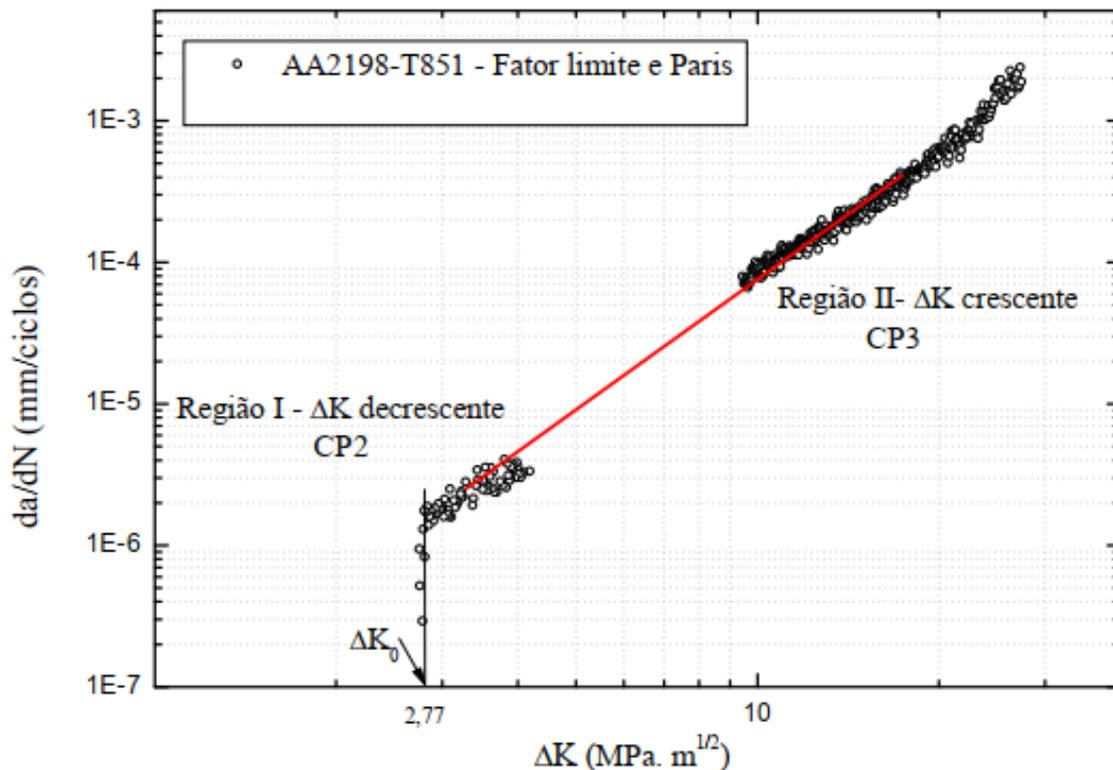


2.4.8 Efeito do meio corrosivo no fator de concentração de tensão da AA2198

A propagação da trinca pode variar devido a diversos fatores como: tipo de material; tratamento térmico e; ambiente em que o material está exposto. Com o intuito de entender o efeito do meio corrosivo na propagação da trinca por fadiga da liga AA2198-T851 no intervalo I e II, MORETO (2012) realizou estudos variando o meio em que o ensaio era realizado.

Primeiramente, foi necessária a caracterização do valor assintótico da fator cíclico de intensidade de tensão (ΔK_0) no meio ambiente da liga AA2198-T851 que, a partir dos dados e análise da Figura 39, obteve-se o valor de 2,77 MPa.m^{1/2}, sendo o valor inicial obtido através da análise do intervalo I. Quando comparado com o ΔK_0 da liga AA2524-T3 de 1,70 MPa.m^{1/2}, uma liga utilizada na forma de chapas finas em fuselagens, observa-se uma vantagem considerável na questão de propagação de defeitos devido ao esforço cíclico.

Figura 39 - Curva de propagação da trinca por fadiga da liga AA2198-T851 utilizada para obter o valor de ΔK_0

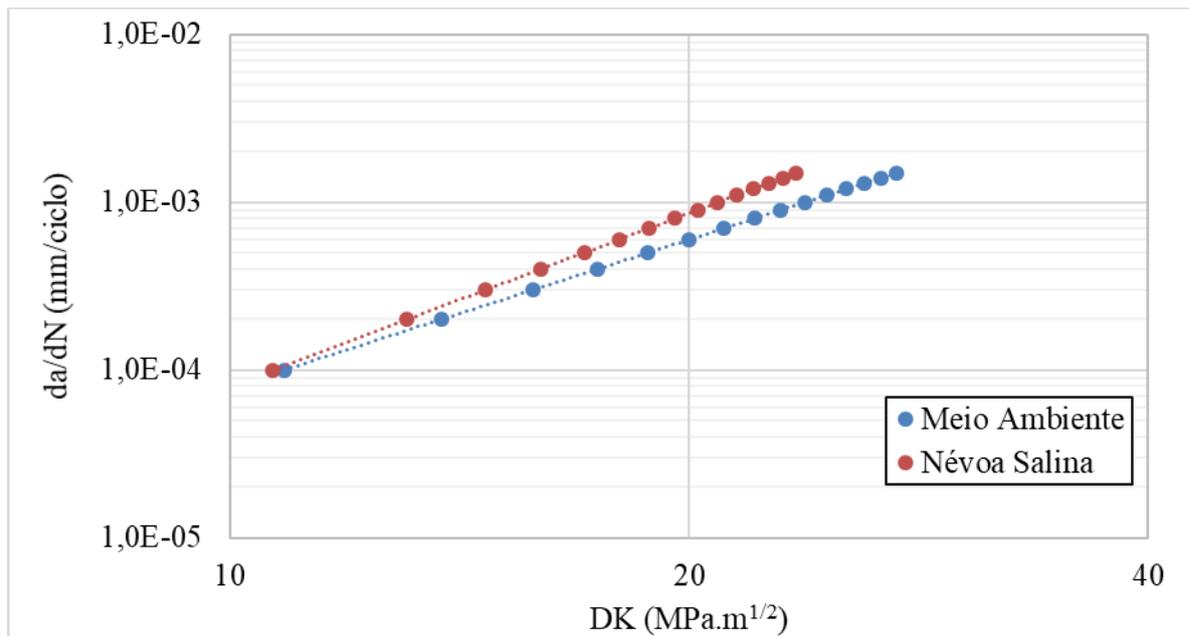


Fonte: MORETO, 2012.

Para a segunda etapa do experimento, MORETO (2012) levantou curvas de propagação de trinca por fadiga em função da variação do fator de cíclico de intensidade de tensão em meio ambiente a 15 Hz e névoa salina a 1 Hz, apresentadas na Figura 40. A partir desses resultados

obtidos no intervalo II, obteve-se os dados listados na Tabela 11. Como esperado, o valor de m no meio ambiente é menor que na névoa salina, indicando que a propagação da trinca por fadiga é acelerada na presença do meio corrosivo. Além disso, o valor de C é maior no meio ambiente que na névoa salina, indicando que a resistência à propagação de trinca do material é afetada quando exposta ao meio corrosivo.

Figura 40 - Curva de propagação de trinca por fadiga para a liga AA2198-T85 em meio ambiente a 15 Hz e névoa salina a 1 Hz



Fonte: MORETO, 2012.

Tabela 11 - Propriedades do intervalo II da lei de Paris-Erdogan da liga AA2198-T851 em Meio ambiente e Névoa salina

Amostra	m	C
Meio Ambiente	2,93	$9,24 \times 10^{-8}$
Névoa salina	3,43	$2,97 \times 10^{-8}$

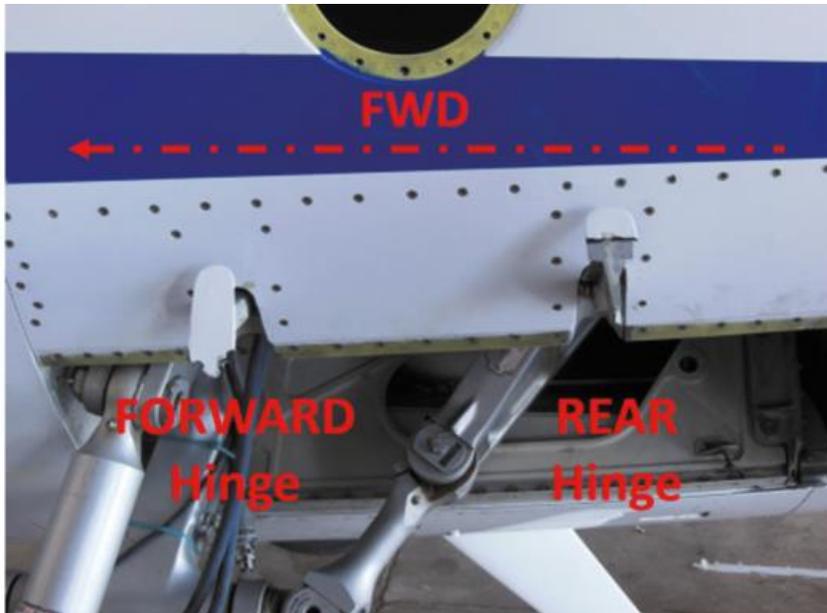
Fonte: adaptado de MORETO, 2012.

2.5 FALHA EM COMPONENTE AERONÁUTICO

Uma aeronave militar de transporte executivo italiano experienciou a perda de seu principal mecanismo da porta do trem de pouso durante o processo de decolagem. Após o ocorrido, ZUCCA *et al* (2017) iniciaram a investigação para desvendar a causa raiz da falha do mecanismo da porta do trem de pouso, visando desenvolver soluções e métodos para prevenir

problemas similares. O componente, produzido com AA7075, fraturou na articulação dianteira e traseira, evidenciada pela Figura 41.

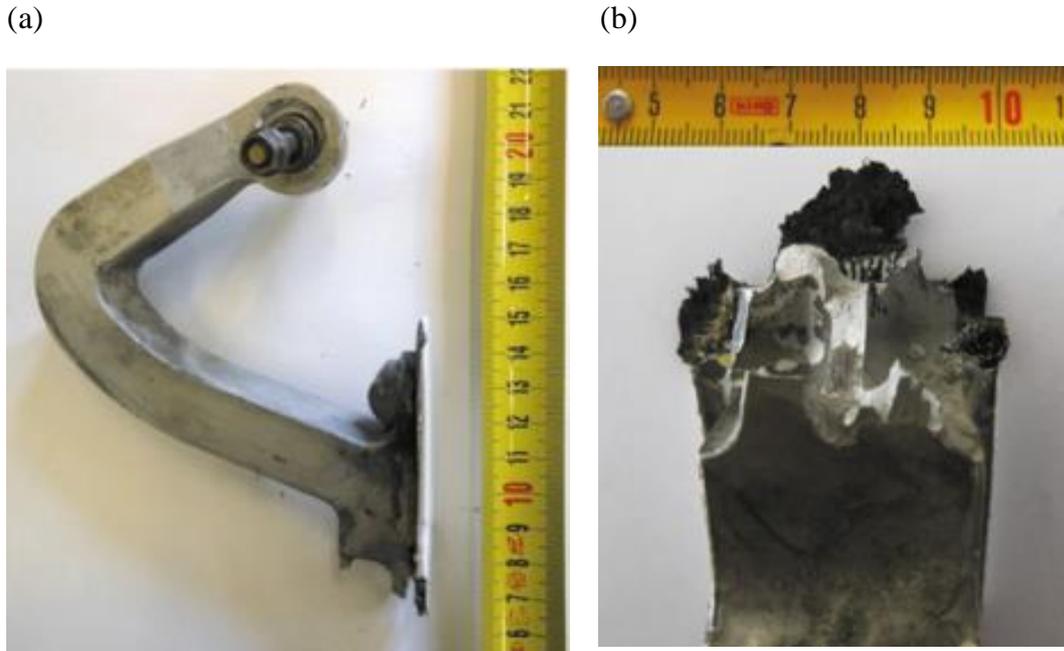
Figura 41 - Localização da porta do trem de pouso da aeronave estudada e o posicionamento da articulação traseira e dianteira



Fonte: ZUCCA *et al*, 2017.

A articulação dianteira fraturada, apresentada na Figura 42.a, foi utilizada para a primeira análise de superfície da fratura. Pode-se observar que a morfologia da fratura apresentada na Figura 42.b é típica de fratura instantânea ocasionada pelo excesso de carga, devido a sua aparência opaca e com planos de fratura orientados a 45°. Essa morfologia dá indícios que a fratura do componente é uma consequência da fratura do mecanismo da porta do trem de pouso (ZUCCA *et al*, 2017).

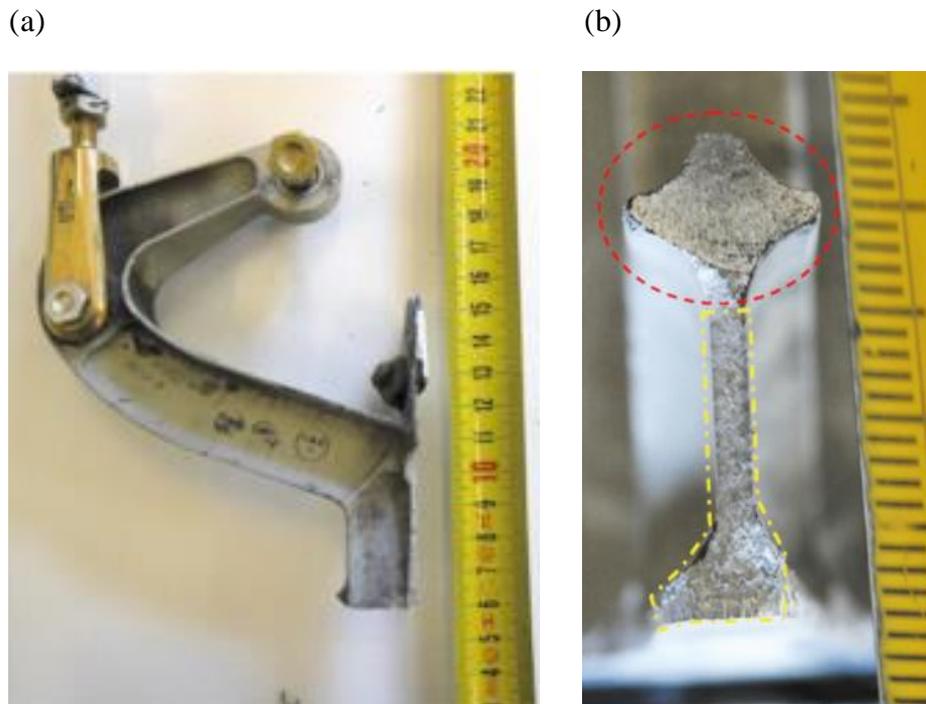
Figura 42 - Articulação dianteira que apresentou a fratura. (a) Peça fraturada com escala e; (b) Superfície de análise



Fonte: ZUCCA *et al*, 2017.

Já a articulação traseira, apresentada pela Figura 43.a, apresentou uma morfologia de fratura diferente da que foi observada na articulação dianteira. A partir da análise feita na superfície de fratura, apresentada na Figura 43.b, observa-se duas regiões distintas. A região destacada com a linha pontilhada vermelha apresenta uma superfície plana e aparência brilhante, sem nenhuma deformação plástica relevante. Já a região destacada com a linha pontilhada amarela apresenta uma aparência opaca e superfície grosseira, tipicamente encontrada em fraturas instantâneas (ZUCCA *et al*, 2017).

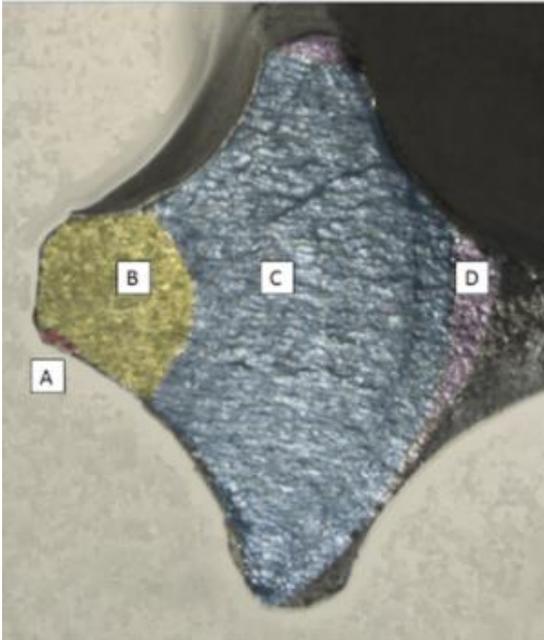
Figura 43 - Articulação traseira que apresentou a fratura. (a) Peça fraturada com escala e; (b) Superfície de análise



Fonte: ZUCCA *et al*, 2017.

A região destacada em vermelho na Figura 43.b, quando observada mais de perto, pode ser separada em 4 regiões, como demonstra a Figura 44. As áreas podem ser definidas como: (A) Ponto de iniciação; (B) e (C) mecanismos de falha em fadiga e; (D) propagação instável da trinca devido à sobrecarga (ZUCCA, *et al*, 2017).

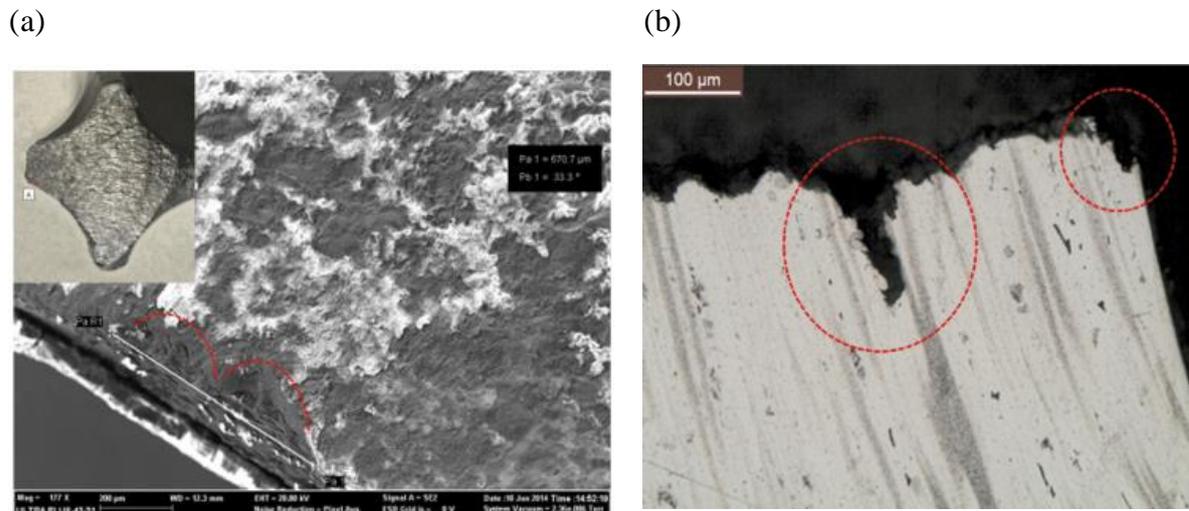
Figura 44 - Superfície da fratura do mecanismo da porta do trem de pouso



Fonte: ZUCCA *et al*, 2017.

A região 'A' é considerada o ponto de maior interesse para a fratura do componente, por ser a iniciação da fratura. Através da análise da microscopia eletrônica de varredura presente na Figura 45.a, observou-se que a região 'A' apresentou pites de corrosão. Na metalografia óptica da seção transversal da superfície fraturada, apresentada na Figura 45.b, também foi possível observar pites de corrosão com profundidade de 100 μm . Além disso, ao analisar a superfície do material na Figura 45.b, é possível observar diversas irregularidades na camada passiva da liga de alumínio (ZUCCA *et al*, 2017).

Figura 45 - Análise do ponto de inicialização da fratura. (a) Microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura e; (b) Microscopia óptica da seção transversal da fratura



Fonte: ZUCCA *et al*, 2017.

Ao observar o componente em aeronaves similares, a articulação traseira estava apresentando defeitos na pintura, como demonstra a Figura 46. A corrosão por pites foi iniciada devido à diferença de potencial entre a superfície sem pintura e com pintura. Com isso, falha por fadiga do componente foi intensificada pelo efeito da corrosão por pites, que atuou como concentrador de tensão e diminuiu a vida útil do componente mecânico (ZUCCA *et al*, 2017).

Figura 46 - Articulação de uma aeronave similar, apresentando falhas na pintura



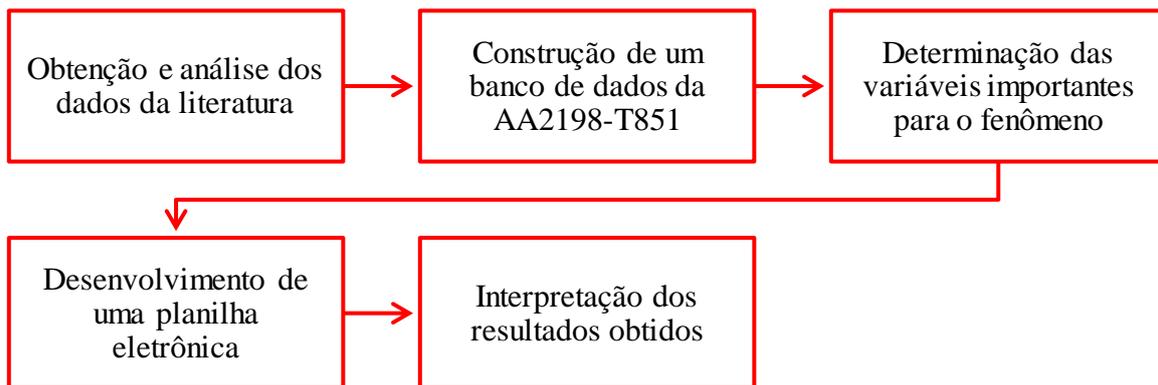
Fonte: ZUCCA *et al*, 2017.

3 METODOLOGIA

Com o intuito de investigar os efeitos dos parâmetros do ensaio de corrosão – fadiga na liga AA2198-T851, o presente trabalho utilizou dados retirados da literatura para desenvolver uma metodologia de cálculo por planilha eletrônica, definindo intervalos teóricos em que pode ocorrer a falha por fadiga.

A metodologia adotada para o presente trabalho pode ser resumida através do fluxograma apresentado na Figura 47, onde são identificadas as 5 etapas de desenvolvimento do cálculo teórico e como cada uma interage entre si.

Figura 47 - Fluxograma da metodologia adotada para a realização do projeto



Fonte: Autor.

3.1 ANÁLISE DA LITERATURA E DESENVOLVIMENTO DO BANCO DE DADOS DA AA2198-T851

A obtenção e análise dos dados da literatura foi dividida em três frentes distintas, sendo elas: comportamento à fadiga e; propriedades à corrosão.

Os dados do comportamento à fadiga da liga AA2198-T851 foram extraídos do trabalho de GAMBONI *et al* (2013). Apesar do trabalho apresentar as curvas de Wöhler com razão de carregamento de 0,1, não é considerado correta a aplicação da correção de Morrow para obter propriedades do material no comportamento à fadiga.

A partir dessa deficiência, o presente trabalho utilizou apenas a razão de carregamento de 0,1 e suas respectivas características. Para obter as características do comportamento à fadiga com razão de carregamento de 0,1, utilizou-se o software Webplot digitizer para extrair os pontos das curvas de Wöhler do trabalho de GAMBONI *et al* (2013), onde foram transportados para o Microsoft Excel. Na planilha eletrônica, plotou-se as curvas de Wöhler, onde eles foram

aproximados para uma linha de tendência de potência. Através da equação 28, o valor de F do comportamento à fadiga foi calculado.

$$F = \frac{A}{2g} \quad (28)$$

onde A é o coeficiente angular da reta da curva de Wöhler em escala di-log.

Além de fazer o levantamento das características do comportamento à fadiga com razão de carregamento de 0,1, foi realizado um levantamento do limite de escoamento, limite de resistência e alongamento da liga AA2198-T851, visando observar se o material analisado se aproxima dos valores encontrados em outras literaturas.

Os dados do comportamento à corrosão foram divididos em duas partes, sendo elas: variação da profundidade do pite e ; variação do diâmetro médio do pite. Para compreender a variação da profundidade do pite em função do tempo, utilizou-se o estudo de DONATUS *et al* (2018). Em 24 horas de exposição à solução de 0,01 L⁻¹ de NaCl, observou-se pites com profundidade entre 8 μm e 35 μm . A partir desses dados experimentais, calculou-se o valor da constante k da equação 22 para os dois extremos de pites encontrados experimentalmente.

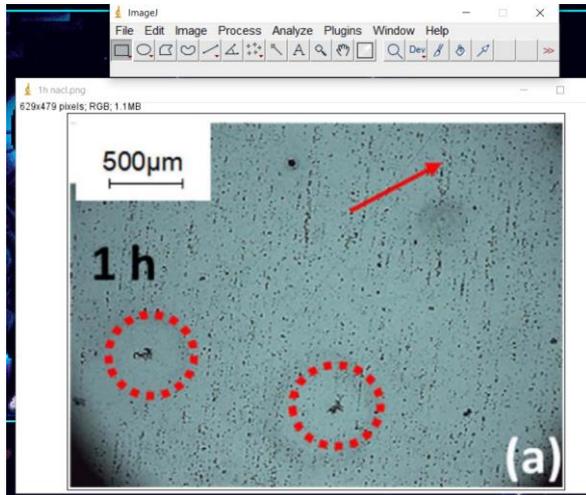
$$p = k \cdot t^{\frac{1}{3}} \quad (19)$$

Os diâmetros médios dos pites em função do tempo foram caracterizados a partir dos estudos realizados por ARAUJO *et al* (2018) e DONATUS *et al* (2019). No trabalho de ARAUJO *et al* (2018), os diâmetros dos pites foram caracterizados através do software ImageJ e das metalografias presentes na Figura 34. Os experimentos envolveram a exposição da liga AA2198-T851 ao meio corrosivo de 0,01 L⁻¹ de NaCl por 1 h, 2 h, 3 h, 4 h, 8 h, 12 h e 24 h, com a limpeza contínua do produto de corrosão. A metodologia completa utilizada no software ImageJ pode ser observada na Figura 48.

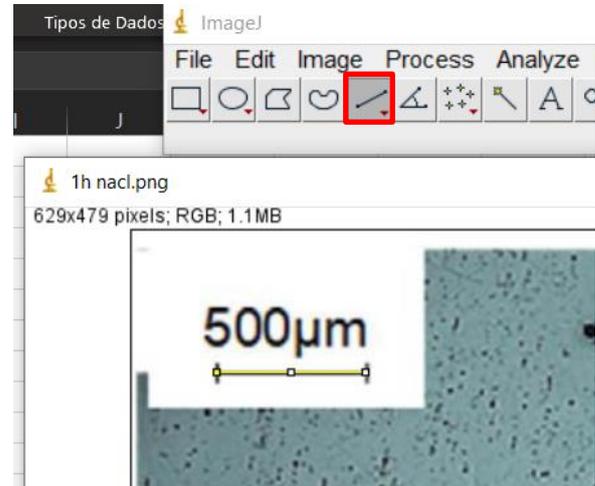
A primeira etapa da análise de imagens, representada pela Figura 48.a, consistiu na exportação das metalografias para o software. Com a metalografia no software, a ferramenta *Straight*, destacada pelo quadrado vermelho na Figura 48.b, foi selecionada e utilizada para demarcar os limites da barra de escala. Logo em seguida, selecionou-se na barra de inicialização a opção *Analyze* e a função *Set Scale*, apresentadas na Figura 48.c. Ao selecionar a função *Set Scale*, a aba apresentada pela Figura 48.d foi aberta, onde foi informada o valor da barra de escala da metalografia de 500 μm no espaço *Known Distance* e a unidade de medida de micrometro no espaço *Unit of Length*. Após determinar a escala da reta guia do software, utilizou-se a função *Straight* nos pites e , logo em seguida, iniciou-se a função *Set Scale* para obter os valores dos diâmetros no espaço *Known Distance*, como demonstra a Figura 48.e.

Figura 48 - Representações visuais das etapas de análise de imagens utilizando o software ImageJ

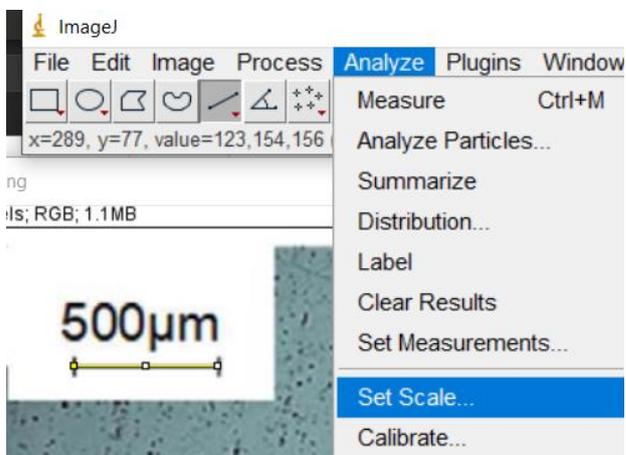
(a)



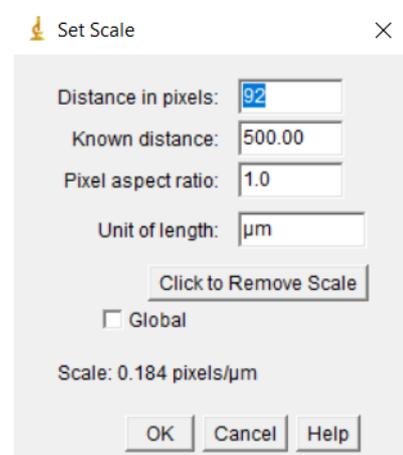
(b)



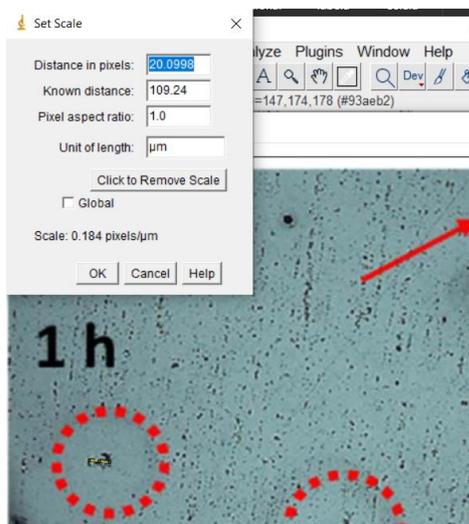
(c)



(d)



(e)



Fonte: Autor.

Diferente de ARAUJO *et al* (2018), DONATUS *et al* (2019) listou a evolução do diâmetro do pite de corrosão da liga AA2198-T851 exposto a $0,01 \text{ L}^{-1}$ de NaCl por 7 h, 9 h, 13 h e 24 h sem a limpeza do produto de corrosão. Os resultados de ambos os trabalhos foram exportados para uma planilha eletrônica, onde foi observada uma linha de tendência de potência.

Após a análise da literatura, os dados foram transportados para um banco de dados no software Microsoft Excel, onde foram realizadas as etapas de cálculo.

3.2 DETERMINAÇÃO DAS VARIÁVEIS E CÁLCULO DO COMPORTAMENTO A CORROSÃO – FADIGA

Para o cálculo da vida em corrosão – fadiga da liga AA2198-T851, primeiramente foram listadas as equações apresentadas na Tabela 12 consideradas necessárias para essa previsão.

Com as equações definidas, determinou-se as variáveis de entrada para o problema, sendo elas: amplitude de tensão; frequência e; coeficiente k do meio corrosivo. Os valores das características da curva de Wöhler com razão de carregamento diferente de 0,1 foram valores fixos e do ensaio sem meio corrosivo.

O critério de falha adotado para a simulação é quando a primeira trinca oriunda de esforços mecânica é nucleada.

O trabalho utilizou três metodologias para determinar a vida em fadiga, sendo elas: pite de espessura desprezível localizado na extremidade do material; pite esférico passante no centro do material e; metodologia de cálculo do limite de fadiga através da área equivalente, proposta por MURAKAMI (2002).

Tabela 12 - Lista de equações utilizadas para a previsão da vida em fadiga da AA2198-T851 em meio corrosivo

Descrição	Equação
Fator de concentração de tensão (Buraco)	$K_t = 1 + \frac{2c}{d}$
Fator de concentração de tensão (Trinca)	$K_t = 1,12 \sigma_0 \sqrt{\pi \cdot a}$
Fator de concentração de tensão (Razão de tensões)	$K_t = \frac{\sigma_{atuante}}{\sigma_0}$
Equação de Basquin	$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b$
Razão de carregamento	$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$
Amplitude de tensão	$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$
Limite de fadiga (MURAKAMI, 2002)	$\sigma_w = \frac{1,43(Hv + 120)}{(\sqrt{\acute{a}rea})^{\frac{1}{6}}} \cdot \left[\frac{1 - R}{2} \right]^\alpha$
Característica F da curva de Wöhler para uma razão de carregamento diferente de -1	$F = \frac{A}{2^g}$
Profundidade do pite	$p = k \cdot t^{\frac{1}{3}}$
Regra de Palmgren-Miner	$\sum \frac{N_i}{N_f} = 1$

Fonte: Autor.

A primeira metodologia de cálculo pode ser observada através do fluxograma apresentado na Figura 49, onde é considerado o pite como trinca de espessura desprezível, ou seja, a sua espessura é consideravelmente menor que a sua profundidade, como é possível observar pelo desenho esquemático apresentado na Figura 50. Ao definir os valores das variáveis de entrada, destacadas pelos retângulos vermelhos, o cálculo foi realizado automaticamente através da programação apresentada na Figura 51.

A coluna principal da planilha eletrônica foi o número de ciclos que varia com a determinação de um passo. A partir do número de ciclos em que o cálculo seria realizado, foi feita a conversão do número de ciclos para a quantidade de tempo (t) em horas a partir da frequência escolhida, através da equação:

$$t = \frac{N}{f \cdot 3600} \quad (29)$$

onde f é a frequência em que o sistema se encontra e N o número de ciclos em que o ensaio se encontra.

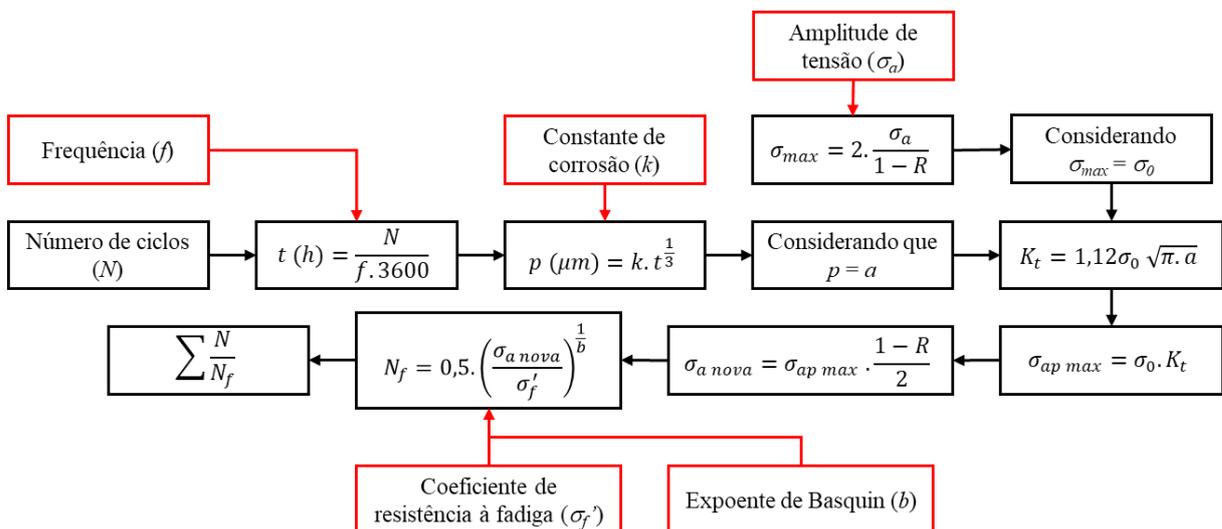
A partir do tempo, foi realizada a estimativa da profundidade de um pite localizado na extremidade de um corpo, baseando-se nos dados de DONATUS *et al* (2018). Além da profundidade do defeito, é necessária a tensão nominal aplicada para que seja possível definir o fator de concentração de tensão. Para isso, utilizou-se a amplitude de tensão selecionada para o ensaio, onde foi calculada a tensão máxima do ensaio de fadiga. A tensão máxima do ensaio de fadiga foi considerada como a tensão nominal, por ser a maior tensão que a ponta da trinca será submetida.

Com o valor do fator de concentração de tensão, calculou-se o valor da tensão atuante na sessão da trinca que, logo em seguida, foi utilizada como a nova tensão máxima do ensaio de fadiga. Essa nova tensão máxima foi utilizada para observar a amplitude de tensão que a região era submetida.

A nova amplitude de tensão foi utilizada para calcular o número de ciclos necessários para que ocorra a falha, baseando-se nos dados das características do comportamento à fadiga com razão de carregamento de 0,1, obtidos no trabalho de GAMBONI *et al* (2013).

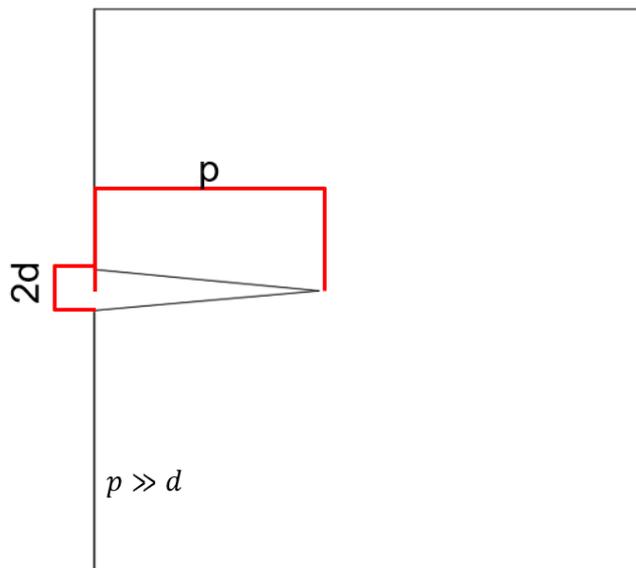
O valor do número de ciclos até a falha calculado para a nova amplitude de tensão local foi utilizado para determinar a quantos porcentos da vida em fadiga do componente foi utilizada. Com o valor calculado a vida em fadiga utilizada, ocorria a interação entre os valores calculado e o acumulado, através da regra de Palmgren-Miner, onde ocorria a somatória do efeito da corrosão na vida em fadiga a cada incremento de número de ciclos.

Figura 49 - Fluxograma das operações matemáticas utilizadas considerando o pite com espessura desprezível



Fonte: Autor.

Figura 50 - Desenho esquemático do pite de corrosão de profundidade p



Fonte: Autor.

Figura 51 - Passo a passo do cálculo realizado através da planilha eletrônica. (a) Variáveis de entrada; (b) Linhas de cálculo para a determinação da vida em fadiga

(a)

	A	B	C	D	E	F	G
1	Passo	2 [ad]					
2	f	30 Hz					
3	samp	150 MPa					
4	k	12,1 $\mu\text{m}/\text{h}^{1/3}$					
5	R	0,1 [ad]					
6	s'f	3038 [MPa]					
7	b	-0,27 [ad]					
8	smax	$2*B3/(1-B5)$		[MPa]			
9	smin	$B8*0,1$		[MPa]			
10	Resultado	ÍNDICE(ŞE:ŞE;CORRESP(PROCV(1;M:M;1;VERDADEIRO);M:M))					
11	N_i/N_f	PROCV(B10;E:P;12;FALSO)		Verificar se o valor se aproxima de 1,0			
12							

(b)

	E	F	G	H	I	J	K	L	M
N	t (h)	d_{pit} (μm)	K_c ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	σ_{pit} (MPa)	$\sigma_{max,real}$ (MPa)	$\sigma_{s, novo}$ (MPa)	N_f	N_i/N_f	
B1	$E2/(\$B\$2*3600)$	$\$B\$4*F2^{1/3}$	$1,12*\$B\$8*RAIZ(PI()*G2*10^{-6})$	$H2*\$B\8	$SE(\$B\$8<H2*\$B\$8;H2*\$B\$8;\$B\$8)$	$J2*(1-\$B\$5)/2$	$0,5*(K2/(\$B\$6))^{1/(\$B\$7)}$	$E2/L2$	
E2+ŞB\$1	$E3/\$B\2	$\$B\$4*F3^{1/3}$	$1,12*\$B\$8*RAIZ(PI()*G3*10^{-6})$	$H3*\$B\8	$SE(\$B\$9<H3*\$B\$9;H3*\$B\$9;\$B\$9)$	$J3*(1-\$B\$5)/2$	$0,5*(K3/(\$B\$6))^{1/(\$B\$7)}$	$(E3-E2)/L3+O2$	
E3+ŞB\$1	$E4/\$B\2	$\$B\$4*F4^{1/3}$	$1,12*\$B\$8*RAIZ(PI()*G4*10^{-6})$	$H4*\$B\8	$SE(\$B\$9<H4*\$B\$9;H4*\$B\$9;\$B\$9)$	$J4*(1-\$B\$5)/2$	$0,5*(K4/(\$B\$6))^{1/(\$B\$7)}$	$(E4-E3)/L4+O3$	
N repetições									

Fonte: Autor.

A segunda metodologia pode ser observada através do fluxograma apresentado na Figura 52, onde o pite cresce de maneira constante na forma de uma esfera no centro do material, como é possível observar no desenho esquemático da Figura 53. Como medida simplificadora, a concentração de tensão era alcançada apenas quando o raio do pite fosse maior que a espessura da chapa.

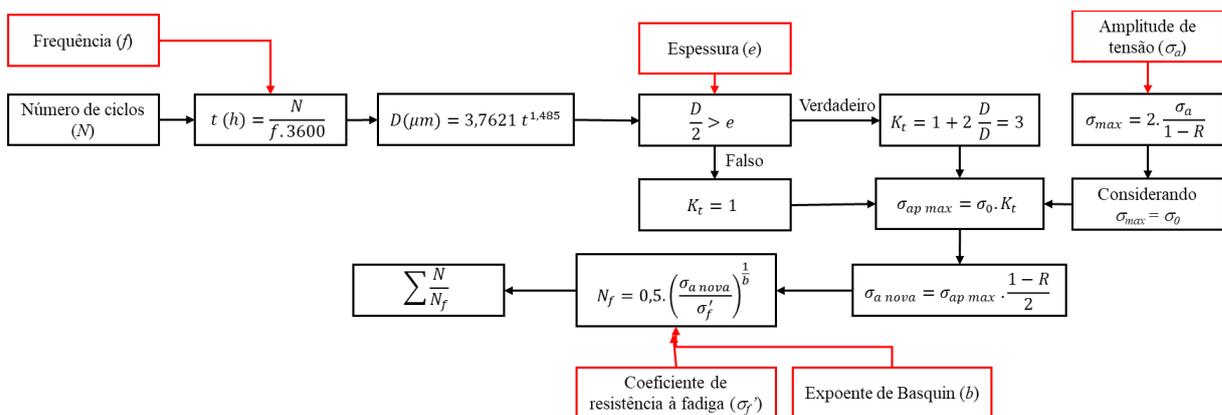
A coluna principal da planilha eletrônica para a segunda metodologia foi o número de ciclos que varia com a determinação de um passo. A partir do número de ciclos em que o cálculo seria realizado, foi feita a conversão do número de ciclos para a quantidade de tempo em horas a partir da frequência escolhida, através da equação 29.

A partir do tempo calculado, foi realizada a estimativa do diâmetro do pite a partir dos dados de DONATUS *et al* (2018) na condição mais crítica. Após dimensionar o pite esférico, o raio foi comparado com a espessura selecionada. Se o raio do pite fosse maior que a espessura, o fator de concentração de tensão era calculado através da equação 4. Caso o raio do pite fosse menor que a espessura, o fator de concentração de tensão era considerado igual a 1.

A partir da amplitude de tensão, calculou-se a tensão máxima do ensaio de fadiga, sendo a tensão nominal que atuará na ponta do pite. Com o fator de concentração de tensão e a tensão nominal, determinou-se uma nova amplitude de tensão que foi utilizada como referência para calcular o número de ciclos até falha.

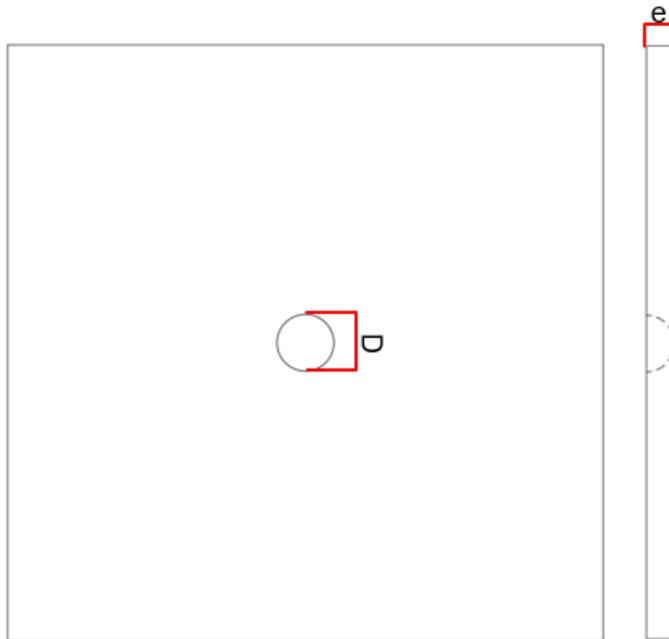
O número de ciclos até a falha para a nova amplitude de tensão foi utilizado para determinar a porcentagem da vida em fadiga utilizada. Com o valor calculado a vida em fadiga utilizada, ocorria a interação entre os valores calculado e o acumulado, através da regra de Palmgren-Miner, onde ocorria a somatória do efeito da corrosão na vida em fadiga a cada incremento de número de ciclos.

Figura 52 - Fluxograma das operações matemáticas utilizadas considerando o pite esférico



Fonte: Autor.

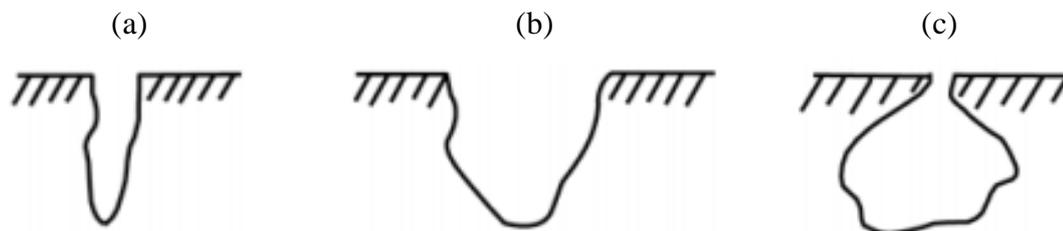
Figura 53 - Desenho esquemático do pite de corrosão localizado na região central da chapa de espessura conhecida



Fonte: Autor.

A terceira utilizou a metodologia apresentada por MURAKAMI (2002). A primeira etapa consistiu na determinação das geometrias dos pites superficiais e próximos da superfície. Baseado na norma ASTM G46-94, foram selecionadas as geometrias: estreito e profundo; elíptico/circular e; subsuperficial. A Figura 54 apresenta um desenho esquemático de cada geometria de pite selecionada

Figura 54 - Desenhos esquemáticos das geometrias de pites utilizadas no trabalho. (a) Pite estreito e profundo; (b) Pite elíptico ou circular e; (c) Pite subsuperficial.



Fonte: ASTM G46-94.

Para o cálculo do limite de fadiga do material utilizando a equação 17, foi necessária a determinação das áreas projetadas pelas possíveis geometrias de pites, através da equação 27, para defeito superficial estreito e profundo, equação 28, para defeitos esféricos, e equação 29, para defeitos subsuperficiais.

$$\sqrt{\text{área}} = \sqrt{10} \cdot p \quad (30)$$

$$\text{área} = \pi \cdot \frac{D^2}{8} \quad (31)$$

$$\text{área} = 1,137 \cdot \pi \cdot \frac{D^2}{4} \quad (32)$$

onde D é o diâmetro da circunferência.

Com as equações de área definidas, utilizou-se a referência de DONATUS *et al* (2018) a constante k de corrosão mais crítica para obter a profundidade do pite e a equação de diâmetro máximo em função do tempo.

Devido à falta de dados comportamento à fadiga na literatura referente a liga AA2198-T851, o cálculo do fator α foi considerado inviável. A partir dessa deficiência, considerou-se que a razão de carregamento foi completamente reversa para os cálculos. Com essa simplificação matemática, o cálculo do limite de fadiga utilizando a equação apresentada por MURAKAMI (2002) se torna independente do fator α . Com todos os dados reunidos, foi calculada o limite de fadiga para diversos tamanhos e geometrias de pites, possibilitando o estudo do efeito que o tempo apresenta no limite de fadiga.

Para efeito de comparação, foi feita a procura de um material que apresentasse propriedades mecânicas e composição química semelhantes. Na seleção desse material, utilizou-se o software GRANTA EduPack 2020. Ao selecionar o banco de dados *Level 3 Aerospace*, foi selecionada a aba *Chart/Select*. Com isso, foi selecionada a função *Limit* e definiu parâmetros de limite de escoamento, limite de resistência, teor de lítio, teor de cobre e dureza. A partir desses parâmetros, foi determinada a liga AA2297-T87 como uma liga de comportamento similar. Ao selecionar o material, os dados do comportamento à fadiga com razão de carregamento completamente reverso foram extraídos.

Com as equações das geometrias dos pites em função da frequência, foi calculada o limite de fadiga para cada incremento de ciclo.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos durante o desenvolvimento do presente trabalho e discussões relevantes para o assunto abordado.

4.1 BANCO DE DADOS E CURVAS DO COMPORTAMENTO DA AA2198-T851 EM MEIO CORROSIVO

A partir das Figura 22 e Figura 23 apresentados no Capítulo 2.1.4, foram obtidas as equações 33, para a razão de carregamento de 0,1 em meio ambiente, e 34, para a razão de carregamento de 0,1 em meio corrosivo de 0,01 L⁻¹ de NaCl.

$$\sigma_a = 2530,1 N_f^{-0,264} \quad (33)$$

$$\sigma_a = 2395,3 N_f^{-0,27} \quad (34)$$

Ao fazer a transformação com a equação 28, foi possível obter as características da curva de Wöhler para a razão de carregamento de 0,1. Os resultados das características da curva de Wöhler e as propriedades mecânicas da liga AA219-T851 podem ser observadas na Tabela 13.

Ao analisar as propriedades obtidas por GAMBONI *et al* (2013) no ensaio de tração, nota-se as semelhanças com os materiais analisados na literatura. Essa semelhança é necessária, devida à necessidade de o material apresentar um padrão microestrutura e mecânico, consideradas essenciais para comparações em trabalhos futuros.

Tabela 13 - Lista de propriedades a fadiga e mecânicas utilizadas no trabalho

Propriedade	Valor	Fonte
F (MPa)	3038,15	GAMBONI <i>et al</i> (2013)
g	-0,264	
F em meio corrosivo (MPa)	2888,27	
g em meio corrosivo	-0,27	
σ_{esc} (MPa)	439	
σ_u (MPa)	480	
Alongamento (%)	10,3	

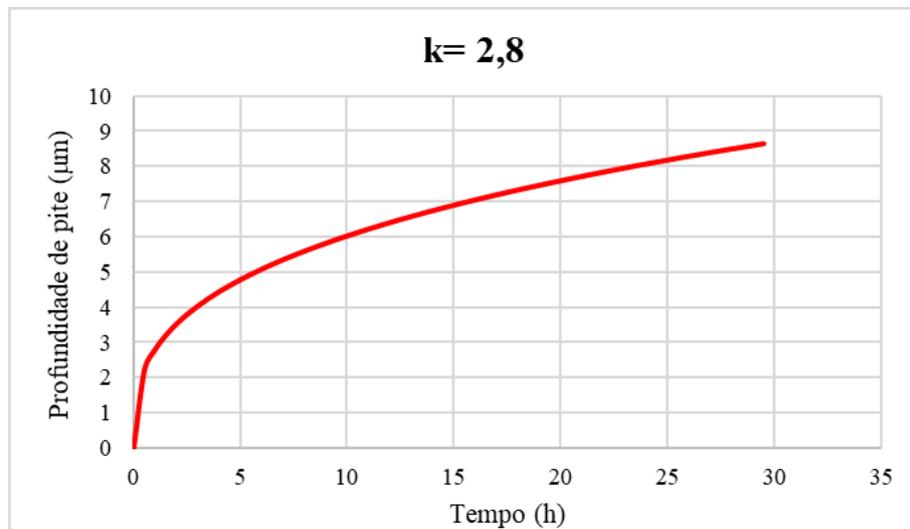
Fonte: Autor.

Baseado nos dados de DONATUS *et al* (2018), observou-se o intervalo de valores para a constante k de corrosão que varia de 2,8 a 12,1. Esses valores para a constante geraram dois perfis distintos para o crescimento do pite, apresentado na Figura 55.

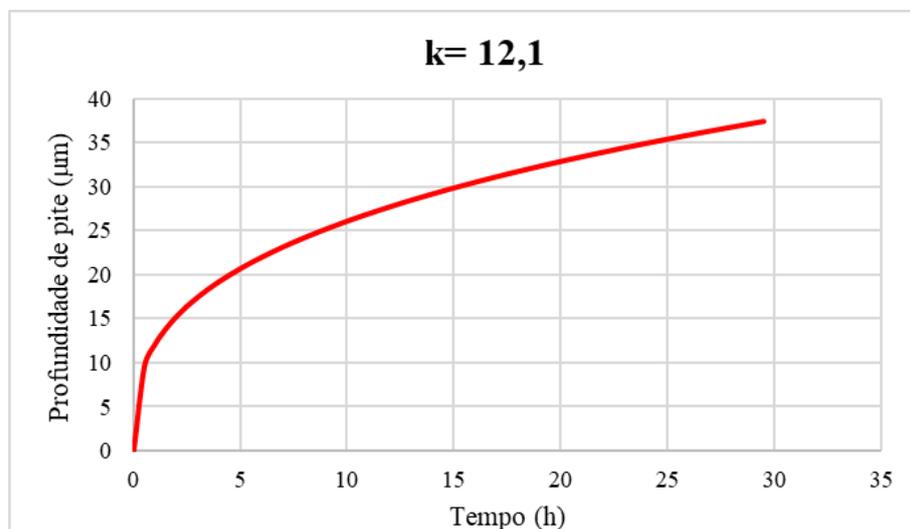
No ambiente corrosivo menos agressivo, apresentado pela Figura 55.a, observa-se um crescimento rápido dos pites nos 30 primeiros minutos, alcançando 2 μm de profundidade e após 30 horas pites com profundidade próximas de 9 μm . Já no meio mais agressivo, apresentado na Figura 55.b, obteve-se pites com profundidade acima de 9 μm nos 30 primeiros minutos e, após 30 horas, pites com profundidade de 38 μm .

Figura 55 - Profundidade de pites em função do pite na condição (a) menos agressiva e (b) mais agressiva encontradas na literatura

(a)



(b)

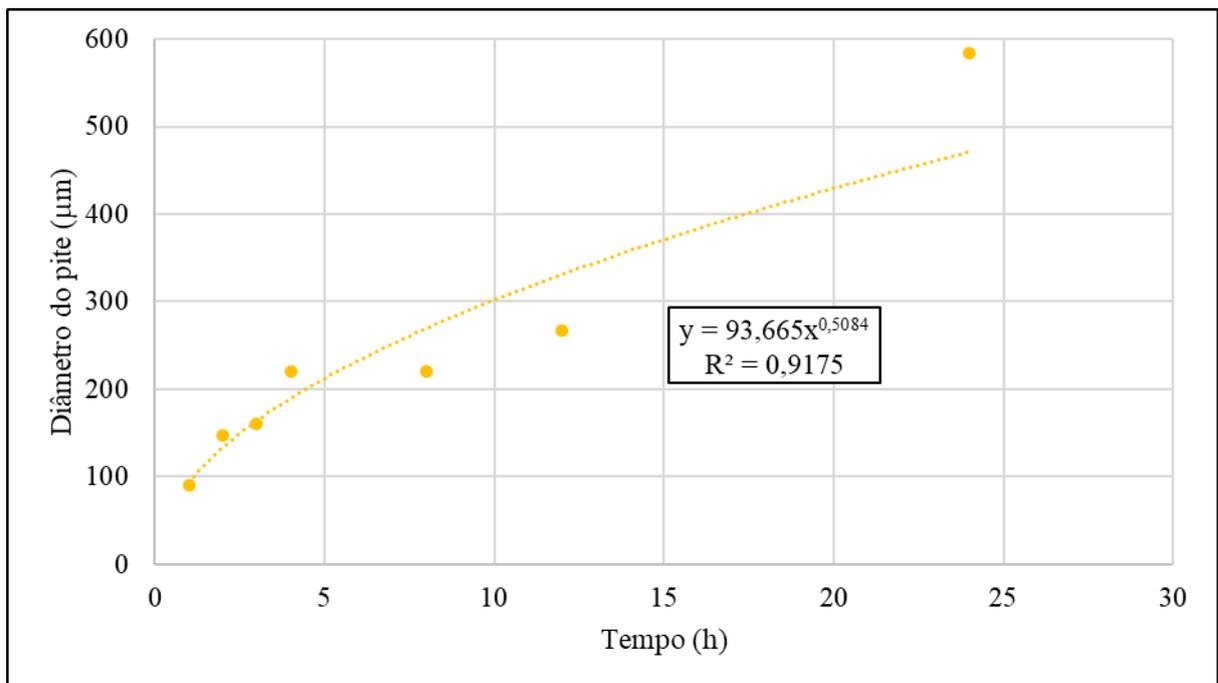


Fonte: Autor.

A variação do diâmetro do pite baseado no trabalho de ARAUJO *et al* (2019) e DONATUS *et al* (2018) podem ser observados nas Figura 56 e Figura 57, respectivamente. No trabalho de ARAUJO *et al* (2019), onde ocorreu a limpeza do produto de corrosão ao longo do ensaio, apresentou uma desaceleração do crescimento do diâmetro do pite com o tempo.

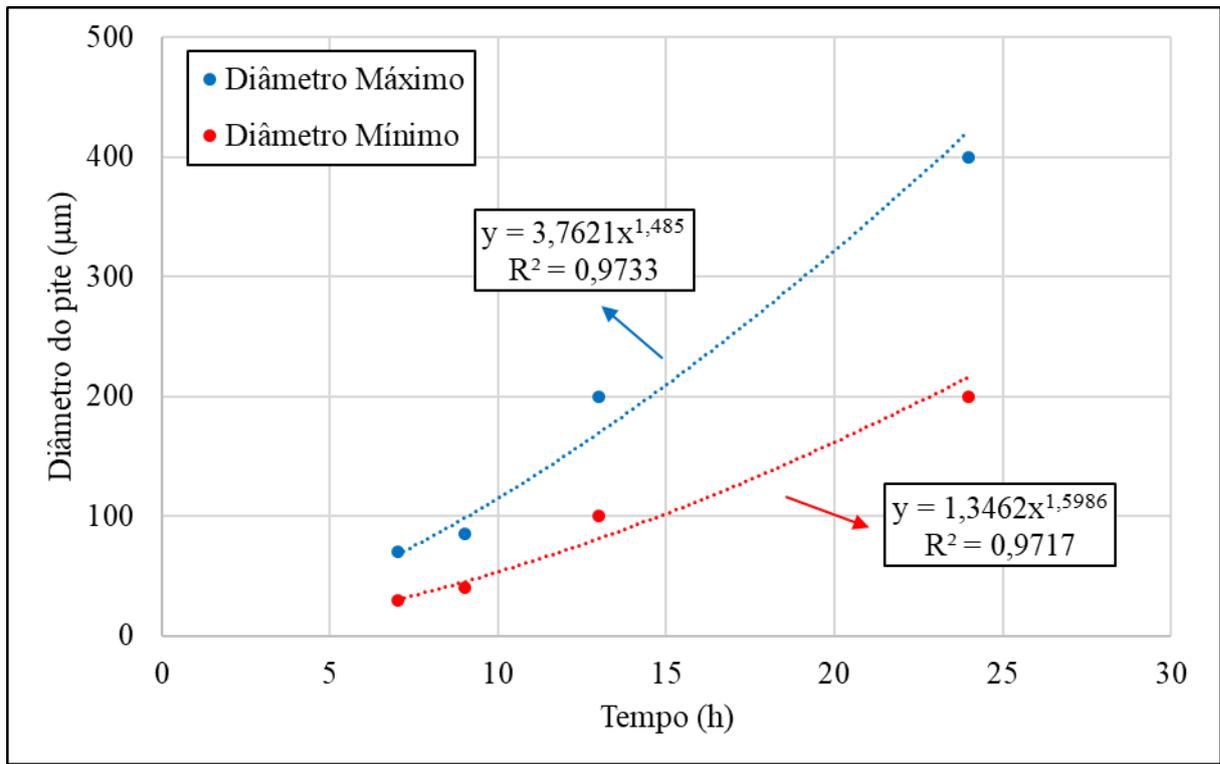
Nos resultados obtidos por DONATUS *et al* (2019), foi possível obter um intervalo de valores de diâmetros de pites que podem ser encontrados ao ser exposto ao meio de $0,01 \text{ L}^{-1}$ de NaCl. Nesse estudo, o crescimento do diâmetro do pite apresenta tendência de aceleração com o decorrer do tempo, diferentemente do trabalho de ARAUJO *et al* (2019).

Figura 56 - Variação do diâmetro do pite em função do tempo, baseado no trabalho de ARAUJO *et al* (2019)



Fonte: Autor.

Figura 57 - Variação do diâmetro do pite em função do tempo, baseado no trabalho de DONATUS *et al* (2019)



Fonte: Autor.

Ao adicionar linhas de tendência aos dados de diâmetro de pite em função do tempo, obteve-se as equações 35, 36 e 37 para o diâmetro de pite encontrado no trabalho de ARAUJO *et al* (2019), diâmetro máximo de pite encontrado no trabalho de DONATUS *et al* (2019) e diâmetro mínimo de pite encontrado no trabalho de DONATUS *et al* (2019), respectivamente.

$$D = 93,665 t^{0,5084} \quad (35)$$

$$D = 3,7621 t^{1,485} \quad (36)$$

$$D = 1,3462 t^{1,5986} \quad (37)$$

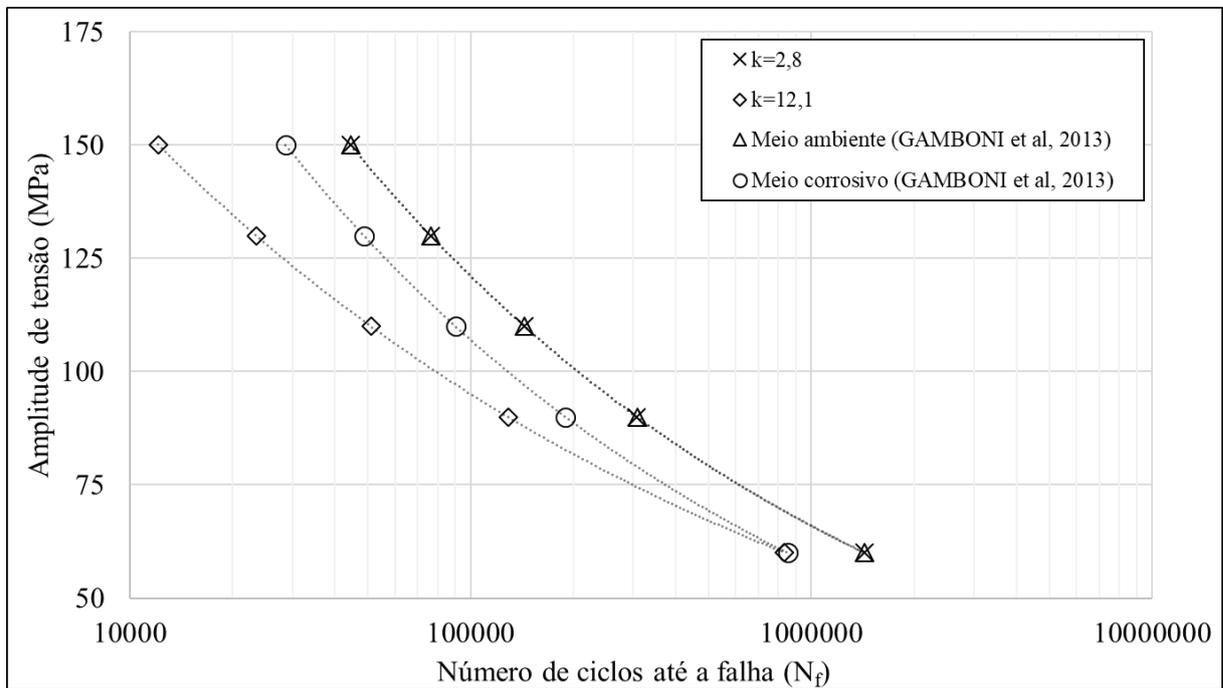
Ao observar o coeficiente de determinação (R^2) das equações, determinou-se que as equações obtidas através do estudo de DONATUS *et al* (2019) são mais confiáveis para a utilização na simulação.

4.2 CÁLCULO DA VIDA EM FADIGA CONSIDERANDO O PITE COM ESPESSURA DESPREZÍVEL

Os dados obtidos de corrosão – fadiga da AA2198-T851 realizado por GAMBONI *et al* (2013) também foram comparados com a segunda metodologia, onde o pite foi considerado

como uma trinca. As comparações dos dados experimentais da fadiga e corrosão – fadiga em $0,01 \text{ L}^{-1}$ de NaCl com os dois extremos de meio corrosivo podem ser vistas na Figura 58.

Figura 58 - Comparação gráfica das curvas de Wöhler da AA2198-T851 com $R = 0,1$ apresentada pela literatura e calculada via planilha eletrônica considerando o pite como uma trinca de espessura desprezível



Fonte: Autor.

O dado experimental referente ao ensaio de fadiga em ar e o calculado com o ambiente corrosivo menos agressivo não apresentaram diferença nos resultados. Uma das possibilidades desse efeito pode ser relacionada com a frequência de 30 Hz ou o efeito tardio do pite como um concentrador de tensão significativo.

No meio mais agressivo, o efeito na vida em fadiga com a frequência de 30 Hz é evidente. Em amplitudes de tensão maiores, observa-se um distanciamento entre os valores calculados e os obtidos no trabalho de GAMBONI *et al* (2013). Esse efeito foi devido ao rápido crescimento do pite, gerando concentradores de tensão mais significativos.

Ao comparar os valores calculados para o meio mais agressivo e os resultados experimentais em meio corrosivo de GAMBONI *et al* (2013), foi possível observar que o valor obtido através da planilha eletrônica para o meio mais agressivo apresenta uma menor inclinação, representado pelo seu valor de do expoente característico para $R= 0,1$ mais próximo do zero. Essa diferença de inclinação pode ser atribuída ao fato de que a simulação considera apenas um pite, utilizado como uma simplificação dos cálculos. Em condições reais, diversos pites de corrosão irão nuclear e crescer ao longo do comprimento do material, diversas regiões

com concentradores de tensão que, com o passar do tempo, tem seus efeitos somados. Outra hipótese foi a participação conjunta do meio corrosivo e a propagação mecânica do pite, acelerando o processo de falha por fadiga.

Essas comparações ficam mais evidentes ao observar diretamente os valores de coeficiente de resistência à fadiga e expoente de Basquin da literatura, apresentados na Tabela 13, com o calculado com a metodologia de pite com espessura desprezível, apresentado na Tabela 14.

Tabela 14 - Propriedades à fadiga da AA2198-T851 calculadas com $k=2,8$ e $k=12,1$

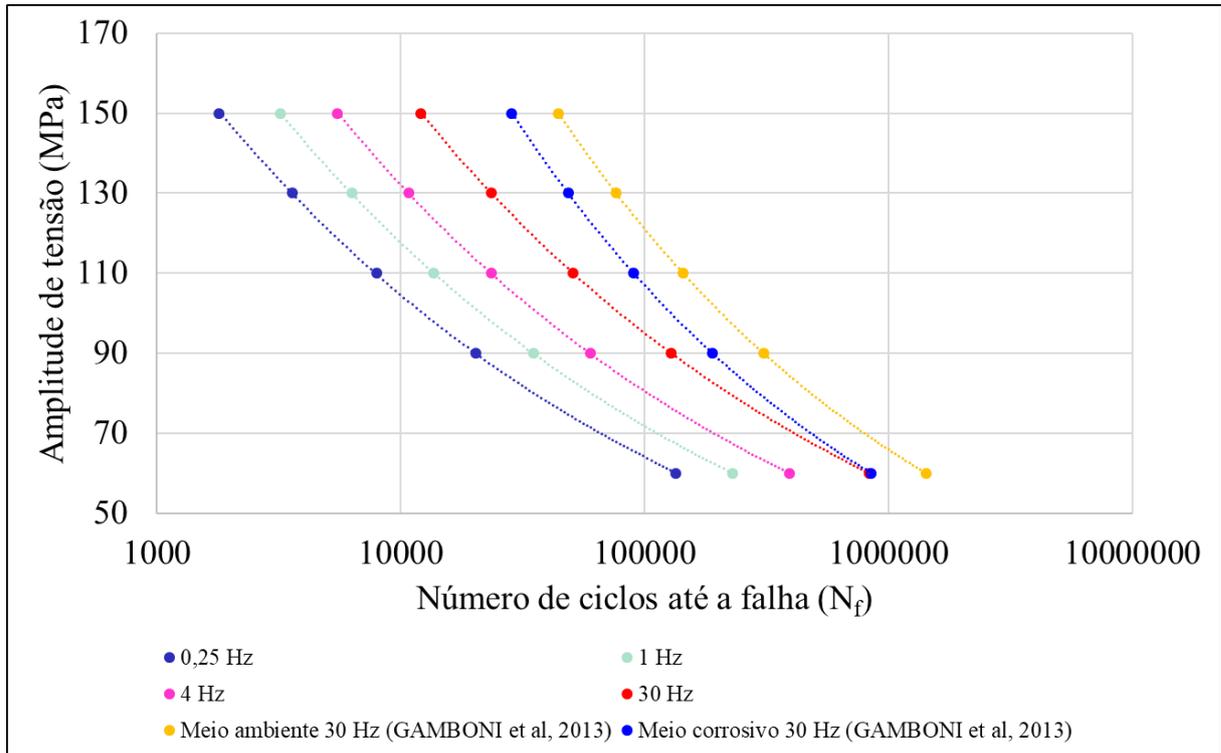
Propriedade	Valor
F (MPa) com $k = 2,8$	3035,3
g com $k = 2,8$	-0,264
F (MPa) com $k = 12,1$	1217,5
g com $k = 12,1$	-0,216

Fonte: Autor.

Com a alteração da frequência em que o ensaio foi realizado, observa-se uma queda drástica na resistência à fadiga do material, como ilustra a Figura 59. Ao comparar o resultado em ar de GAMBONI *et al* (2013) com a vida em fadiga calculada com frequência de 0,25 Hz, foi possível observar uma queda de 96% na sua vida em fadiga quando na amplitude de tensão igual a 150 MPa.

Em frequências altas, o pite de corrosão possui menos tempo para crescer, gerando pequenas variações no fator de concentração de tensão. Ao contrário do processo em baixa frequência, onde o pite de corrosão pode crescer de maneira mais acentuada em uma menor quantidade de ciclos.

Figura 59 - Efeito da frequência no comportamento à corrosão - fadiga da AA2198-T851 com $R = 0,1$

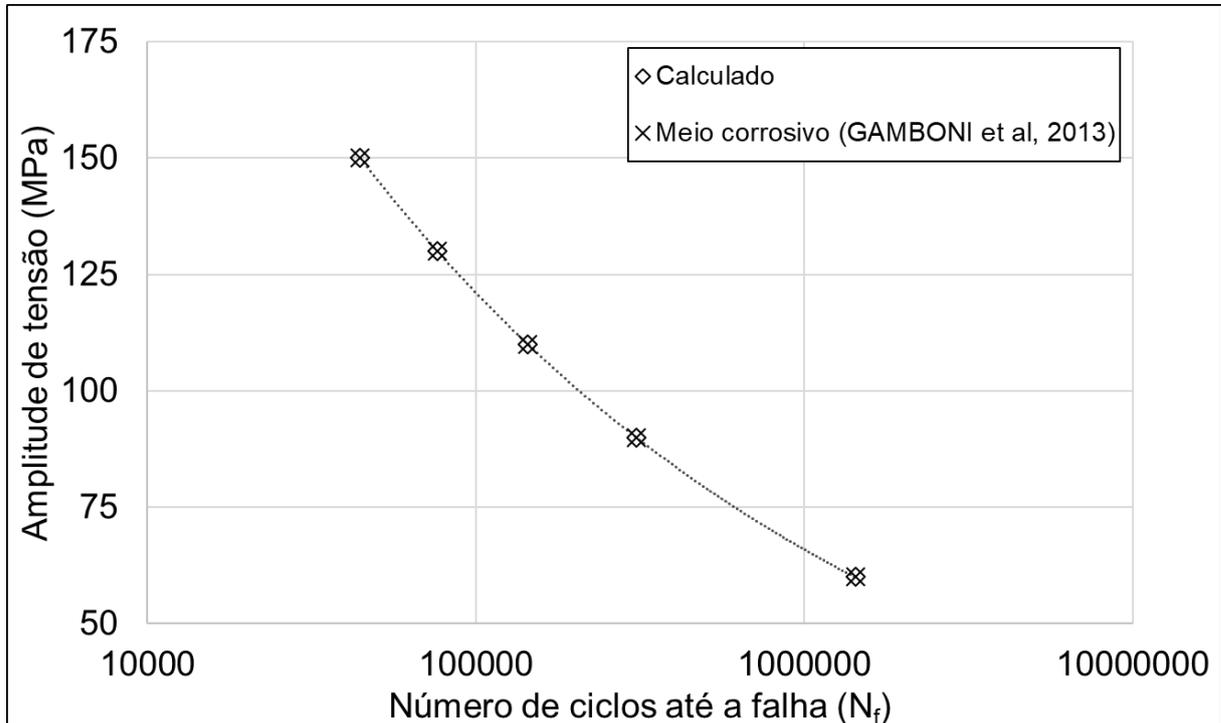


Fonte: Autor.

4.3 CÁLCULO DA VIDA EM FADIGA CONSIDERANDO PITE ESFÉRICO

Quando a metodologia do pite esférico passante foi comparada com o resultado de GAMBONI *et al* (2013), a curva de Wöhler calculada não apresenta diferenças com a experimental, provavelmente relacionado com a consideração de um fator de concentração de tensão apenas quando o pite possui o comprimento igual a espessura da chapa. A comparação pode ser observada na Figura 60.

Figura 60 - Comparação entre as curvas de Wöhler com frequência de 30 Hz entre o meio corrosivo experimental e método de cálculo considerando pites esféricos passantes, ambas com $R = 0,1$

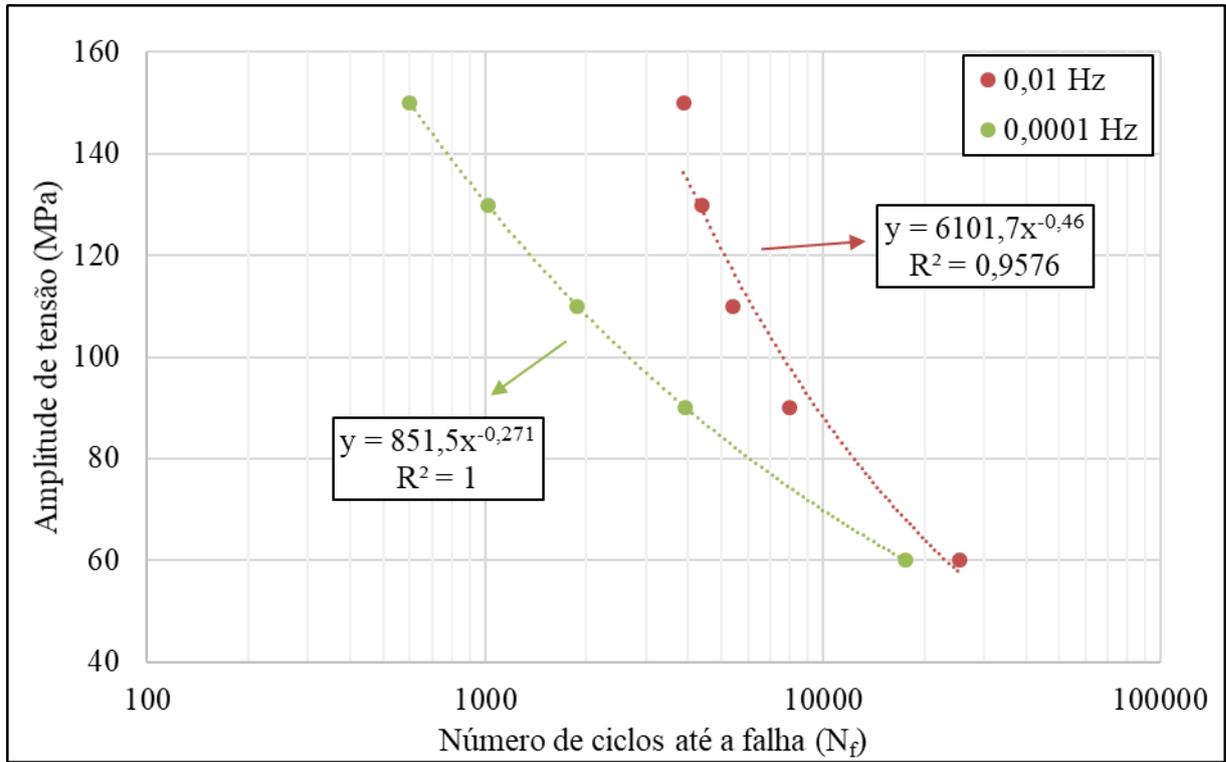


Fonte: Autor.

Ao aplicar em frequências menores, o efeito do pite como concentrador de tensão em placas de comprimento infinito fica mais evidente, como demonstra a Figura 61. Apesar de apresentar uma situação plausível, a metodologia adotando um fator de concentração de tensão apenas quando o pite é passante não é representativa para frequências acima de 0,01 Hz, representado pelo seu coeficiente de determinação. A concorrência entre os fenômenos de crescimento de pite e nucleação da trinca por esforços mecânicos pode ser uma das causas dos diferentes resultados.

No caso apresentado no cálculo utilizando a frequência de 0,01 Hz, essa competição entre os fenômenos fica evidente. Em amplitudes de tensões maiores de ensaio, o acúmulo de danos originados apenas pelos esforços mecânicos é predominante, já em amplitudes de tensões menores, o pite esférico passante como concentrador de tensão é considerado o fenômeno predominante.

Figura 61 - Efeito da frequência na vida em fadiga considerando um pite esférico com razão de carregamento completamente reversa



Fonte: Autor.

Apesar das limitações que a metodologia de pite esférico passante apresenta, ela pode ser aplicada em algumas situações. Na análise de falha realizada por TAJABADI (2016), um encaixe angular de 5 mm de espessura, produzido em 7075, fraturou após 14 anos com ciclagens que supera o valor de 17000. A partir da falha do componente, fez-se uma suposição onde o componente mecânico é produzido com a AA2198-T851, o crescimento do diâmetro obedecesse a equação 31 e a frequência de trabalho foi de $5,6 \cdot 10^{-5}$ Hz, apresentada por KOVALOK *et al* (2018) como um valor comum para aeronaves que operam por 5 horas. Através dos cálculos utilizando a metodologia de pite esférico, determinou-se que a amplitude de tensão máxima de trabalho é de 65 MPa. Em condições normais de trabalho, onde a corrosão não ocorria, o número de ciclos até a falha do componente seria de, aproximadamente, 1055700 ciclos.

4.4 CÁLCULO DA VIDA EM FADIGA UTILIZANDO A METODOLOGIA PROPOSTA POR MURAKAMI

A seleção de materiais para encontrar uma liga similar a liga AA2198-T851 resultou na liga AA2297-T87. Ao comparar as duas ligas, foi possível observar similaridades, como as apresentadas na Tabela 15.

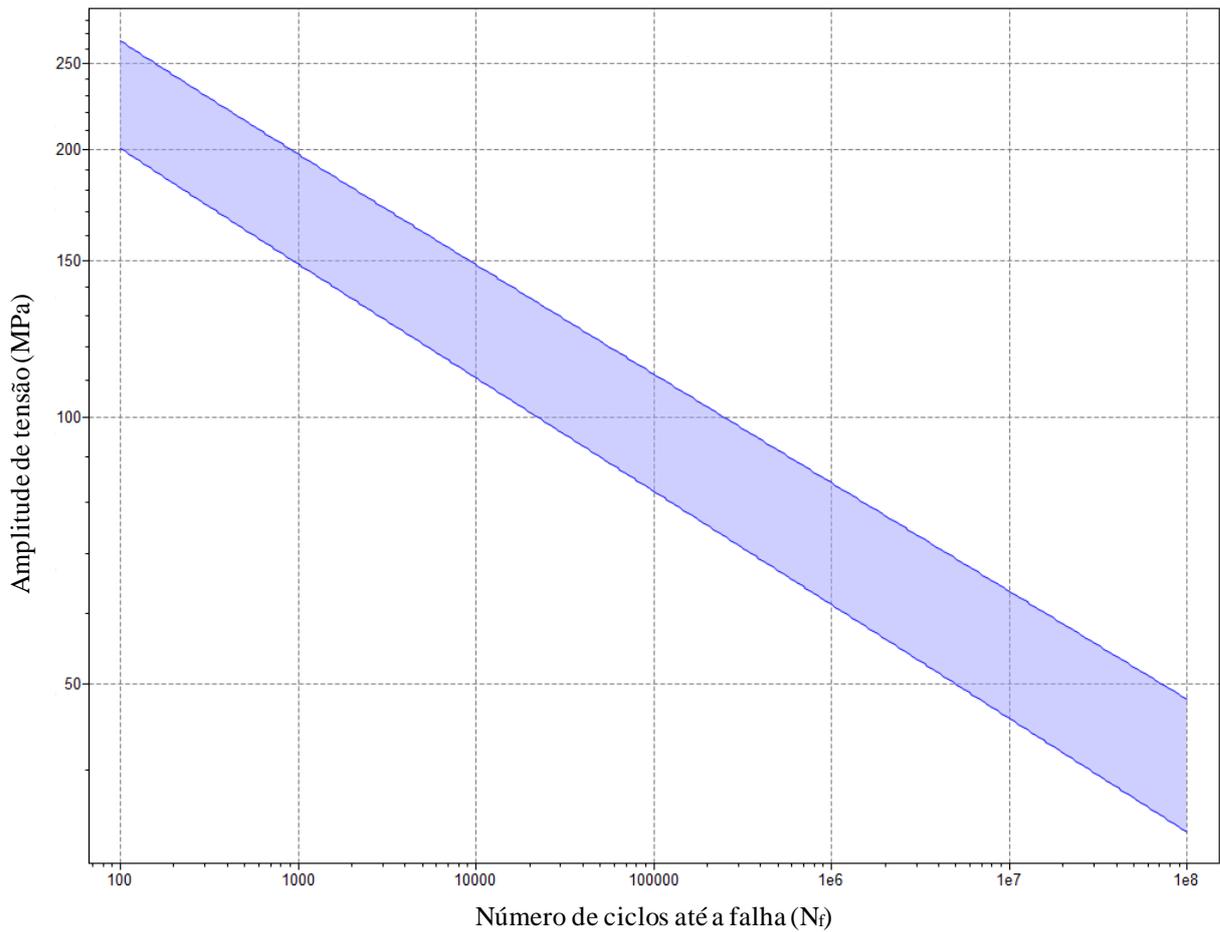
Tabela 15 – Comparação entre as ligas AA2198-T851 e AA2297-T87

Propriedade	AA2198-T851	AA2297-T87
Teor de lítio (%)	0,8-1,1	1,1-1,8
Teor de cobre (%)	2,9-3,5	2,5-3,1
Limite de escoamento (MPa)	439	361-417
Limite de resistência (MPa)	480	395-464
Dureza (HV)	140-170	113-125

Fonte: adaptado de GRANTA EduPack 2020.

Com a comparação das propriedades consideradas importantes entre as duas ligas, a curva de Wöhler da AA2297-T87, apresentada na Figura 62, foi obtida através do banco de dados do software GRANTA EduPack 2020. A partir da curva, foram obtidos os valores de coeficiente de resistência à fadiga e expoente de Basquin, apresentados na Tabela 16.

Figura 62 - Curva de Wöhler para a AA2297-T87 com razão de carregamento $R = -1$



Fonte: adaptado de GRANTA EduPack 2020.

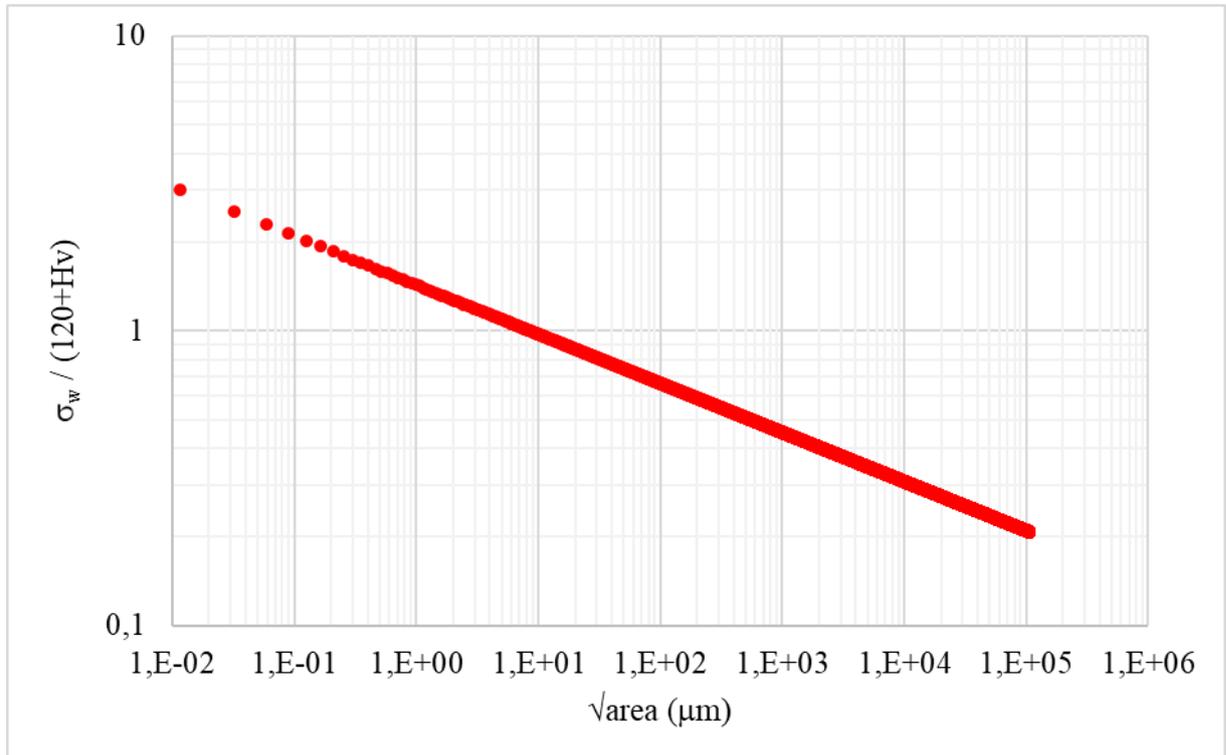
Tabela 16 - Propriedades à fadiga da AA2297-T87 com razão de carregamento totalmente reverso

Propriedade à fadiga	Valor
Coefficiente de resistência à fadiga (MPa)	501,9
Expoente de Basquin (adimensional)	-0,123

Fonte: Autor.

A equação apresentada por MURAKAMI (2002) apresenta como principal variável a área do defeito encontrado no material e sua influência no limite de fadiga, independente da geometria que o apresenta. A partir disso, obteve-se a Figura 63 que apresenta a variação do limite de fadiga em função da raiz da área do defeito. Ao estudar essa relação, observa-se que com o aumento da área do defeito, ocorre a diminuição do limite de fadiga do material. Apesar de não considerar as dimensões do defeito, esse fenômeno pode ser relacionado com o fator de concentração de tensão que os pites de corrosão apresentam na vida em fadiga.

Figura 63 - Variação da razão entre limite de fadiga e dureza em função da raiz da área do defeito

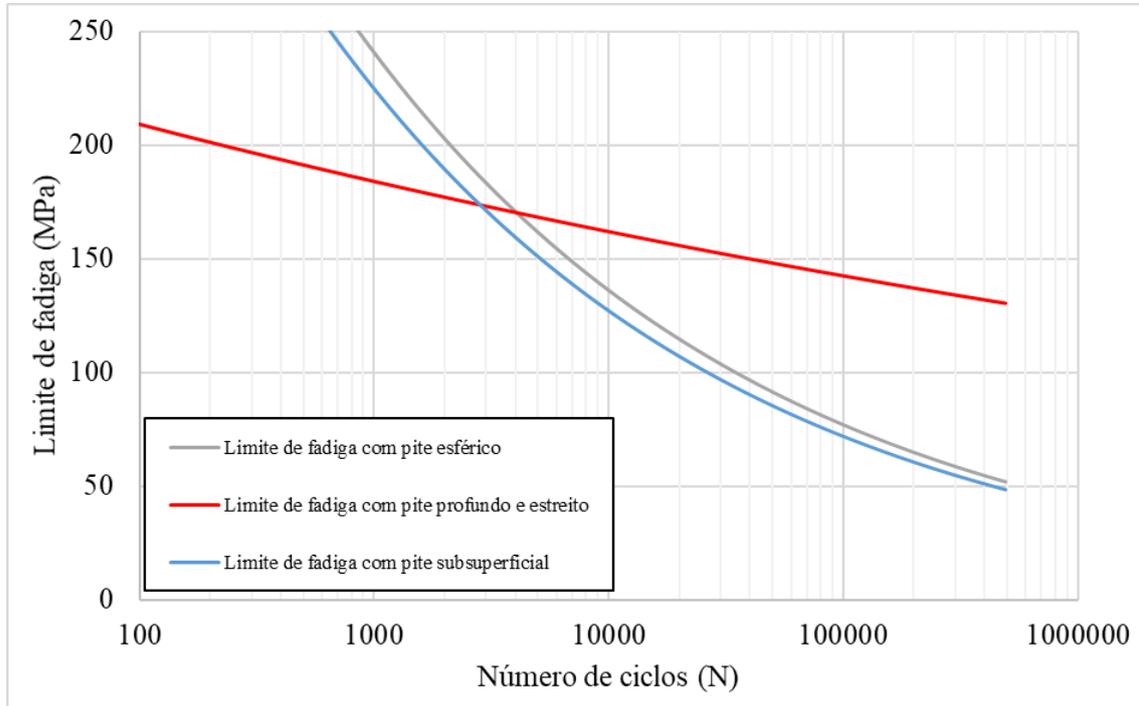


Fonte: Autor.

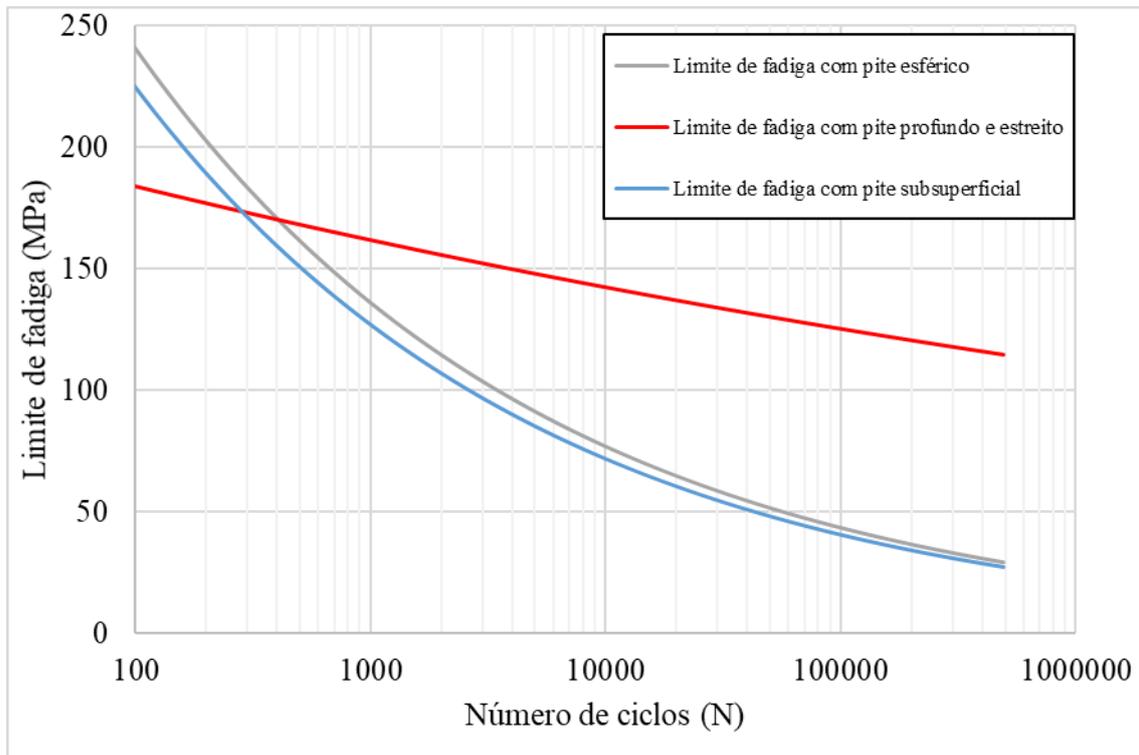
Para observar o efeito da área de cada geometria, foi feita a análise do limite de fadiga em função do número de ciclos, como mostra a Figura 64 nas frequências de 0,1 Hz, 0,01 Hz e 0,001 Hz.

Figura 64 - Variação do limite de fadiga da liga AA2297-T87 com razão de carregamento completamente reversa e baseada nos dados de corrosão da liga AA2198-T851 nas frequência (a) 0,1 Hz; (b) 0,01 Hz e; (c) 0,001 Hz

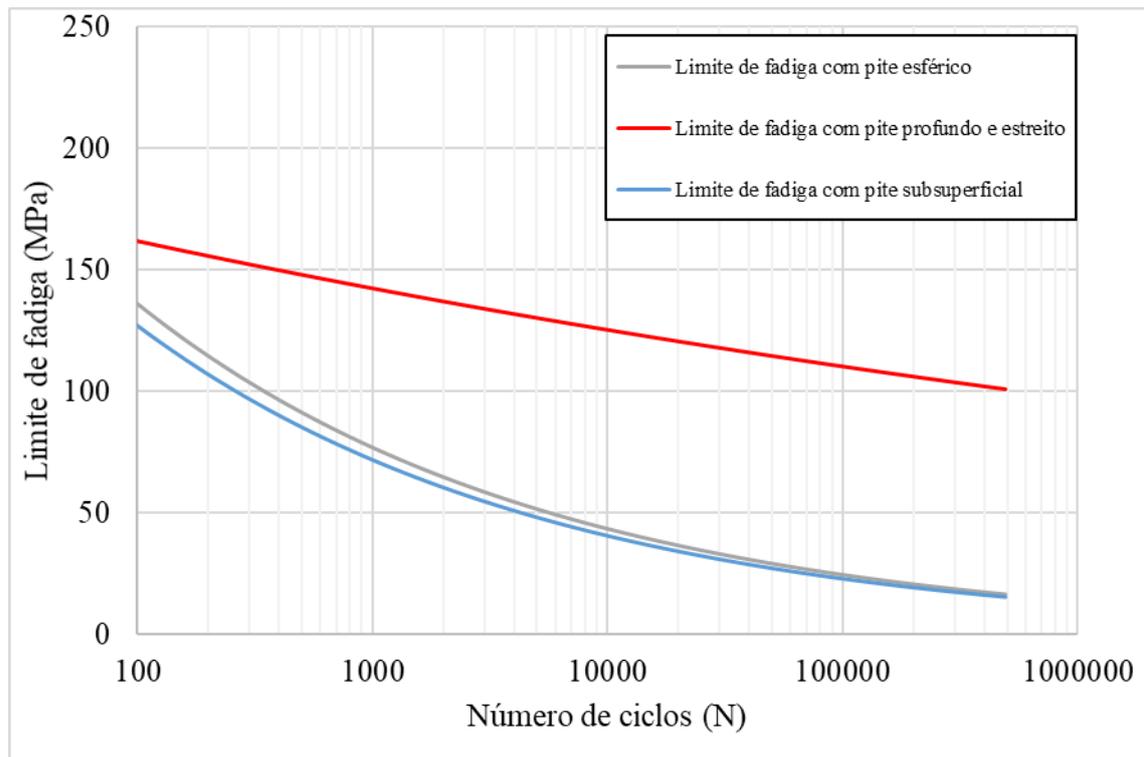
(a)



(b)



(c)



Fonte: Autor.

Observando os gráficos, nota-se a variação dos resultados ao considerar pite profundo e estreito, pite esférico superficial e pite esférico subsuperficial. O crescimento do pite profundo e estreito é consideravelmente lento, quando comparado com os outros crescimentos que consideram apenas o diâmetro. Esse comportamento retardado pode ser relacionado às características da SLC, em que o crescimento é mais superficial.

As condições de pite esférico superficial e pite esférico subsuperficial apresentam algumas diferenças. A condição de pite esférico subsuperficial apresenta uma queda no limite de fadiga mais rápida, quando comparada com o pite esférico superficial. Essa diferença é relacionada diretamente com a área dos pites que, quando considerada como subsuperficial, reduz de maneira considerável o limite de fadiga.

Outro fenômeno que é observado é o efeito que a frequência do ensaio pode apresentar no limite de fadiga. Em frequências mais baixas, o número de ciclos necessários para alcançar o mesmo efeito no limite de fadiga em frequências alta é menor.

Esse efeito da diminuição do limite de fadiga em função da frequência é atribuído ao tempo necessário para o ensaio concluir um ciclo. Em menores frequências, a corrosão irá apresentar um maior tempo para degradar as propriedades mecânicas do material em um único ciclo.

Por comparação, ao aplicar uma amplitude de tensão de 150 MPa na liga AA2297-T87, o material apresenta em condições sem pite 9200 ciclos até a falha. O número de ciclos em que o limite de fadiga apresenta valores menores que o número de ciclos até a falha na amplitude de tensão de 150 MPa são apresentadas na Tabela 17.

Percebe-se que existe uma grande variação entre os resultados das três geometrias. Essa variação traz dúvidas devida à natureza estocástica dos pites de corrosão. Portanto, a previsão do limite de fadiga e, conseqüentemente, a vida em fadiga é difícil de ser realizada com exatidão.

Tabela 17 - Número de ciclos em que o limite de fadiga apresenta valores menores que o número de ciclos até a falha na amplitude de tensão de 150 MPa

Condições	0,1 Hz	0,01 Hz	0,001 Hz
Pite profundo	39590	3960	400
Pite esférico superficial	6750	670	60
Pite esférico subsuperficial	5120	510	60

Fonte: Autor.

5 CONCLUSÕES

Através dos cálculos de previsão do comportamento da liga AA2198-T851 realizados em planilhas eletrônicas e a análise das três metodologias propostas no presente trabalho, conclui-se que:

1. O pite de corrosão com espessura desprezível não apresenta efeitos significativos quando o cálculo é realizado através da combinação de ambientes pouco agressivos e alta frequência de ensaio de fadiga.
2. Em meios corrosivos mais agressivos, o pite de corrosão com espessura desprezível apresenta maiores efeitos como concentrador de tensão, diminuindo a vida em fadiga significativamente.
3. A diferença de inclinação entre os dados da literatura e calculados foi atribuída à simplificação de considerar apenas um pite de corrosão e não abranger a propagação de trinca por fatores mecânicos.
4. A maior inclinação do dado da literatura na curva de Wöhler em ambiente corrosivo foi atribuída à somatória dos efeitos como concentradores de tensão dos diversos pites que cresceram no material.
5. Com base na metodologia de pites de corrosão com espessura desprezível, a diminuição da frequência diminui substancialmente a vida em fadiga do componente mecânico.
6. Em frequências altas, a corrosão por pite possui um menor intervalo de tempo para crescer, apresentando uma variação no fator de concentração de tensão menor.
7. Em frequências baixas, a corrosão por pite possui um maior intervalo de tempo para crescer, apresentando uma variação no fator de concentração de tensão maior.
8. A metodologia de pite esférico passante apresenta limitações para ensaios com frequência alta, não apresentando efetividade.
9. Por não considerar a competição entre os fenômenos de crescimento do pite e nucleação por esforços mecânicos, a metodologia de pites esféricos pode não apresentar resultados plausíveis para frequências acima de 0,1 Hz.
10. Em frequências abaixo de 0,1 Hz, a metodologia de pites esféricos apresenta resultados plausíveis.
11. A metodologia de pites esféricos apresentou resultados plausíveis quando aplicada em frequências muito baixas, como no caso do trabalho de TAJABADI (2016).
12. O aumento da área do pite de corrosão diminui o limite de fadiga do material.

13. A utilização do modelo de pite estreito e profundo apresenta o menor efeito no limite de fadiga em função do número de ciclos.
14. A utilização do modelo de pite esférico subsuperficial apresenta grandes efeitos no limite de fadiga em função do número de ciclos.
15. Em menores frequências de ensaio, ocorre uma diminuição mais acentuada do limite de fadiga em função do número de ciclos.
16. Devida a natureza estocástica dos pites de corrosão, é difícil fazer a previsão exata da vida em fadiga e limite de fadiga do material.

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios de corrosão-fadiga na liga AA2198-T851 em névoa salina variando a frequência;
- Caracterizar o fenômeno de corrosão – fadiga e fadiga com razão de carregamento totalmente reversivo
- Definir e caracterizar a variação da geometria dos pites de corrosão da liga AA2198-T851 em meio corrosivo;
- Aprimorar e desenvolver métodos mais assertivos na área de previsão da vida em fadiga em meios corrosivos;
- Efetuar e desenvolver metodologias que abrangem geometrias tridimensionais;
- Aprimorar os estudos utilizando métodos de elementos finitos.

REFERÊNCIAS

- ABREU, C.P; **Caracterização da reatividade das ligas alumínio AA2024-T3 e AA7475-T651 soldadas por fricção (FSW)**. 2016. 181 f. Dissertação (Tese de Doutorado em Ciência na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo.
- ALEXOPOULOS, N.D; MIGKLIS, E; STYLIANOS, A; MYRIOUNIS, D.P. Fatigue behavior of the aeronautical Al-Li (2198) aluminum alloy under constant amplitude loading. (2013) **International Journal of Fatigue**. p. 95-105.
- ALEXOPOULOS, N.D; PROIOU, A; DIETZEL, W; BLAWERT, C; HEITMANN, V; ZHELUDKEVICH, M; KOURKOULIS, S.K; Mechanical properties degradation of (Al-Cu-Li) 2198 alloy due to corrosion exposure. (2016) **Procedia Structural Integrity**. p. 597-603.
- ALY, N.M; A review on utilization of textile composites in transportation towards sustainability. (2017) **Materials Science and Engineering**. p. 42002-42009.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion (G46-94)**. Pensilvânia, nov.2018
- ANDERSON, T.L; **FRACTURE MECHANICS: Fundamentals and Applications**. 4 ed. CRC Press: Taylor & Francis Group, 2017.
- ARAUJO, J.V.S; BUGARIN, A.F.S; DONATUS, U; MACHADO, C.S.C; QUEIROZ, F.M; TERADA, M; ASTARITA, A; COSTA, I; Thermomechanical treatment and corrosion resistance correlation in the AA2198 Al-Cu-Li alloy. (2019) **The International Journal of Corrosion Processes and Corrosion Control**. p. 575-586.
- ARAUJO, J.V.S; DONATUS, U; QUEIROZ, F.M; TERADA, M; MILAGRE, M.X; ALENCAR, M.C; COSTA, I; On the severe localized corrosion susceptibility of the AA2198-T851 alloy. (2018) **Corrosion Science**. p. 132-140.
- BANDOPADHYAY, A; AMBAT, R; DWARAKADASA, E.S; Effect of hydrogen charging on the mechanical properties of medium strength aluminium alloys 2091 and 2014. (1992) **Bulletin of Materials Science**. p. 311-319.
- CAVELIERE, P; SANTIS, A; PANELLA, F; SQUILLACE, A; Effect of anisotropy on fatigue properties of 2198 Al-Li plates joined by friction stir welding. (2009) **Engineering Failure Analysis**. p. 1856-1865.
- CONSTELLIUM. **Airware® 2198-T8 FUSELAGE SHEET**. 2017. Disponível em: https://www.constellium.com/sites/default/files/markets/airware_2198_t8_fuselage_sheet.pdf. Acesso em: 03 jun. 2020.
- DONATUS, U; TERADA, M; OSPINA, R.C; QUEIROZ, F.M; BUGARIN, A.F.S; COSTA, I; On the AA2198-T851 alloy microstructure and its correlation with localized corrosion behavior. (2018) **Corrosion Science**. p. 300-309.
- DOWLING, N.E; **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. 4 ed. Harlow: Person Education Limited, 2013

GAMBONI, O.C; MORETO, J.A; BONAZZI, L.H.C; RUCHERT, C.O.F.T; FILHO, W.W.B; Effect of Salt-Water Fog on Fatigue Crack Nucleation of Al and Al-Li Alloys. (2013) **Materials Research**. p. 250-254.

JAKAB, P.L; Wood to Metal: The structural Origins of the Modern Airplane. (1999) **Journal of Aircraft**. p. 914-918.

JAOUDE, A.A; Analytic and linear prognostic model for a vehicle suspension system subject to fatigue. (2015) **Systems Science & Control Engineering: An Open Access Journal**. p. 81-98.

KANNAN, M.B; SRINIVASAN, P.B; RAJA, V.S. **Stress corrosion cracking: Theory and Practice**. 1 ed. Woodhead Publishing Series and Surface Engineering, 2011.

KOVALOV, D; FEKETE, B; ENGELHARDT, G.R; MACDONALD, D.D; Prediction of corrosion fatigue crack growth rate in alloys. Part I: General corrosion fatigue model for aerospace aluminum alloys. (2018) **Corrosion Science**. p. 22-29.

LAVERNIA, E.J; GRANT, N.J; Review Aluminium-lithium alloys. (1987) **Journal of Materials Science**. p. 1521-1529.

MACHADO, C.S.C; **Estudo da corrosão localizada da liga de alumínio 2198-T8 soldada por fricção e mistura**. 2019. 163 f. Dissertação (Tese de Doutorado em Ciência na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energética e Nucleares, São Paulo.

MORETO, J.A; BRODAY, E.E; ROSSINO, L.S; FERNANDES, J.C.S; FILHO, W.W.B. Effect of Localized Corrosion on Fatigue-Crack Growth in 2524-T3 and 2198-T851 Aluminum Alloys Used as Aircraft Materials. (2018) **Journal of Materials Engineering and Performance**. p. 1917-1926

MORETO, J.A; **Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al – Li de Alta Resistência para Aplicação Aeronáutica**. 2012. 198 f. Dissertação (Tese de doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.

MURAKAMI, Y; **Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions**. 1st ed. Elsevier Science Ltd, 2002.

NAVILLE, W; **Efeito da deformação plástica uniaxial na resistência à corrosão-fadiga do aço inoxidável ISO 5832-1**. 2019. 115 f. Dissertação (Tese de doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo.

NAVILLE, W; **Influência da Geometria de Corpo-de-prova na Previsão de Vida em Fadiga de Baixo Ciclo de Chapas de Aço (ARBL) bifásicos**. 2009. 123 f. Dissertação (Tese de mestrado em Física e Química dos Materiais Aeroespaciais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

PACHECO, A.S; **AVALIAÇÃO DO FATOR DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO PRESENTE EM UM REPARO DE TUBULAÇÃO DE AÇO AISI 316L**. 2013. 185 f. Dissertação (Tese de Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goutacazes.

POURBAIX, M; **Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solutions**. 2 ed. Pergamon Press Ltd., 1966.

RIOJA, R.J; LIU, J; The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications. (2012) **Metallurgical and Materials Transactions A**. p. 3325-3337.

RISSATO, F.P; **Análise da tração diagonal em uma fuselagem considerando-se a energia de deformação do sistema**. 2004. 147 f. Dissertação (Tese de Mestrado em Engenharia Aeronáutica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

RODRIGUES, L.M; **Desenvolvimento de equipamento para realização de ensaio com névoa salina para avaliar a resistência à corrosão em metais**. 83 f. Dissertação (Tese de mestrado em Materiais) – Centro Universitário de Volta Redonda, Volta Redonda.

SALERNO, G; **Influência da Deformação Média na Previsão de Vida em Fadiga de Baixo Ciclo da Liga AA7175-T1**. 2005. 226 f. Dissertação (Tese de mestrado em Ciência no Curso de Engenharia Aeronáutica e Mecânica, Área de Física e Química dos Materiais Aeroespaciais) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

SPEIDEL, M.O; Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys. (1975) **Metallurgical Transactions A**. p. 631-651.

STALEY, J.T; LEGE, D.J; Advances in aluminium alloy products for structural applications in transportation. (1993). **JOURNAL DE PHYSIQUE IV**. p. 179-190.

STARKE, E.A.; STALEY, J.T.; Application of modern aluminium alloys to aircraft. **Fundamentals Of Aluminium Metallurgy**, [S.L.], p. 747-783, 2011. Elsevier.

STEGLICH, D; WAFAI, H; BROCKS; Anisotropic Deformation and Damage in Aluminium 2198 T8 Sheets. (2009). **International Journal of Damage Mechanics**. p. 131-152

SWARTZ, A. **Guerilla Open Access Manifesto**. 2008. Disponível em: <https://openaccessmanifesto.wordpress.com/guerilla-open-access-manifesto/>. Acesso em 25 out. 2020.

TAJABADI, M.S; Metallurgical failure analysis of a cracked aluminum 7075 wing internal angle. (2016) **Case Studies in Engineering Failure Analysis**. p. 9-16.

VARGEL, G; **CORROSION OF ALUMINIUM**. 1st ed. Elsevier Science, 2004

VISONI, Rodrigo Moura; CANALLE, João Batista Garcia. Como Santos Dumont inventou o avião. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, [S.L.], v. 31, n. 3, p. 3605.1-3605.6, set. 2009.

WANHILL, R.F.H; BRAY, G.H; **Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, and Applications**. 1st ed. Butterworth-Heinemann, 2014.

XU, J; DENG, Y; CHEN, J; XIE, Y; GUO, X; Effect of ageing treatments on the precipitation behavior and mechanical properties of Al-Cu-Li alloys. (2020) **Materials Science & Engineering A**. p. 138885-138895.

YANG, L; **Techniques for Corrosion Monitoring**. 1st Ed. Woodhead Publishing, 2008.

YASAKAU, K.A; ZHELUDKEVICH, M.L; FERREIRA, M.G.S. Role of intermetallics in corrosion of aluminum alloys. Smart corrosion protection. (2018) **Intermetallic Matrix Composites: Properties and Applications**. p. 425-462.

ZHANG, S; ZENG, W; YANG, W; SHI, C; WANG, H. Ageing response of a Al-Cu-Li 2198 alloy. (2014) **Materials & Design**. p. 368-374.

ZUCCA, G; FRANCESCO, V; BERNABEL, M; PAOLIS, F; Failure Investigation: in Flight Loss of a Main Landing Gear Door of a Transport Aircraft. (2017) **Procedia Structural Integrity** 3. p. 553-561.