ALINE EMANUELLE ALBUQUERQUE CHEMIN

**AVALIAÇÃO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA ASSOCIADA À
CORROSÃO DA LIGA 7475 T7351 SUBMETIDA A
CARREGAMENTOS DE VOOS SIMULADOS**

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como requisito para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cassius Olivio Figueiredo Terra Ruchert

Trata-se da versão corrigida da dissertação. A versão original se encontra disponível junto ao departamento de Engenharia Mecânica EESC/USP.

São Carlos

2012

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO,
POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

C517a Chemin, Aline Emanuelle Albuquerque
Avaliação da propagação de trinca associada à
corrosão da liga 7475 T7351 submetida a carregamentos
de voos simulados. / Aline Emanuelle Albuquerque
Chemin; orientador Cassius Olivio Figueiredo Terra
Ruchert. São Carlos, 2012.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica e Área de Concentração em
Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, 2012.

1. Fadiga associada à corrosão. 2. Ligas de
alumínio. 3. Simulação de crescimento de trinca. 4.
Propagação de trinca. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidata: Engenheira **ALINE EMANUELLE ALBUQUERQUE MOREIRA**.

Título da dissertação: "Avaliação da propagação de trinca associada à corrosão da liga 7475 T7351 submetida a carregamentos de vôos simulados".

Data da defesa: 13/07/2012

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof. Dr. **Cassius Olivio Figueiredo Terra Ruchert** (Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Titular **Dirceu Spinelli**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Dr. **Marco Antonio Meggiolaro**
(Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro/PUC-RIO)

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica:
Prof. Associado **Marcelo Areias Trindade**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Denis Vinicius Coury**

Dedicatória

Dedico este trabalho a minha avó Francisca Albuquerque pelo apoio e o amor a mim dedicado. Ao meu marido Ulisses Chemin Netto, pelo amor e companheirismo incondicional. Ao meu avô, Emanuel Albuquerque, *in memoriam*.

Agradecimentos

Agradeço a Deus por me dar coragem e proteção em todas as minhas decisões até o dia de hoje. Aos meus pais Ailton e Angélica, pelo apoio e carinho. À minha avó, Francisca Albuquerque, pelo apoio e amor, por ter cuidado da minha infância, do meu espírito e ter me encorajado todos os dias a sempre dar o passo seguinte, o que acabou por me trazer aqui, à USP. Ao meu querido e amado marido, Ulisses Chemin Netto, pelo amor, carinho, companheirismo, e os incontáveis momentos de alegrias, com os quais construímos a nossa família. Aos meus amados irmãos Emanuel Ernane, Ana e Rita, à minha tia Ana Denise Daher, aos meus avós Ana e Manoel pelo apoio e encorajamento, em todos os momentos decisivos da minha vida.

Ao meu orientador Dr. Cassius Olivio Figueiredo Terra Ruchert, pela amizade, confiança e apoio, que foram as bases para execução e conclusão deste trabalho.

Ao professor Dr. Waldek Bose Filho pelo apoio para a finalização desta pesquisa.

Ao querido professor Dr. Dirceu Spinelli, pelo carinho e por auxiliar nas discussões e fornecer sugestões para a finalização deste texto.

Aos meus queridos Artur Valadares, Denys Marques e Felipe Saconi, pela parceria em todas as etapas desta dissertação e pela amizade construída.

Ao professor Dr. Artur Motheo por colocar a disposição seu laboratório de Eletroquímica e equipe, e por auxiliar nas discussões deste trabalho.

Ao meu amigo Leandro Bisanha, por orientar-me em todos os ensaios eletroquímicos discutidos neste trabalho.

À Fernando Romagnoli pela orientação nos programas de crescimento de trinca e pelas sugestões nesta pesquisa.

Aos técnicos e em especial ao técnico Douglas Bon pelo comprometimento à todos os ensaios de fadiga realizados neste trabalho e pelo carinho.

Aos amigos, Rogério Varavallo, Otávio Gamboni, Danilo Borges, Luís Henrique Bonazzi, Fernando Pascoal, Luigi Mazzuco e Adriana Marques, pelo carinho e amizade construída ao longo desses dois anos de pós-graduação.

À FAPESP pelo financiamento dos projetos de iniciação científica relacionados a esta dissertação e ao CNPQ pelo financiamento da bolsa de mestrado.

“Tente uma, duas, três vezes, e se possível tente a quarta, a quinta e quantas vezes for necessário. Só não desista nas primeiras tentativas, a persistência é amiga da conquista. Se você quer chegar aonde a maioria não chega, faça aquilo que a maioria não faz.”

Bill Gates

Resumo

CHEMIN, A.E.A. Avaliação da Propagação de Trinca Associada à Corrosão da Liga 7475 T7351 Submetida a Carregamentos de Voos Simulados. 2012. 173f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos. Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012.

A análise da vida em fadiga em amplitude variável associada à corrosão é bastante complexa, devido a combinações entre as interações eletroquímicas ocorridas, tendo em vista a exposição da frente da trinca à névoa salina somada aos efeitos deletérios do carregamento de amplitude variável. Esta combinação de efeitos ainda não é modelada matematicamente, e os dados experimentais observados em outros trabalhos ainda geram hipóteses inconclusivas. Neste contexto, este estudo tem como objetivo avaliar a vida em fadiga da liga 7475 T7351, utilizando carregamento de voos simulados TWIST e FALSTAFF e submetida a névoa salina a 3,5 e 5%. Foram executados ensaios eletroquímicos, para verificar o potencial de corrosão dessa liga e análise microestrutural para verificar a formação de pites. O crescimento de trinca por fadiga com carregamento de voo foi simulado, sem considerar os efeitos do meio, nos programas NASGRO 4.0, AFGROW e CRACK 2000, com parâmetros calibrados no NASGRO 4.0, no intuito de verificar quais modelos matemáticos e programas descrevem a curva experimental em ar com menor erro. Os resultados mostraram que os programas NASGRO 4.0 e AFGROW se aproximaram com menor erro à curva experimental em ar. Os ensaios de crescimento de trinca por fadiga foram executados com carregamento de voos simulados e os parâmetros para o sistema de geração de névoa salina foram determinados experimentalmente. As curvas de crescimento de trinca e taxa de propagação em névoa salina foram comparadas às curvas em ar, as quais também foram obtidas sob as mesmas condições de carregamento. Observou-se que para os ensaios em névoa salina, a trinca rompeu com maior número de voos em relação às curvas em ar.

Palavras-Chave: Fadiga associada à corrosão, Ligas de alumínio, Simulação de crescimento de trinca, Propagação de trinca.

Abstract

CHEMIN, A.E.A. Evaluation of Corrosion Fatigue Crack Growth for 7475 T7351 Alloy under Spectrum Loading. 2012. 173f. Dissertation (Master's Degree) - Sao Carlos Engineering School. University of Sao Paulo, Sao Carlos, 2012.

The corrosion fatigue life analysis under variable amplitude loading is very complex due electrochemistry effects in crack tip exposed to salt spray matched to harmful effects of amplitude variable loading. This effects combination is not modeling mathematically actually, and the experimentally data observed in other research generates inconclusive theories. In this context, the main aim of this research to evaluate the corrosion fatigue life of 7475 T7351 under spectrum loading TWIST and FALSTAFF and exposed to 3.5% and 5% NaCl. Electrochemistry test were performed to verify the corrosion potential followed of microstructural analysis by SEM, to verify the pitting on 7475 T7351 alloy. The fatigue crack growth was simulated, without environmental effects, using the codes NASGRO, AFGROW and CRACK 2000, the simulation parameters was fit on NASGRO 4.0, to analyze whether the crack growth models and codes are able to represent properly the air experimental crack growth data. The results showed that NASGRO 4.0 and AFGROW codes described the fatigue crack growth in air with less error. The fatigue crack growth tests were performed under spectrum loadings and the parameters to obtain salt spray were determined experimentally. The corrosion fatigue crack growth and rate data were compared to air data, under the same loading conditions. The corrosion fatigue tests showed that the specimens cracked under a larger number of flights than specimens in air.

Keywords: Aluminium Alloy, Corrosion fatigue, Fatigue crack growth simulation, Fatigue crack growth.

Sumário

FOLHA DE APROVAÇÃO.....	3
DEDICATÓRIA	5
AGRADECIMENTOS	7
RESUMO.....	11
ABSTRACT.....	13
LISTA DE FIGURAS	17
LISTA DE TABELAS	23
LISTA DE SÍMBOLOS	25
LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS	27
CAPÍTULO 1	
INTRODUÇÃO	29
1.1 OBJETIVO	31
1.2 CONTRIBUIÇÕES DESTA PESQUISA.....	32
1.3 ORGANIZAÇÃO DO TEXTO	33
CAPÍTULO 2	
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	35
2.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS SOBRE FADIGA	35
2.1.1 <i>Características que Influenciam no Comportamento em Fadiga.....</i>	<i>36</i>
2.1.2 <i>Fadiga sob Carregamento Variável</i>	<i>45</i>
2.2 FADIGA ASSISTIDA POR CORROSÃO.....	51
2.2.1 <i>Estágios da Fadiga Assistida por Corrosão</i>	<i>51</i>
2.2.2 <i>Mecanismos Envolvidos na Corrosão sob Fadiga</i>	<i>52</i>
2.3 CORROSÃO	56
2.3.1 <i>Corrosão do Alumínio e Ligas.....</i>	<i>57</i>
2.3.2 <i>Corrosão Intergranular e Transgranular</i>	<i>58</i>
2.3.3 <i>Corrosão por Pites.....</i>	<i>60</i>
2.4 ESPECTROS DE VOOS PADRONIZADOS	63
CAPÍTULO 3	
MATERIAIS E MÉTODOS.....	69

3.1 CARACTERIZAÇÃO DA LIGA.....	70
3.1.1 <i>Análise de Composição Química, Caracterização Macro e Microestrutural</i>	70
3.1.2 <i>Ensaio de Potencial de Circuito Aberto (PCA), de Polarização Potenciodinâmica e em Névoa Salina</i>	73
3.1.3 <i>Ensaio em Névoa Salina (Salt Spray)</i>	74
3.2 SIMULAÇÃO DE VOO	75
3.2.1 <i>Voo TWIST</i>	76
3.2.2 <i>Voo FALSTAFF</i>	78
3.3 ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA UTILIZANDO HISTÓRIAS DE VOOS SIMULADOS SUBMETIDA EM NÉVOA SALINA	80
3.3.1 <i>Preparação para o Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga de Amplitude Variável</i>	80
3.4. SIMULAÇÃO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA UTILIZANDO ESPECTROS DE VOOS NORMATIZADOS.....	92
3.4.1 <i>Simulação da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga no aplicativo NASGRO 4.0</i>	92
3.4.2 <i>Simulação da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga no aplicativo AFGROW</i>	95
3.4.3 <i>Simulação da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga no aplicativo CRACK 2000</i>	100
3.5. TRATAMENTO DOS DADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA.....	103

CAPÍTULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES 105

4.1 ANÁLISES DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA, CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL	105
4.1.1 <i>Composição Química (% peso)</i>	105
4.1.2 <i>Caracterização Macroestrutural</i>	106
4.1.3 <i>Caracterização Microestrutural</i>	107
4.2 ENSAIOS DE CORROSÃO	112
4.2.1 <i>Ensaio de Polarização</i>	112
4.2.2 <i>Ensaio em Névoa Salina</i>	118
4.3 PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA UTILIZANDO CARREGAMENTO DE VOOS SIMULADOS.....	120
4.3.1. <i>Propagação de Trinca por Fadiga em Ar –Simulação</i>	120
4.3.1.1. Carregamento de Voo TWIST	120
4.3.1.2. Carregamento de Voo FALSTAFF	126
4.3.2. <i>Propagação de Trinca por Fadiga em Atmosfera Salina</i>	131
4.3.2.1. Voo TWIST.....	131
4.3.2.2. Voo FALSTAFF.....	143

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES..... 153

5.1 ANÁLISES DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA, CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL	153
5.2 ENSAIOS DE CORROSÃO	154
5.3 PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA UTILIZANDO CARREGAMENTO DE VOOS SIMULADOS.....	155
5.3.1 <i>Simulação de Propagação de Trinca por Fadiga</i>	155
5.3.2 <i>Propagação de Trinca por Fadiga em Atmosfera Salina</i>	157
5.4 TRABALHOS FUTUROS.....	158

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 161

ANEXO A – PROJETOS DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA ASSOCIADOS A ESTA PESQUISA 171

Lista de Figuras

FIGURA 1.1 - MÁQUINA VOADORA DE LEONARDO DA VINCI. CAPRA (2006)	29
FIGURA 1.2 - AEROPLANO 14 BIS DE SANTOS DUMONT. GRANT (2002)	30
FIGURA 2.1 - EM (A) NUCLEAÇÃO DE TRINCA EM UM PRECIPITADO AL ₇ Cu ₂ Fe (5 μ m) E EM (B), GRÁFICO DO NÚMERO DE TRINCAS NUCLEADAS EM FUNÇÃO DOS CICLOS DE FADIGA, PAYNE ET AL.(2010). .	37
FIGURA 2.2 - IMAGENS DOS SÍTIOS DE NUCLEAÇÃO DE TRINCAS OBTIDAS POR MEIO DE MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA. EM (A) PEQUENAS TRINCAS INICIADAS EM UMA PARTÍCULA AL ₇ Cu ₂ (Fe, Mn) E (B) TRINCA NUCLEADA EM UMA PARTÍCULA AL ₂ Cu (ZHENG, 2011).	38
FIGURA 2.3 - BANDAS DE DESLIZAMENTO. TENSÕES EM (A) ESTÁTICA E (B) CÍCLICA (STEPHENS ET AL., 2001). LIGA Ni200 EM (C) $\pm 0,125\%$ DE DEFORMAÇÃO E 100,000 CICLOS, MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO E (D) $\pm 0,75\%$ DE DEFORMAÇÃO E 422 CICLOS (CHAN, 2009).....	39
FIGURA 2.4 - DISTRIBUIÇÃO DE POROS DA LIGA G-AL-Si-0,6MG EM (A) P=0 E (B) P=4 (SONSINO, 1993).	40
FIGURA 2.5 - DISTRIBUIÇÃO DE POROS DA LIGA G-AL-11Si-MG-SR EM (A) P= 0 E (B) P=8 (SONSINO, 1993).....	40
FIGURA 2.6 - EM (A) INICIAÇÃO DE UM TRINCA EM UM PORO PRÓXIMO DA SUPERFÍCIE DA AMOSTRA LIGA FUNDIDA E319 (ZHU ET AL.,2008) E EM (B) PORO NO INTERIOR ATUANDO COMO INICIADOR DA TRINCA (ZHU ET AL.2007)	41
FIGURA 2.7 - DESENHO ESQUEMÁTICO DO ESTÁGIO I (MODO DE CISALHAMENTO A APROX. 45° CISALHAMENTO MÁXIMO) E ESTÁGIO II (MODO DE TRAÇÃO, PERPENDICULAR AO CARREGAMENTO), STEPHENS ET. AL. (2001).	42
FIGURA 2.8 - EM (A) FRATURA INTERGRANULAR, 500 MPa E EM (B) FRATURA TRANSGRANULAR, 600 MPa. BRAUN (2008)	42
FIGURA 2.9 - CRESCIMENTO PARA UM ÚNICO DE CICLO DE CARGA. SCHIJVE (2001)	43
FIGURA 2.10 - ESTRIAS EM UMA LIGA 7475 & 7351 FORMADAS PELO CARREGAMENTO DE VOO. RUCHERT (2007).....	44
FIGURA 2.11 - CARGAS MARCADORAS FORMADAS NA LIGA 7475 T7351 DURANTE O CARREGAMENTO DE VOO FALSTAFF. RUCHERT (2007).....	44
FIGURA 2.12 - MODELO DE WILLENBORG QUE DESCREVE O RETARDO DA TRINCA. WILLENBORG (1971)	46
FIGURA 2.13 - ESQUEMA DAS ZONAS PLÁSTICAS NA PONTA DA TRINCA. STEPHENS (2003).	49
FIGURA 2.14 - VARIAÇÃO DA TENSÃO DE ABERTURA DA TRINCA PARA UMA ÚNICA CARGA ALTA. ELBER (1971).	50
FIGURA 2.15 - ILUSTRAÇÃO DO MECANISMO DE DISSOLUÇÃO ASSISTIDO POR TENSÃO. KOMAI (2003). ..	53
FIGURA 2.16 - EFEITO DO MEIO NA CINÉTICA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM LIGA DE ALUMÍNIO AA 7050. MILAN (2006).....	54
FIGURA 2.17 - ENSAIOS REALIZADOS EM AMPLITUDE CONSTANTE, S _{MAX} =98 MPa E R=0.1, EM (A) VÁCUO, (B) SOLUÇÃO LIQUIDA DE SAL E (C) AR. SCHIJVE (1976) APUD SUNDER (2003).	55

FIGURA 2.18 - TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCA POR FADIGA DA LIGA 7017 – T651 EM AR A 4 HZ E AGUA DO MAR DE 0,1 A 70 HZ, EM FUNÇÃO DE ΔK . HOLROYD E HARDIE (1983).	55
FIGURA 2.19 - MECANISMO DE FORMAÇÃO DE ÓXIDO EM METAIS. FEHLNER E GRAHAM (2002).....	57
FIGURA 2.20 - FORMAS DE CORROSÃO EM AÇO INOX. (A): TRANSGRANULAR; (B): INTERGRANULAR. VARGEL (2004).....	58
FIGURA 2.21 - CORROSÃO INTERGRANULAR PARA A LIGA 2024 T351 EM FUNÇÃO DO TEMPO EM (A) 60 MIN E EM (B) 125 MINUTOS. AS SETAS EM (B) MOSTRAM A LOCALIZAÇÃO DESTA CORROSÃO. KNIGH ET. AL. (2010).....	59
FIGURA 2.22 - CORROSÃO INTERGRANULAR EM FUNÇÃO DO TEMPO EM (A) 90 MINUTOS E EM (B) 155 MINUTOS, PARA A LIGA 7050 T7451. KNIGH ET. AL. (2010).....	59
FIGURA 2.23 - SEÇÃO DE AMOSTRAS CORROÍDAS DURANTE O TRATAMENTO TÉRMICO DE 400°C, EM (A) 10 S, (B) 100 S, (C) 1000 S E (D) 10000 S. SVENNINGSSEN ET. AL. (2006).	60
FIGURA 2.24 -CORROSÃO POR PITE PARA UMA LIGA 7075-T7351, EXPOSTA DURANTE 336 HORAS EM SOLUÇÃO DE 3,5% DE NaCl. EM (B), DETALHE PARA FORMA DO PITE. PAO ET. AL., (2000).....	61
FIGURA 2.25 - IMAGENS VIA MEV (MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA), EM (A) MOSTRA A CORRELAÇÃO ENTRE PITE E AS PARTÍCULAS INTERMETÁLICAS; EM (B) MOSTRA OS PITES (PARTE ESCURA) E OS PRECIPITADOS RICOS EM Zr (PONTOS CLAROS). MOORE ET. AL. (2008).....	62
FIGURA 2.26 - SUPERFÍCIE DE FRATURA DE UMA REGIÃO CORROÍDA, OS NÚMEROS INDICAM A ORIGEM DAS TRINCAS. JONES (2009).....	62
FIGURA 2.27 - PRESENÇA DE CORROSÃO POR PITES. PAO ET. AL. (2000).....	63
FIGURA 2.28 - ESPECTROS DE CARGA UTILIZADA EM DIFERENTES AERONAVES. JONGE ET. AL.(1973)...	64
FIGURA 2.29 - ESPECTRO DE NÍVEL DE CARGA PARA 40000 VOOS. JONGE ET. AL.(1973).....	64
FIGURA 2.30 - CARGAS MARCADORAS OBSERVADAS EM VOOS MAIS SEVEROS. PÁRTL E SCHIJVE (1990) 66	
FIGURA 3.1 - FLUXOGRAMA DOS ENSAIOS E CARACTERIZAÇÕES REALIZADOS NA LIGA SAE AMS 7475 T7351.....	70
FIGURA 3.2 - CORPO DE PROVA DO TIPO M(T) E DETALHE DA AMOSTRA PARA ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA. ILUSTRAÇÃO.	71
FIGURA 3.3 - AMOSTRAS RETIRADAS PARA METALOGRAFIA. ILUSTRAÇÃO.....	71
FIGURA 3.4 - MICROSCÓPIO UTILIZADO PARA ANÁLISE MACROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS.	72
FIGURA 3.5 - EM (A) ILUSTRAÇÃO DA CÉLULA ELETROLÍTICA E (B) IMAGEM REAL DO SISTEMA DE ENSAIO	73
FIGURA 3.6 - EM (A) EQUIPAMENTO PARA ENSAIO DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA E DE PCA E EM (B) CURVA FORNECIDA PELO SOFTWARE APÓS A CONCLUSÃO DO ENSAIO.....	74
FIGURA 3.7 - CÂMARA PARA ENSAIO DE NEVOA SALINA.	75
FIGURA 3.8 - INTERFACE DO PROGRAMA GENESIS PARA OBTENÇÃO DO VOO TWIST. NLR.	76
FIGURA 3.9 - ESPECTRO DE VOO TWIST PARA TENSÃO MÉDIA DE 80 MPa.	77
FIGURA 3.10 - ESPECTRO DE VOO TWIST PARA TENSÃO MÉDIA DE 100 MPa, USADO NOS ENSAIOS.	77
FIGURA 3.11 - INTERFACE DO PROGRAMA GENESIS PARA OBTENÇÃO DO VOO FALSTAFF. NLR.....	78
FIGURA 3.12 - ESPECTRO DE VOO FALSTAFF PARA TENSÃO MÁXIMA DE 200 MPa UTILIZADO NOS ENSAIOS.	79
FIGURA 3.13 - ESPECTRO DE VOO FALSTAFF COM TENSÃO MÁXIMA DE 250 MPa USADO PARA OS EXPERIMENTOS.	79
FIGURA 3.14 - CORPO DE PROVA M(T) COM SUAS RESPECTIVAS DIMENSÕES, ILUSTRAÇÃO.	80
FIGURA 3.15 - MÁQUINA DE ENSAIO MTS.	82
FIGURA 3.16 - HISTÓRIA DE VOO TWIST COM O CABEÇALHO EM (A) FORÇA 24 kN (80 MPa) E (B) FORÇA 30 kN (100 MPa).	83
FIGURA 3.17 - HISTÓRIA DE VOO FALSTAFF COM O CABEÇALHO EM (A) FORÇA 60 kN (200 MPa) E (B) FORÇA 75 kN (250 MPa).	83
FIGURA 3.18 - TELA DE COMANDO PARA OS ENSAIOS EM AMPLITUDE VARIÁVEL.....	84

FIGURA 3.19 - MONTAGEM ESQUEMÁTICA DO CIRCUITO PARA A LEITURA DA QUEDA DE POTENCIAL SEGUNDO NORMA ASTM E 647 – 00.	84
FIGURA 3.20 - DESENHO ESQUEMÁTICO DAS GARRAS METÁLICAS UTILIZADAS PARA A FIXAÇÃO DO CORPO DE PROVA DO TIPO M(T) À MÁQUINA MTS COM O ISOLANTE.	85
FIGURA 3.21 - CÂMARA PROJETADA PARA ENCAPSULAMENTO DA REGIÃO DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA.	86
FIGURA 3.22 - CORPO DE PROVA COM <i>STRAIN GAGE</i> MONTADO NA CÂMARA.	87
FIGURA 3.23 - DETALHE DO CORPO DE PROVA MT COM CONDUTORES FIXADOS.	87
FIGURA 3.24 - TELA DO PROGRAMA CARTMAN PARA ALINHAMENTO DO CP.	88
FIGURA 3.25 - EM (A) CÂMARA CONTENDO A SOLUÇÃO LIQUIDA SALINA, EM (B) DISPOSITIVO DE ENSAIO MONTADO COM A CÂMARA DE NEVOA SALINA, EM (C) SAÍDA DO CONDENSADO.	89
FIGURA 3.26 - DISPOSITIVO PRONTO PARA ENSAIO.	91
FIGURA 3.27 - ILUSTRAÇÃO DE UMA TELA DO PROGRAMA <i>NASGRO</i> 4.0	92
FIGURA 3.28 - PROPRIEDADES DA LIGA 7475 T7351 FORNECIDA PELO <i>NASGRO</i> 4.0.	93
FIGURA 3.29 - DEFINIÇÃO DO ESPECTRO NO PROGRAMA <i>NASGRO</i> 4.0.	94
FIGURA 3.30 - FORMATO NASA <i>NASGRO</i> LOAD FILES PARA UM VOO TWIST.	94
FIGURA 3.31 - TELA INICIAL DO AFGROW.	95
FIGURA 3.32 - DEFINIÇÃO DAS PROPRIEDADES DO MATERIAL NO PROGRAMA AFGROW.	96
FIGURA 3.33 - DEFINIÇÃO DAS PROPRIEDADES DO MATERIAL NO PROGRAMA AFGROW.	97
FIGURA 3.34 - MODELO DE TRINCA “INTERNAL THROUGH CRACK” UTILIZADO PARA O CP M (T).	97
FIGURA 3.35 - FORMATO <i>STANDARD LOAD PROCESSING FILES</i> OBTIDO PELO GENESIS.	98
FIGURA 3.36 - FORMATO DE CARREGAMENTO DO AFGROW.	99
FIGURA 3.37 - ESPECTRO DO VOO FALSTAFF NO VISUALIZADOR DE ESPECTROS DO AFGROW.	99
FIGURA 3.38 - TELA INICIAL DO PROGRAMA CRACK 2000 VERSÃO BETA 3.0.	100
FIGURA 3.39 - PROPRIEDADES DA LIGA 7475 T7351 UTILIZADAS NO CRACK 2000.	102
FIGURA 3.40 - MODELO DE TRINCA “THROUGH CRACK AT A CENTER OF A PLATE” UTILIZADO PARA REPRESENTAR O CORPO DE PROVA CENTER-CRACKED TENSION M(T) E SUAS DIMENSÕES.	102
FIGURA 3.41 - CURVA DE CALIBRAÇÃO OBTIDA POR RUCHERT (2007) PARA A LIGA 7475 T7351.	103
FIGURA 4.1 - MACROESTRUTURA OBTIDA APÓS O ATAQUE QUÍMICO COM REAGENTE DE KELLER. A FIGURA APRESENTA A ORIENTAÇÃO T-L DE LAMINAÇÃO, AUMENTO DE 5X.	106
FIGURA 4.2 - CÓDIGO DE ORIENTAÇÃO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA PARA SEÇÕES RETANGULARES. ASTM E399 – 90.	107
FIGURA 4.3 - EM (A) IMAGEM DO PRECIPITADO RICO EM AL, FE E CU, AUMENTO ORIGINAL DE 1000X E EM (B) GRÁFICO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA OBTIDO PELA TÉCNICA DE EDX.	108
FIGURA 4.4 - EM (A) IMAGEM DO PRECIPITADO RICO EM AL, FE E CU, AUMENTO ORIGINAL DE 5000X E EM (B) GRÁFICO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA OBTIDO PELO EDX.	109
FIGURA 4.5 - EM (A) IMAGEM DO PRECIPITADO RICO EM AL, CU, ZN E MG, AUMENTO ORIGINAL DE 15.000X E EM (B) GRÁFICO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA OBTIDO PELO EDX.	110
FIGURA 4.6 - EM (A) IMAGEM DO PRECIPITADO RICO EM AL, FE, CU E ZN, AUMENTO ORIGINAL DE 3000X E EM (B) GRÁFICO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA OBTIDO PELO EDX.	111
FIGURA 4.7 - CURVA DE POTENCIAL DE CIRCUITO ABERTO PARA A LIGA 7475 T7351.	112
FIGURA 4.8 - CURVA DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA. VARREDURA DE 0,5mV/s.	113
FIGURA 4.9 - CURVA DE POTENCIAL DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA (J VS E/V _{ECA}) PARA A LIGA 7475 T7351.	113
FIGURA 4.10 - AMOSTRA EP1 EM (A) ANTES DO ENSAIO, EM (B) APÓS O ENSAIO, AUMENTO DE 5 X.	115
FIGURA 4.11 - AMOSTRA EP2 EM (A) ANTES DO ENSAIO, EM (B) APÓS O ENSAIO, AUMENTO DE 5 X.	115
FIGURA 4.12 - AMOSTRA EP3 EM (A) ANTES DO ENSAIO, EM (B) APÓS O ENSAIO, AUMENTO DE 5 X.	115
FIGURA 4.13 - EM (A) IMAGEM DE UMA AMOSTRA DA LIGA 7475 T7351 APÓS O ENSAIO DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA ANALISADA NO MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA. AUMENTO ORIGINAL DE 100X. (B) DETALHE DA IMAGEM, AUMENTO ORIGINAL DE 1000 X.	116

FIGURA 4.14 - EM (A) COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO PRECIPITADO 1 E (B) COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO PRECIPITADO 2 AMBOS EVIDENCIADOS NA FIGURA ANTERIOR.	117
FIGURA 4.15 - AMOSTRAS SUBMETIDAS AO ENSAIO DE NÉVOA SALINA. (A) 1H, (B) 2H E (C) 3H. AUMENTO ORIGINAL DE 5X.	118
FIGURA 4.16 - AMOSTRAS SUBMETIDAS AO ENSAIO DE NÉVOA SALINA. (A) 6H, (B) 9H E (C) 12H. AUMENTO ORIGINAL DE 5X.....	118
FIGURA 4.17 - AMOSTRAS SUBMETIDAS AO ENSAIO DE NÉVOA SALINA. (A) 24H, (B) 36H E (C) 48H. AUMENTO ORIGINAL DE 5X.....	118
FIGURA 4.18 - CURVA EM (A) 2A VS VOOS E EM (B) D2A VS VOOS, SIMULADAS PARA O VOO TWIST - SOFTWARE NASGRO 4.0.....	121
FIGURA 4.19 - CURVA EM (A) 2A VS VOOS E EM (B) D2A VS VOOS, SIMULADAS PARA O VOO TWIST - SOFTWARE AFGROW.	123
FIGURA 4.20 - CURVA EM (A) 2A VS VOOS E EM (B) D2A VS VOOS, SIMULADAS PARA O VOO TWIST - SOFTWARE CRACK 2000.	124
FIGURA 4.21 - CURVA EM (A) 2A VS VOOS E EM (B) D2A VS VOOS, SIMULADAS PARA O VOO FALSTAFF - SOFTWARE NASGRO 4.0.....	126
FIGURA 4.22 - CURVA EM (A) 2A VS VOOS E EM (B) D2A VS VOOS, SIMULADAS PARA O VOO FALSTAFF- SOFTWARE AFGROW.	128
FIGURA 4.23 - CURVA EM (A) 2A VS VOOS E EM (B) D2A VS VOOS, SIMULADAS PARA O VOO FALSTAFF- SOFTWARE CRACK 2000.	129
FIGURA 4.24 - EM (A) CURVA 2A VS VOO E (B) D2A/DVOO VS 2A. A CURVA AMBIENTE É DE RUCHERT (2007).....	132
FIGURA 4.25 - FRATURA CORRESPONDENTE AO ENSAIO TWIST 3,5% EM (A) VISTA FRONTAL DO CORPO DE PROVA E EM (B) VISTA SUPERIOR.	134
FIGURA 4.26 - FRATURA CORRESPONDENTE AO ENSAIO TWIST 5% EM (A) VISTA FRONTAL DO CORPO DE PROVA E EM (B) VISTA SUPERIOR.....	134
FIGURA 4.27 - VOO TWIST A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 69X.	135
FIGURA 4.28 - VOO TWIST,5% NaCl, AUMENTO DE 70X.	136
FIGURA 4.29 - VOO TWIST A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 500X.....	136
FIGURA 4.30 - VOO TWIST A 5% NaCl, AUMENTO DE 500X.	137
FIGURA 4.31 - VOO TWIST A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 5000X.....	137
FIGURA 4.32 - VOO TWIST A 5% NaCl, AUMENTO DE 5000X.	138
FIGURA 4.33 - EM (A) CURVA 2A VS VOO E (B) D2A/DVOO VS 2A.	139
FIGURA 4.34 - FRATURA CORRESPONDENTE AO ENSAIO TWIST 3,5% EM (A) VISTA FRONTAL DO CORPO DE PROVA E EM (B) VISTA SUPERIOR.	140
FIGURA 4.35 - VOO TWIST – 100 MPa E A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 70X.	141
FIGURA 4.36 - VOO TWIST – 100 MPa E A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 500X.	141
FIGURA 4.37 - VOO TWIST – 100 MPa E A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 500X.	142
FIGURA 4.38 - EM (A) CURVA 2A VS VOO E (B) D2A/DVOO VS 2A. A CURVA EM CONDIÇÃO AMBIENTE É DE ESTUDOS DE RUCHERT (2007).	143
FIGURA 4.39 - FRATURA CORRESPONDENTE AO ENSAIO FALSTAFF 3,5% EM (A) VISTA FRONTAL DO CORPO DE PROVA E EM (B) VISTA SUPERIOR.	145
FIGURA 4.40 - FRATURA CORRESPONDENTE AO ENSAIO FALSTAFF 5% EM (A) VISTA FRONTAL DO CORPO DE PROVA E EM (B) VISTA SUPERIOR.	145
FIGURA 4.41 - VOO FALSTAFF A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 69X.....	146
FIGURA 4.42 - VOO FALSTAFF,5% NaCl, AUMENTO DE 70X.....	146
FIGURA 4.43 - VOO FALSTAFF A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 500X.	147
FIGURA 4.44 - VOO FALSTAFF A 5% NaCl, AUMENTO DE 500X.....	147
FIGURA 4.45 - VOO FALSTAFF A 3,5% NaCl, AUMENTO DE 5000X.	148

FIGURA 4.46 - VOO FALSTAFF A 5% NaCl, AUMENTO DE 5000X.	148
FIGURA 4.47 - EM (A) CURVA 2A VS VOO E (B) D2A/DVOO VS 2A.	149
FIGURA 4.48 - FRATURA CORRESPONDENTE AO ENSAIO FALSTAFF – 250 MPa E 3,5% NaCl EM (A) VISTA FRONTAL DO CORPO DE PROVA E EM (B) VISTA SUPERIOR.	150
FIGURA 4.49 - VOO FALSTAFF – 250 MPa E 3,5%NaCl, AUMENTO DE 70X.	151
FIGURA 4.50 - VOO FALSTAFF – 250 MPa E 3,5%NaCl, AUMENTO DE 500X.	151
FIGURA 4.51 - VOO FALSTAFF – 250 MPa E 3,5%NaCl, AUMENTO DE 5000X.	152

Lista de Tabelas

TABELA 2.1 - DEFINIÇÃO DOS VOOS E NUMERO DE CICLOS DE CARGAS DENTRO DE CADA VOO. JONGE ET. AL.(1973).	65
TABELA 2.2 - POSIÇÃO DOS VOOS SEVEROS NA SEQUENCIA PADRONIZADA. JONGE ET. AL.(1973).	65
TABELA 3.1 - VARIAÇÃO DO TEMPO DE EXPOSIÇÃO DAS AMOSTRAS.	75
TABELA 3.2 - PRINCIPAIS CARACTERÍSTICAS DO VOO TWIST.....	76
TABELA 3.3 - CARACTERÍSTICAS DO VOO FALSTAFF.	78
TABELA 3.4 - PARÂMETRO DE ENSAIO PARA REALIZAR A PRÉ-TRINCA.....	81
TABELA 3.5 - CONDIÇÕES DE ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA PARA CADA CP.	81
TABELA 3.6 - PARÂMETROS DA GERAÇÃO DA NÉVOA SALINA UTILIZADOS NO ENSAIO DE PROPAGAÇÃO..	90
TABELA 3.7 - ARQUIVO DE INFORMAÇÃO DO ESPECTRO .SP3.	98
TABELA 3.8 - PROCEDIMENTO PARA ORGANIZAÇÃO DOS SUB-ESPECTROS EM FORMATO .SUB.	98
TABELA 3.9 - CONFIGURAÇÃO DO PROGRAMA CRACK 2000.	101
TABELA 4.1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA 7475 T7351 (% PESO).....	106
TABELA 4.2 - VALORES DE ICORR PARA AS AMOSTRAS ENSAIADAS.....	114
TABELA 4.3 - VALORES MÉDIOS DE EPITE (VECS) E JCORR (VECS) PARA LIGAS DA SÉRIES 7000.	114
TABELA 4.4 - COMPARAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DE AMPLITUDE VARIÁVEL PARA CADA MODELO.	122
TABELA 4.5 - A VIDA DO CORPO DE PROVA NÚMERO DE VOOS PARA CADA MODELO UTILIZADO.....	122
TABELA 4.6 - A VIDA DO CORPO DE PROVA NÚMERO DE VOOS PARA CADA MODELO UTILIZADO.....	125
TABELA 4.7 - A VIDA DO CORPO DE PROVA NÚMERO DE VOOS PARA CADA MODELO UTILIZADO.....	125
TABELA 4.8 - A VIDA DO CORPO DE PROVA NÚMERO DE VOOS PARA CADA MODELO UTILIZADO.....	127
TABELA 4.9 - A VIDA DO CORPO DE PROVA NÚMERO DE VOOS PARA CADA MODELO UTILIZADO.....	129
TABELA 4.10 - A VIDA DO CORPO DE PROVA NÚMERO DE VOOS PARA CADA MODELO UTILIZADO.	130
TABELA 4.11 - A VIDA DO CORPO DE PROVA NÚMERO DE VOOS PARA CADA MODELO UTILIZADO.	130
TABELA 4.12 - COMPRIMENTO DE TRINCA MÁXIMO E NÚMERO DE VOOS PARA O VOO TWIST.	142
TABELA 4.13 - TAMANHO DE TRINCA E NÚMERO DE VOOS PARA O VOO FALSTAFF.	152

Lista de Símbolos

a_p – Tamanho da zona plástica

a_0 – Tamanho inicial da trinca

a_N – Tamanho de trinca para n ciclo

a_1 – Tamanho de trinca para uma tensão aplicada σ_1 ;

a_i – comprimento de trinca a um ciclo e depois da sobrecarga de tração

a_{OL} – comprimento de trinca à aplicação de uma sobrecarga de tração

β_T – Fator geométrico

σ_y – Tensão de escoamento

σ_f – Resistencia a fratura do material

σ_{ap} – Tensão aplicada para aumentar a zona plástica

σ_{RED} - Tensão reduzida aplicada

σ_{MAX} – Tensão máxima

σ_{MIN} – Tensão mínima

$(\sigma_{MAX})_{EFF}$ – Tensão máxima efetiva

$(\sigma_{MIN})_{EFF}$ - Tensão mínima efetiva

σ_{OP} – Tensão de abertura de trinca

$\Delta\sigma_{EFF}$ – Variação de tensão efetiva

da/dN – Taxa de propagação de trinca por ciclos

$d2a/dVoos$ – Taxa de propagação de trinca por voos

ε_f – Ductilidade do material

A – Constante de Paris

A'' – Constante de Walker

K_1 – Fator de intensidade de tensão para uma tensão aplicada σ_1

K_{max} – Fator de Intensidade de tensão máxima

ΔK – Variação do fator de intensidade de tensão

ΔK_{EFF} – Variação do fator de intensidade de tensão efetivo

ΔK_0 – Variação do fator de intensidade de tensão no limiar, “threshold”

ΔK_{0cf} - coeficiente de propagação de trinca por fadiga assistida por corrosão no limiar “threshold”

K_{OP} – Fator de intensidade de tensão na abertura da trinca

K_c – Fato de intensidade de tensão crítico

R_{EFF} – Razao de carga efetiva

n – expoente de Paris

C, n, p, q – constantes derivadas empiricamente

C_i – Parâmetro de retardo de Wheeler

R – Razão de carga

R_{SO} – Razão de tensão de sobrecarga após a zona plástica

Φ – fator de redução no modelo de Willenborg Generalizado modificado

f – função de abertura de trinca

ry_i – zona plástica para um ciclo i depois de uma sobrecarga de tração

r_{OL} - zona plástica causada pela sobrecarga de tração

m - expoente empírico de forma

W – largura do corpo de prova

V – tensão elétrica instantânea

V_r – tensão elétrica de referência

B_{cf} - *coeficiente de propagação de trinca por fadiga assistida por corrosão*

R_a – Taxa média de corrosão para um período

T – Período

E – módulo de Yang

Lista de Siglas e Abreviaturas

ASTM - American Society for Testing and Materials

EDX – Energia dispersiva de raio X

FALSTAFF – Fighter Aircraft Loading Standard for Fatigue

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

MET – Microscópio eletrônico de transmissão

MPT – Mult Purpose Testware

M (T) – Middle (center)-cracked tension specimen

NLR – National Laboratory Research

NASA - National Aeronautics and Space Administration

TWIST – A Standardized load sequence for flight simulation tests on transport aircraft wing structures

Capítulo 1

Introdução

A tecnologia é resultado de uma ciência que advém do reflexo de como os olhos enxergam a natureza. Quando Leonardo da Vinci perseguiu o desejo de voar, ao observar os pássaros, concluiu que primeiramente, precisava entender a “ciência dos ventos” para poder projetar sua máquina voadora. As ideias registradas por da Vinci no século XV, compõem uma memória do que seria o precursor que atualmente conhecemos como aeronave (Capra, 2006). A figura 1.1 mostra uma das grandes invenções de Leonardo da Vinci.

Figura 1.1 - Máquina voadora de Leonardo da Vinci. Capra (2006)

Cinco séculos após Leonardo da Vinci, o brasileiro Alberto Santos Dumont, em 12 de novembro de 1906 marcou a história em uma demonstração de

decolagem, voo e pouso, sem auxílio externo, em Paris, no seu aeroplano *14 Bis* (Barros, 2006).

A figura 1.2 mostra a invenção que consagrou Alberto Santos Dumont como pai da aviação.

Figura 1.2 - Aeroplano 14 Bis de Santos Dumont. Grant (2002)

A partir de 1906, a corrida para o desenvolvimento de aeronaves que permitissem maior controle e estabilidade foi iniciada. Em 1914, durante a Primeira Guerra Mundial, os aviões já eram usados como veículo de combate. Uma nova fase então se iniciou relacionada a projetos (resistência, diminuição de peso) e materiais para a construção de aviões (Grant, 2002), que levaram até a concepção do avião supersônico Concorde na década de 60 (Newey *et. al*, 1973).

Uma classe de materiais foi desenvolvida para a fabricação de aeronaves, chamada de ligas aeronáuticas, formadas principalmente por ligas de alumínio. As ligas de alumínio são utilizadas na fuselagem, asas e estruturas para aviões comerciais e militares. Nos anos 30, a liga Al-Zn-Mg-Cu foi a grande responsável para evolução dos aviões em tamanho, conceito de projeto e métodos de produção (Hunsicker, 1976). A compreensão da relação entre características como composição química, fabricação, aspectos microestruturais é base para a melhoria das propriedades mecânicas que são importantes para aplicações aeronáuticas (Starke e Staley, 1995).

O desenvolvimento das ligas para aplicação aeronáutica está intimamente ligado ao estudo de fadiga. Os acidentes ocorridos em 54, os quais envolveram a falha na fuselagem em dois aviões Comet, mostrou a necessidade de compreender

a fadiga provocada pelo voo (Schijve, 1994). Em 1960, Paris propôs a primeira equação de crescimento de trinca, mas só na década de 70 foram propostos modelos matemáticos que consideraram efeitos da carga na ponta da trinca como responsáveis pelo retardo e aceleração do crescimento.

Durante este mesmo período a *National Aerospace of Laboratory*, localizada na Holanda, desenvolveu padrões de voos, baseados em 20 anos de análises de ensaios *full scale*, que possibilitassem caracterizar o voo de aviões comerciais e militares, e assim avaliar a vida em fadiga para cada aplicação (Jonge *et. al.*, 1973). Dessa forma, surgiram os padrões TWIST (*Transport Aircraft Wing Structures*), para aviões comerciais e FALSTAFF (*Fighter Aircraft Loading Standard for Fatigue*), para aviões militares.

As pesquisas ligadas a fadiga também têm somado o efeito do ambiente às teorias de propagação de trinca, através de ensaios que permitam entender de forma mais próxima à realidade os fenômenos (tensão e compressão na estrutura, plasticidade na ponta da trinca) que ocorrem nas estruturas da aeronave durante seu período em serviço.

A mecânica da fratura é a ciência resultante destas pesquisas, que atualmente fornece, aos especialistas em integridade estrutural, equações e teorias, para que possam projetar aviões de forma mais segura.

Neste contexto, este trabalho avaliou a vida em fadiga em propagação de trinca assistida por corrosão da liga de grau aeronáutico 7475 T7351, utilizando carregamento de voos padronizados e a simulação do crescimento de trinca por fadiga em ar, utilizando *softwares* comerciais.

1.1 Objetivo

Esta pesquisa tem como objetivo avaliar a vida em fadiga da liga 7475 T7351 em propagação, de grau aeronáutico, submetida a carregamento de voos simulados, portanto de amplitude variável, denominados TWIST e FALSTAFF em ar e em névoa salina. Além de ensaios experimentais, previamente foi realizada a simulação de crescimento de trinca para verificar a aproximação dos

modelos matemáticos às curvas experimentais obtidas em ar por Ruchert (2007). As curvas de propagação de trinca em ar de Ruchert (2007) foram utilizadas para comparar aos ensaios realizados em névoa salina.

Para a realização deste trabalho foi necessário:

Para Simulação

- Obtenção dos voos TWIST e FALSTAFF, através da simulação no programa Genesis;
- A simulação do crescimento de trinca foi realizada nos programas NASGRO 4.0, AFGROW e CRACK 2000, nas suas versões gratuitas.

Para o ensaio de propagação de trinca por fadiga

- Caracterização química, microestrutural e de corrosão da liga 7475 T7351;
- O desenvolvimento de um sistema de geração de névoa salina. Parâmetros como pressão para nebulização da solução salina, vazão e drenagem do condensado, foram determinados experimentalmente. O projeto e concepção das câmaras de solução salina e de encapsulamento da região de propagação de trinca do corpo de prova foram desenvolvidos nesta pesquisa;
- Programação da máquina de ensaio de fadiga MTS, para a execução dos ensaios com voos simulados;
- Instrumentação dos corpos de provas para leitura de queda de potencial, técnica utilizada para medir tamanho de trinca de acordo com os procedimentos descritos na norma ASTM E647 – 00.
- Encapsulamento da região de propagação de trinca para realização dos ensaios.

1.2 Contribuições desta Pesquisa

A avaliação da vida em fadiga utilizando voos simulados e em névoa salina está sendo realizada pela primeira vez no Brasil por meio deste projeto de pesquisa. Desta forma, espera-se obter resultados experimentais através deste

trabalho, que forneçam dados que permitam analisar o crescimento de trinca em condições que simulem o ambiente externo real de um avião em serviço.

A metodologia utilizada nesta pesquisa, que inclui o projeto do sistema para ensaiar em névoa salina e submeter simultaneamente o corpo de prova a carregamento de voos simulados é uma importante contribuição visto que é possível, replicar os ensaios baseados nos resultados obtidos.

A análise da vida em fadiga em propagação pelo uso de códigos computacionais comerciais é uma importante contribuição ao Núcleo de Ensaios de Ensaios Mecânicos e Análise de Falhas (NEMAF), pois através destes, é possível avaliar quais modelos matemáticos, com seus respectivos ajustes, descrevem com menor erro, a curva de propagação de trinca por fadiga obtida em ensaio, para materiais aeronáuticos.

1.3 Organização do Texto

Este trabalho possui seis capítulos e dois anexos. O Capítulo 1, “Introdução”, aborda a introdução a qual se contextualiza a pesquisa; o Capítulo 2, “Revisão Bibliográfica”, apresenta a revisão bibliográfica do tema abordado; o Capítulo 3, “Materiais e Métodos”, mostra metodologia utilizada e o desenvolvimento da câmara para encapsulamento, bem como os parâmetros necessários para a geração de nevoa salina; o Capítulo 4, “Resultados e Discussões”, traz a discussão dos resultados do trabalho; o Capítulo 5, “Conclusões”, mostra as conclusões e sugestões de trabalhos futuros. O anexo A apresenta as pesquisas realizadas através de iniciação científica de alunos de graduação, financiados pela Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) e Fundação para o Incremento da Pesquisa e do Aperfeiçoamento Industrial (FIPAI), em temas relacionados a este trabalho, respectivamente.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

Nesta seção é apresentada a teoria base para o desenvolvimento deste trabalho. Conceitos como nucleação e propagação de trinca por fadiga, tipo de carregamento, modelos matemáticos que descrevem o comportamento da trinca quando submetida a histórias de carregamento e influência do meio na vida em fadiga são discutidos.

2.1 Considerações Iniciais sobre Fadiga

Fadiga é um fenômeno que ocorre no material quando carregado ciclicamente, ou seja, tensões e deformações flutuantes localizadas provocam alteração estrutural permanente no material. O crescimento de trinca por fadiga ocorre em quatro estágios: (1) nucleação de trinca, que ocorre devido a descontinuidades no material de caráter macro e microscópico; (2) propagação de trinca – estágio I, a trinca cresce nos planos de alta tensão de cisalhamento; (3) propagação de trinca – estágio II, crescimento de trinca nos planos de alta tensão de tração, é caracterizada pela formação de estrias na superfície em ligas de alumínio e (4) fratura final, ocorre de forma brusca, (Ruchert, 2007).

O equacionamento do crescimento de trinca por fadiga foi primeiramente proposto por Paris em 1961, e em sequência, outras equações foram propostas, como por exemplo, a de Walker, Forman e NASGRO, (Paris *et. al.*, 1961, Stephens, 2003).

Entretanto, outros fenômenos observados durante o regime de crescimento de trinca foram adicionados a equação de crescimento, como tensão residual (Willenborg, 1971 e Stephens, 2001) e fechamento de trinca (Elber, 1970), que atualmente são utilizadas em códigos de programação.

As pesquisas nos anos 2000 têm avaliado a influência do meio ambiente no comportamento da propagação de trinca por fadiga por meio de ensaios que avaliem níveis de tensão, frequência e tipo de carregamento (Schijve, 1990, Gangloff, 2002, Gangloff, 2005, Komai, 2003, Rong, 2008).

2.1.1 Características que Influenciam no Comportamento em Fadiga

A nucleação e o crescimento de trinca são consequências do escorregamento cíclico em bandas de deslizamento (*slip bands*), o que provoca deformação plástica cíclica. A fadiga ocorre em níveis de tensão abaixo da tensão de escoamento, (Schijve, 2001).

A nucleação de trincas por fadiga em metais pode ser explicada através das características macroscópicas e microscópicas, somada a natureza dos ciclos de carregamento. As características macroscópicas envolvem a condição da superfície como riscos provocados por usinagem, entalhes, exposição em ambiente corrosivo, fatores estes que aumentam as concentrações das tensões amplificando seus níveis podendo até localmente ultrapassar o limite de escoamento.

A integridade da superfície usinada, que inclui rugosidade, tensão residual e endurecimento tem influência significativa no comportamento em fadiga de componentes (Huang e Ren, 1991). A superfície usinada é formada por vários microentalhes devido ao processo de desbaste.

Em pesquisa de Huang e Ren (1991), foi observado o surgimento de micro trincas nesses microentalhes em amostras da liga GH33A, além de observarem, que a rugosidade e o endurecimento da superfície provocam uma deformação localizada, sendo este o principal fator que diminui a vida em fadiga de baixo ciclo. No entanto, a tensão residual e também a rugosidade foram apontadas como principais agentes para diminuir a vida em fadiga de alto ciclo.

O aspecto microscópico envolve mecanismos normalmente metalúrgicos como a presença de precipitados e inclusões não metálicas, presença de microporos, anisotropia cristalográfica, contornos de grão com intermetálicos frágeis, ou devido a segregação de impurezas no contorno, (Hertzberd, 1995; Stephens, 2001). Neste caso, a trinca inicia em sítios, entre a matriz do material e estas imperfeições, durante o processo de deformação cíclica. A natureza (mole ou duro) do precipitado também é um fator determinante para a nucleação de trincas.

Payne *et. al.*(2010) observaram que trincas nuclearam em precipitados duros como o $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ presentes em ligas 7075. Em sua pesquisa, foi feita uma relação entre nucleação de trinca por fadiga em partículas duras e moles com ciclos de fadiga aplicados no corpo de prova e verificou que foi predominante a nucleação de trinca nas partículas $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, que são duras, quando em relação à matriz de alumínio, figura 2.1.

Figura 2.1 - Em (a) nucleação de trinca em um precipitado $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (5µm) e em (b), gráfico do número de trincas nucleadas em função dos ciclos de fadiga, Payne et al.(2010).

A figura 2.1b, mostra que o maior número de trincas ocorreu em partículas duras. A figura 1a comprova este dado. Payne *et al.*(2010) mostrou que a trinca surgiu após 300 ciclos e em todas as partículas ricas em ferro.

Em estudos realizados em ligas AA2524-T34, foram observadas nucleações de trincas na interface da matriz e defeitos como pequenos pites, partículas de segunda fase e soluções sólidas, figura 2.2 (Zheng e outros 2011).

Figura 2.2 - Imagens dos sítios de nucleação de trincas obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura. Em (a) pequenas trincas iniciadas em uma partícula Al_7Cu_2 (Fe, Mn) e (b) trinca nucleada em uma partícula Al_2Cu (Zheng, 2011).

A presença de vários sítios de nucleação de trincas não significa que todas irão propagar simultaneamente. Ainda na pesquisa de Zheng (2011) foi identificado partículas ricas em Fe, como as mais promissoras em aumentar a susceptibilidade para nucleação de trincas nas ligas comerciais a base de Al. Uma vez que a trinca por fadiga surge devido a deformação plástica localizada durante a deformação cíclica, é importante conhecer a natureza do escorregamento pois é ela quem dita a topografia da superfície próximo aos sítios de nucleação de trinca (Chan, 2010).

Em metais puros ou ligas sem poros ou inclusões, portanto sem defeitos metalúrgicos quando submetidos a carregamento cíclico, as discordâncias deslizam levando a formação das bandas de deslizamento, extrusões e intrusões na superfície dos grãos (Chan, 2010).

Estes deslizamentos são representados através de linhas paralelas que se movimentam quando os materiais sofrem tanto o carregamento cíclico quanto monotônico. As irregularidades provocadas pelas intrusões formam concentradores de tensão e as extrusões, são responsáveis pela rugosidade da superfície dos grãos, figura 2.3 (Chan *et al.* 2009; Stephens *et al.* 2001).

Figura 2.3 - Bandas de deslizamento. Tensões em (a) estática e (b) cíclica (Stephens et al., 2001). Liga Ni200 em (c) $\pm 0,125\%$ de deformação e 100,000 ciclos, Microscopia eletrônica de transmissão e (d) $\pm 0,75\%$ de deformação e 422 ciclos (Chan, 2009).

As bandas deslizamento possuem uma morfologia que varia de acordo com os ciclos de fadiga e taxas de deformação, como está ilustrado nas figuras 2.3(c) e (d). Nesta condição, as trincas nucleiam (estágio I) no plano de deslizamento em um ângulo a 45° da tensão axial (Chan *et al.*, 2009).

A nucleação de trinca por fadiga também pode ocorrer em poros, que podem ser visualizados tanto macro quanto microscopicamente. A porosidade é mais comum em ligas fundidas. Em ligas de alumínio por exemplo, o super aquecimento durante o processo de fundição (temperatura acima de 700°C) provoca a absorção de gases em especial o hidrogênio, que fica “preso” na liga e forma o poro.

Em geral, a presença de poros ocorre próximos a contornos de grão por ser uma região de alta energia. A porosidade pode ser tolerada dependendo do grau de segurança do componente, ou seja, em peças que sofram altos níveis de tensão e de difícil acesso para manutenção devem ser evitadas.

Em estudos realizados por Sonsino (1993), foi observado que, em ligas utilizadas em blocos de motor como a G-Al-7Si-0.6Mg e G-Al-11Si-Mg-Sr, a medida que a porosidade aumentou, a resistência a tração, o escoamento e a dureza diminuíram.

As figuras 2.4 e 2.5 mostram as superfícies das respectivas ligas estudadas por Sonsino (1993) para cada grau de porosidade. O grau de porosidade estabelecido por Sonsino (1993) classificou como $P=0$ as superfícies que estavam livres de poros ou para microporos com diâmetros de no máximo 0,3 mm, $P=4$ e $P=8$ para poros com diâmetro de no máximo 0,6 mm e 1 mm respectivamente.

Figura 2.4 - Distribuição de poros da liga G-Al-Si-0,6Mg em (a) $P=0$ e (b) $P=4$ (Sonsino, 1993).

Figura 2.5 - Distribuição de poros da liga G-Al-11Si-Mg-Sr em (a) $P=0$ e (b) $P=8$ (Sonsino, 1993).

Foi observado por Zhu *et al.* (2008) em estudos realizados de fadiga em alta temperatura na liga E319 (usada na fabricação de blocos de motor e cabeça de pistão) que todas as trincas nuclearam próximos a poros. A figura 2.6 mostra a análise da superfície onde a trinca nucleou.

Figura 2.6 - Em (a) iniciação de um trinca em um poro próximo da superfície da amostra liga fundida E319 (Zhu et al.,2008) e em (b) poro no interior atuando como iniciador da trinca (Zhu et al.2007)

Como identificado na figura 2.6 (a), um único poro pode ser o sítio de nucleação de uma trinca, isto ocorre porque a porosidade gera concentradores de tensão. Há uma diferença na influência que a posição do poro exerce, ou seja, onde ele se localiza, na peça. Em geral, quando o poro está no interior, figura 2.6(b), é menos prejudicial do que quando está na superfície, figura 6 (a). Zhu *et al.* (2007) usou a relação de Murakami para determinar quando o poro está na superfície ou no interior, ou seja se $D/t \geq 1,6$ (onde D é o diâmetro do poro e t a distância dele a superfície) ele está na superfície, se $D/t \leq 1,6$.

A nucleação de trinca é o estágio inicial do processo de falha por fadiga, que pode levar até a fratura.

Uma vez que o metal possua uma micro-trinca ou várias, e este continue sob solicitação cíclica, a fadiga provoca o coalescimento e crescimento no plano de máxima tensão de cisalhamento (estágio I) e máxima tensão de tração (estágio II) As trincas podem propagar de forma transcristalina (atravessando os grãos) e intercristalina (contornos de grão), Stephens *et. al.* (2001). A figura 2.7 mostra os dois estágios de propagação de trinca em um metal.

Figura 2.7 - Desenho esquemático do estágio I (modo de cisalhamento a aprox. 45° cisalhamento máximo) e Estágio II (modo de tração, perpendicular ao carregamento), Stephens *et. al.* (2001).

O modo como a trinca propaga, transgranular ou intergranular, pode ser influenciado pelo ambiente em que o material está exposto. Em estudo de Braun (2008) foi observado ambos os modos de propagação em uma liga 7050 quando ensaiou amostras desta liga em corrosão sob tensão.

Braun (2008) observou que para exposição de 200 a 360 horas em água do mar a fratura mostrou-se transgranular, para um carregamento de 600 MPa e intergranular quando carregada em 500 MPa, para a mesma variação de tempo de exposição, figura 2.8.

Figura 2.8 - Em (a) fratura intergranular, 500 MPa e em (b) fratura transgranular, 600 MPa. Braun (2008)

A figura 2.8 mostra que o meio de exposição influencia no tipo de fratura, uma vez que para cada nível de tensão, a resposta do material foi diferente.

As características de superfície, como usinagem, entalhe, não afetam o crescimento da trinca, mas sim as características do material, como elementos de liga e estrutura cristalina, além do tipo e do nível de tensão do carregamento.

Um dos principais mecanismos neste estágio de crescimento de trinca é a formação de estrias. Durante o carregamento, a ponta da trinca será aberta devido a deformações plásticas nesta região. As zonas de deslizamento na trinca são zonas com máxima tensão de cisalhamento, quando o material sofre carregamento e descarregamento.

Durante o carregamento, a deformação provocada pelo escorregamento das bandas causará aumento no tamanho da trinca. A extensão da trinca está associada à discordâncias que se movimentam dentro da ponta da trinca. As deformações das discordâncias não reversíveis devido ao encruamento, o que faz com a trinca não se feche completamente.

O resultado destes fenômenos é a formação de ondulações (picos e vales), que são chamadas tecnicamente de estrias e determinam a posição da trinca após cada ciclo de tensão. Este fenômeno é observado em metais CCC, CFC e HC, (Schijve, 2001; Hertzberg, 1996).

As estrias são uma informação importante para análise de falhas. A identificação das estrias permite reconstruir um voo, por exemplo, tornando possível analisar a influência do carregamento na extensão da trinca. A figura 2.9 mostra esquematicamente como as estrias são formadas e a figura 2.10 mostra as estrias em uma liga de alumínio da série 2000.

Figura 2.9 - Crescimento para um único de ciclo de carga. Schijve (2001)

Figura 2.10 - Estrias em uma liga 7475 & 7351 formadas pelo carregamento de voo. Ruchert (2007)

Figura 2.11 - Cargas marcadoras formadas na liga 7475 T7351 durante o carregamento de voo Falstaff. Ruchert (2007).

Ruchert (2007) verificou que para cada bloco de voo, ou seja, para cada nível de tensão, as estrias ou blocos de estrias exibiam um padrão, desta forma, ele conseguiu fazer a reconstituição do crescimento de trinca, através da análise da fratura, figura 2.10.

A figura 2.11 mostra as cargas marcadoras para a liga 7475 T7351 ensaiada com carregamento de voo padronizado Falstaff (Ruchert, 2007).

Ruchert (2007) observou os diferentes espaçamentos e alturas entre as cargas marcadoras de fadiga geradas pelos voos simulados no intuito de inferir o carregamento e a vida do componente por meio da análise fratógrafa.

2.1.2 Fadiga sob Carregamento Variável

O comportamento dos materiais em fadiga também é avaliado de acordo com o tipo de carregamento aplicado, que pode ser em amplitude constante ou variável. No entanto, os ensaios em amplitude constante fornecem o limite de resistência à fadiga para uma tensão correspondente, não levando em consideração a história de carregamento do componente em questão.

Desta forma, os estudos de propagação de trinca em amplitude variável têm como principal objetivo avaliar os efeitos dos danos acumulativos provenientes da história de carregamento na vida em fadiga.

O carregamento em amplitude variável pode ser representado por histórias simples de tensão como também complexas. As histórias de tensão simples estão relacionadas a aplicação de ciclos de tensão.

Os ensaios realizados com este parâmetro permitem analisar a interação e a sequência de efeitos e desta forma, modelar com mais precisão o crescimento de trinca. O carregamento complexo, entretanto, permite avaliar o acúmulo de dano provocado no material, (Schijve, 2001; Stephens *et. al.*, 2001).

Huang *et. al.* (2005) caracterizou o efeito de sobrecargas em ligas 7075 – T6 e 2024 –T3 utilizando blocos de carregamento para validar um modelo de variação do fator densidade de energia de deformação. Foi observado que o tamanho da zona plástica é maior quando foi aplicada uma única sobrecarga em relação a ensaios em amplitude constante.

As equações que utilizam os efeitos de interação de carga modelam o crescimento de trinca considerando os efeitos de carregamento. Os primeiros modelos que descrevem o crescimento de trinca são baseados no tamanho da zona plástica como *Willenborg e Wheeler*, e no fechamento de trinca *Elber*.

O modelo de *Willenborg* foi apresentado em 1971, considera o retardo como efeito da tensão residual provocada por um espectro de carga, figura 2.12.

Figura 2.12 - Modelo de Willenborg que descreve o retardo da trinca. Willenborg (1971)

Quando a primeira tensão máxima é aplicada, σ_1 , o raio da zona plástica, a_p , é calculado e utilizado como referência, equação 2.1.

$$a_p = \frac{K_1^2}{r_{OL}} + a_1 \quad 2.1$$

O segundo ciclo de tensão é aplicado, σ_2 , e comparado a σ_1 . Se σ_2 for maior que σ_1 , o modelo de retardo é aplicado.

Assim, deve-se calcular a tensão aplicada, σ_{ap} , necessária para aumentar a_p :

$$\sigma_{ap} = \frac{\sigma_y}{\beta_T} \sqrt{\frac{2(a_p - a_1)}{a_1}} \quad 2.2$$

A redução de tensão aplicada é calculada, σ_{RED} , que é o valor devido ao progresso da trinca através da zona plástica, para um dado nível de carga.

$$\sigma_{RED} = \sigma_{ap} - \sigma_{MAX} \quad 2.3$$

Quando a trinca se propaga ao longo da zona plástica, a tensão de redução σ_{RED} é igual a zero, desde que a propagação da trinca não seja maior que o retardo. O valor efetivo da tensão máxima e mínima aplicada é então calculado da seguinte forma:

$$(\sigma_{MAX})_{EFF} = \sigma_{MAX} - \sigma_{RED} \quad 2.4$$

$$(\sigma_{MIN})_{EFF} = \sigma_{MIN} - \sigma_{RED} \quad 2.5$$

Se a tensão efetiva for menor que zero, então considera-se o seu valor zero. Os valores efetivos de R e ΔK são agora calculados usando as equações 2.4 e 2.5.

O modelo pode ser aplicado em ciclos individuais, blocos de carga e até em um espectro completo. Códigos computacionais como AFGROW, NASGRO, CRACK 2000 E VIDA, utilizam este modelo para simulação de crescimento de trinca, (Willenborg *et. al.*, 1971; Stephens *et. al.*, 2001 e Meggiolaro e Castro, 2001).

Considerando que a trinca continua a se propagar após sobrecargas maiores que um fator de dois ou mais, Gallagher formulou o modelo de Willenborg Generalizado – GW (Castro e Meggiolaro, 2001), introduzindo uma constante empírica nos cálculos. Assim como a versão original, o modelo generalizado de Willenborg só trata de efeitos de retardo. Gallagher criou uma relação entre o fator de intensidade de tensão residual de Willenborg, K_r , e um novo fator de intensidade de tensão, KR , de modo que

$$KR = \Phi \cdot K_r = \left(\frac{1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}}{(R_{SO} - 1)} \right) \cdot K_r \quad 2.6$$

onde R_{SO} é a razão de tensão de sobrecarga após a zona plástica, ou shut-off overload ratio. Quando o valor de R_{SO} é excedido, $K_{max,eff}$ é ajustado para

$$K_{eff,max} = \frac{\Delta K_{th}}{(1 - R)} \quad 2.7$$

e o crescimento de trinca pára, ou seja, ocorre crack arrest. Willenborg Generalizado foi modificado por Brussat (NASGRO 4.0 Reference Manual, 2002), transformando-o em modelo de Willenborg Generalizado Modificado (MGW) consiste em uma modificação de forma a se levar em conta o efeito de redução de retardo causado por cargas compressivas ou até mesmo subcargas tratativas. O modelo MGW, assim como o modelo GW, utiliza um fator de intensidade de

tensão residual, K_R , que determina os fatores de intensidade de tensão efetivos máximos e mínimos da seguinte maneira:

$$K_{eff,max} = K_{max} - K_R \quad 2.8$$

$$K_{eff,min} = \max\{(K_{min} - K_R), 0\} \quad K_{min} > 0 \quad 2.9$$

$$K_{eff,min} = K_{min} \quad K_{min} \leq 0 \quad 2.10$$

Para avaliar a redução dos efeitos de retardo após a subcarga, o modelo MGW usa um fator Φ_{MGW} , no lugar do fator Φ no modelo GW. Este fator Φ_{MGW} é definido como uma função da razão das tensões $R_{UL} = S_{UL} / S_{OL}$, onde S_{UL} é definida como a tensão causada pela subcarga após a tensão S_{OL} causada pela última sobrecarga. O fator Φ_{MGW} é dado por:

$$\Phi_{MGW} = \min\left(1, \frac{2,523\Phi_0}{1 + 3,5(0,25 - R_{UL})^{0,6}}\right), \quad R_{UL} < 0,25 \quad 2.11$$

$$\Phi_{MGW} = 1, \quad R_{UL} \geq 0,25 \quad 2.12$$

em que o fator Φ_0 é o valor de Φ_{MGW} para $R_{UL} = 0$. O fator Φ_0 depende do material e pode ser determinado experimentalmente. De acordo com o NASGRO 4.0 Reference Manual (2002), os valores de Φ_0 variam entre 0,2 e 0,8.

O modelo de *Wheeler* também é um modelo que considera efeitos da tensão residual, entretanto, ele diferencia do modelo de *Willenborg*, pois o retardo é medido pela redução dos fatores de tensão máximo e mínimo na ponta da trinca, enquanto que o modelo de *Wheeler* calcula o retardo através da redução direta na taxa de propagação de trinca da/dN usando uma função de retardo (Meggiolaro e Castro, 2001). A modificação de *Wheeler* introduz um parâmetro de retardo, C_i , na equação da/dN para considerar a redução do crescimento de trinca provocado por uma sobrecarga (Stephens *et. al.*, 2001).

$$C_i = \left[\frac{r_{yi}}{(a_{OL} + r_{OL}) - a_i} \right]^m \quad 2.13$$

r_{yi} = raio da zona plástica para um ciclo i depois de uma sobrecarga de tração;

a_{OL} = comprimento de trinca à aplicação de uma sobrecarga de tração;

r_{OL} = raio da zona plástica causada pela sobrecarga de tração;

a_i = comprimento de trinca a um ciclo e depois da sobrecarga de tração;

m = expoente empírico de forma.

A figura 2.13 mostra um desenho esquemático sobre a formação da zona plástica proposto por *Wheeler* (Stephens *et. al.*, 2001). Quando a zona plástica instantânea atinge ou ultrapassa a zona plástica afetada pela sobrecarga de tração, os efeitos do retardo desaparecem. As equações resultantes para a somatória do comprimento de trinca de Wheeler e a taxa de crescimento durante um ciclo i são:

$$a_N = a_0 + \sum_{i=1}^N C_i f(\Delta K_i) \quad 2.14$$

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_i = C_i f(\Delta K) \quad 2.15$$

Figura 2.13 - Esquema das zonas plásticas na ponta da trinca. Stephens (2003).

Embora o modelo de Wheeler calcule os efeitos do retardo por meio do uso do C_i , ele não conta as acelerações do crescimento de trinca devido a sobrecargas compressivas ou as acelerações iniciais as vezes observadas após a sobrecarga de tração.

O fechamento induzido por plasticidade, descoberto por Elber em 1970 (Elber, 1971, Castro e Meggiolaro, 2009) é o mais usual em analisar fechamento de trinca produzido por sequencia de cargas.

Em 1971 Elber observou em estudos de ligas 2024 – T3 que a ponta da trinca se fechou quando aplicado metade de uma amplitude de tensão. As análises qualitativas realizadas por Elber (1971) em seus experimentos que o fenômeno de fechamento poderia explicar os efeitos de retardo e a aceleração na

propagação da trinca por fadiga. As trincas, não crescem em material que não tenha sofrido solicitação por carregamentos cíclicos, ou seja, para que ocorra propagação é necessário que a trinca corte a zona plástica produzida na frente da sua ponta (Meggiolaro e Castro, 2009). As zonas plásticas são em geral muito menores que os ligamentos residuais das peças trincadas, mas deixam um envelope de deformações residuais em volta da face da ponta da trinca (Meggiolaro e Castro, 2009).

Elber determinou que a variação do fator de intensidade de tensão efetiva, ΔK_{EFF} , pode ser usado no lugar da variação do fator de intensidade de tensão nominal, ΔK . Usando, por exemplo, a equação de Paris, e substituindo ΔK por ΔK_{EFF} ou $\Delta \sigma$ por $\Delta \sigma_{EFF}$ a equação de propagação de trinca se torna:

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K_{EFF})^n = A(\Delta K_{EFF} \sqrt{\pi a})^n \quad 2.16$$

$$\Delta \sigma_{EFF} = \sigma_{max} - \sigma_{OP} \quad 2.17$$

A equação 2.16 acima pode então ser usada em um código de programação por meio de integração numérica para calcular o crescimento da trinca por fadiga ciclo por ciclo do tamanho da trinca inicial até o final.

A figura 2.17 mostra uma forma determinada por Elber para verificar o valor de σ_{OP} , por meio do ensaio em uma liga 2024-T3.

Figura 2.14 - Variação da tensão de abertura da trinca para uma única carga alta. Elber (1971).

Para a utilização do modelo de Elber é importante o conhecimento da variação de K_{OP} durante o ensaio em amplitude variável. O valor de K_{OP} pode ser determinado fixando-o durante um dado bloco de carregamento em amplitude variável, ou assumindo que K_{OP} possui tanto o mesmo valor para o carregamento em amplitude variável quanto para amplitude constante de carregamento (Elber, 1971; Stephens *et. al.*, 2001).

2.2 Fadiga Assistida por Corrosão

A determinação da vida em fadiga em metais expostos em ambientes corrosivos tem motivado estudos que expliquem como esses meios modificam o comportamento mecânico e afetam o desempenho de componentes.

A fadiga por corrosão é definida como um processo de dano no metal que envolve carga cíclica e simultaneamente exposto em ambiente agressivo. O resultado deste processo é a deformação plástica com reações químicas ou eletroquímicas localizadas (Gangloff, 2002).

Basicamente, este fenômeno pode ser estudado utilizando duas vertentes: vida para *iniciação* de trinca por fadiga assistida por corrosão e vida para a *propagação* de trinca por fadiga assistida por corrosão. O presente estudo foi direcionado para a determinação de vida para a propagação de trinca por fadiga em condição ambiente e névoa salina, no qual usa a filosofia de projeto tolerante ao dano da mecânica da fratura, onde a vida de um componente ou elemento estrutural é determinada partir de um defeito pré-existente, neste caso provocado em um ambiente corrosivo, (Rong, 2008).

2.2.1 Estágios da Fadiga Assistida por Corrosão

A resposta da ação de danos combinados depende de características metalúrgicas do metal, assim como de variáveis químicas do ambiente, além dos

níveis de tensão e deformação em que está submetido. O estágio de fadiga assistida por corrosão ocorre em quatro etapas:

1. Deformação cíclica;
2. Iniciação de micro trinca;
3. Crescimento de pequenas trincas ligadas e coalescentes;
4. Propagação de macro trinca.

Desta forma, a experimentação e análise de resultados esta voltada para o estágio quatro, na qual será analisada a curva da/dN vs ΔK obtida dos ensaios de fadiga em amplitude variável de carregamento.

2.2.2 Mecanismos Envolvidos na Corrosão sob Fadiga

A trinca que leva a fratura final surge após a presença de bandas de deslizamento, sujeita ao mesmo tempo, tanto pela deformação plástica quanto a corrosão e não a deslizamentos de bandas pré-existentes.

Devido ao movimento do deslizamento, a superfície do metal recente é exposta, tornando-a anódica, enquanto que a superfície adjacente onde o escorregamento não ocorre fica catódica, formando no local uma célula eletroquímica.

A dissolução anódica nas bandas de deslizamento gera corrosão por pits, devido o potencial da liga ou do metal ficar mais negativo em decorrência a acidificação e o aumento na concentração de tensão,(Komai, 2003).

O mecanismo fundamental na determinação do avanço é a dissolução assistida por tensão (dissolução no escorregamento), os produtos de corrosão induzindo ao efeito de cunha e fragilização por hidrogênio, ruptura do filme, plasticidade elevada e localizada, (Komai 2003, Gangloff 2002).

Esses mecanismos dependem das variáveis metalúrgicas do material e das características do ambiente corrosivo. A figura 2.15 mostra um desenho esquemático da dissolução assistida por tensão.

Figura 2.15 - Ilustração do mecanismo de dissolução assistida por tensão. Komai (2003).

A literatura que relaciona fenômenos de corrosão ao carregamento cíclico ainda é escassa. As primeiras pesquisas nos últimos 10 anos, relacionam corrosão-fadiga com amplitude constante, embora a grande maioria de componentes e estruturas metálicas estejam submetidas a carregamento variável. No entanto, os dados obtidos para propagação de trinca em amplitude constante de carregamento, como o fenômeno de formação de pits e a fragilização por hidrogênio durante o carregamento são a base para os estudos que envolvem fadiga em um meio salino.

Os principais estudos envolvem ligas de alumínio de grau aeronáutico, uma vez que estas ligas estão em constante contato com a nevoa salina vinda do mar. As principais ligas são as da série 2000, que são de Al-Cu, e as da série 7000, que são basicamente Al-Zn. Alguns ensaios foram realizados na liga SAE AMS 2024 por Milan, Figura 2.16, nos quais foram estudadas a velocidade de propagação de trinca por fadiga em amplitude constante, em condição ambiente e em névoa salina.

Ao se realizar ensaios de corrosão-fadiga em corpos de prova pré-trincados ao ar, verifica-se que há um período de transição em que a taxa de propagação de trinca “migra” dos valores obtidos ao ar para os valores obtidos em condições corrosivas. Na figura 2.16 observa-se claramente que logo no início do ensaio

(região delimitada pelo círculo vermelho), os valores das taxas de propagação são os mesmos independentemente do meio.

Isto se deve ao fato de que para um ensaio de fadiga assistida por corrosão, com pré-trinca é obtida em ar, é necessário um “tempo de incubação” para que a névoa salina penetre e molhe a superfície da trinca e para que as reações químicas na ponta da trinca entrem em operação plenamente. Este efeito é mais evidente quando se usa frequências mais baixas, pois neste caso há um aumento do tempo disponível para o ataque químico (Milan, 2006).

O mecanismo de fragilização por hidrogênio é o mais aceito para explicar o aumento na taxa de propagação de trinca por fadiga em ambientes corrosivos para ligas de alumínio de alta resistência (Milan, 2006).

Figura 2.16 - Efeito do meio na cinética de propagação de trinca por fadiga em liga de alumínio AA 7050. Milan (2006)

O mecanismo de fragilização observado nos ensaios de Milan (2006) envolve transporte de hidrogênio através das discordâncias dentro da zona de intensa plasticidade imediatamente à frente da trinca e é menos dependente da frequência do que a fragilização intergranular, a qual depende de um processo de difusão do hidrogênio pelos contornos de grão. Em estudos realizados em carregamento constante, $\sigma_{\max} = 98$ MPa e $R=0.1$, em liga de Al 7075 – T6 por Schijve (1976) *apud* Sunder (2003), submetida em vácuo, ar e solução, observou-se que a taxa de propagação de trinca foi superior em ar. Esta observação levou a

hipótese de que o estado na tensão na ponta da trinca pode prevalecer sobre o ambiente em que o material está exposto. A figura 2.17 mostra um exemplo das fraturas neste estudo.

Figura 2.17 - Ensaios realizados em amplitude constante, $S_{max}=98$ Mpa e $R=0.1$, em (a) vácuo, (b) solução líquida de sal e (c) ar. Schijve (1976) apud Sunder (2003).

Assim, verificou-se que a modo de crescimento de trinca é sensível à combinação da tensão e do ambiente. Em 1983 Holroyd e Hardie avaliaram o efeito da frequência (0.1 a 70 hz) em uma liga de Al 7017, em água do mar, utilizando sinal triangular e $R = 0.1$, figura 2.18.

Figura 2.18 - Taxa de crescimento de trinca por fadiga da liga 7017 – T651 em ar a 4 Hz e água do mar de 0,1 a 70 Hz, em função de ΔK . Holroyd e Hardie (1983).

Neste estudo foi observado que a frequência influenciou em todos os ensaios em água salina, houve aumento na taxa de propagação de trinca por fadiga com a diminuição da frequência. A dependência da frequência e do ΔK , levou a mudança no modo de fratura, o aumento desses parâmetros levou a sequência de fratura: intergranular $\rightarrow$ transgranular. $\rightarrow$ estriado dúctil transgranular.

Um modelo de crescimento de trinca em meio corrosivo foi proposto por Rong em 2008 o qual relaciona o dano provocado pela corrosão, a dissolução anódica e fragilização por hidrogênio.

$$\left(\frac{da}{dN} \right) = B_{cf} (\Delta K - \Delta K_{0cf})^2 \quad 2.15$$

$$B_{cf} = \frac{1 + R_a T / (1 - R_a T)}{2\pi E \sigma_f \varepsilon_f} \quad 2.16$$

Onde B_{cf} e ΔK_{0cf} podem ser chamados de coeficiente de propagação de trinca por fadiga assistida por corrosão e coeficiente de propagação de trinca por fadiga assistida por corrosão no limiar “*threshold*”. A equação 2.15 foi validada para o ensaio realizado a 3,5% de NaCl em solução aquosa, frequência de 0,1 a 10 Hz e razão de carregamento de 0,1 a 0,7.

Os estudos sobre propagação de trinca mostram que a taxa de propagação de trinca depende do meio, da frequência e do nível de carregamento (Gangloff, 2002).

2.3 Corrosão

A corrosão é o processo no qual ocorre a deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente aliada ou não a esforços mecânicos. Estes danos devido a ação corrosiva provocam desgaste, variações químicas ou modificações estruturais. Gentil, 1982.

O resultado deste fenômeno compromete a aplicação do componente devido a alteração das suas propriedades mecânicas como por exemplo, resistência à fadiga ou tração.

2.3.1 Corrosão do Alumínio e Ligas.

O alumínio possui excelente resistência à corrosão devido à uma fina película de óxido que se forma na superfície deste metal e que, mesmo se danificada, é capaz de se recompor rapidamente na maioria dos ambientes.

O óxido é composto por uma camada mais espessa, de óxido hidratado e uma mais interna que é uma barreira compacta amorfa, cuja espessura é determinada apenas pela temperatura ambiente, independentemente da atmosfera, figura 2.19. (ASM Handbook vol 13, 2003).

Este filme é gerado espontaneamente de acordo com a oxidação natural do Al metálico como mostra a reação:

Figura 2.19 - Mecanismo de formação de óxido em metais. Fehlner e Graham (2002)

A energia livre de oxidação da ordem de -1.675 kJ, e o potencial de eletrodo do Al contra o eletrodo de Hidrogênio é da ordem de -1.660 mV. Estes dois fatores explicam a facilidade e a espontaneidade da reação de oxidação do Al. Esta camada é inerte sendo o responsável por proteger o material contra corrosão, (Gamboni, 2011).

A resistência à este tipo de degradação em uma liga não depende apenas das relações microestruturais, quantidade e distribuições, mas também da natureza

da solução sólida em questão. Precipitados ricos em cobre em geral tornam as ligas de alumínio mais susceptíveis a corrosão, (ASM Handbook vol. 2, 1992).

- As ligas da série 7000 possuem menor resistência a corrosão devido a presença de diferentes fases de AlCu que atuam como anodos em relação a matriz. Em geral, essas ligas sofrem corrosão em condições estáticas de imersão em meio salino, (Pereira, 2000). A corrosão por pite intergranular e transgranular são as principais formas de ação nas ligas de alumínio de aplicação aeronáutica.

2.3.2 Corrosão Intergranular e Transgranular

A corrosão pode ocorrer ao longo do grão, denominada transgranular, ou ao longo dos contornos de grão, chamada de intergranular (Vargel, 2004). A figura 2.20 apresenta esses dois mecanismos.

Figura 2.20 - Formas de corrosão em aço inox. (a): transgranular; (b): intergranular. Vargel (2004)

A corrosão intergranular se inicia nos pites. É causada pela diferença de potencial eletroquímico entre o interior e o contorno de grão, região onde os precipitados metálicos se formam. Os compostos intermetálicos podem ser catódicos em relação à matriz, ou seja, é a solução sólida quem corrói, ou anódicos, neste caso é a matriz quem corrói.

Em pesquisas realizadas nas ligas de alumínio 2024 T351 e 7050 T7451 mostraram que a corrosão intergranular começou em volta dos precipitados, dissolvendo a matriz, quando submetida em solução de cloreto de sódio, (Knight

et. al., 2010). As figuras 2.21 e 2.22 apresentam imagens realizadas em 3D por tomografia de Raios-X sincrotron.

Figura 2.21 - Corrosão intergranular para a liga 2024 T351 em função do tempo em (a) 60 min e em (b) 125 minutos. As setas em (b) mostram a localização desta corrosão. Knigh *et. al.* (2010)

Figura 2.22 - Corrosão intergranular em função do tempo em (a) 90 minutos e em (b) 155 minutos, para a liga 7050 T7451. Knigh *et. al.* (2010)

Algumas pesquisas associam a corrosão intergranular ao tratamento térmico realizado em ligas de alumínio provavelmente porque o tratamento térmico é uma forma de aumentar a resistência mecânica por meio da presença de intermetálicos, que por sua vez são os responsáveis pela diferença de potencial entre precipitado e matriz. Em geral, o cobre é o principal elemento químico responsável por diminuir a resistência a corrosão das ligas.

No entanto, Svenningsen *et. al.* (2006) também mostraram que o excesso de silício em precipitados Mg_2Si podem provocar a corrosão intergranular, assim

como Knight *et. al.* 2010, também mostraram que partículas ricas em ferro em volta dos contornos de grão provocaram este tipo de corrosão.

A figura 2.23 mostra uma imagem deste tipo de corrosão em uma liga da série 6000 e um tratamento térmico a 400°C.

Figura 2.23 - Seção de amostras corroídas durante o tratamento térmico de 400°C, em (a) 10 s, (b) 100 s, (c) 1000 s e (d) 10000 s. Svenningsen *et. al.* (2006).

A figura 2.23 mostra um ataque generalizado e a partir de 1000 segundos, a corrosão passa ser por pites. As amostras foram imersas em solução alcalina seguida de solução ácida.

2.3.3 Corrosão por Pites

- A corrosão por pites é um tipo de degradação que compromete a durabilidade e a integridade das estruturas de ligas de alumínio. Partículas constituintes das ligas, como precipitados ricos em cobre, formam uma célula galvânica pontual que funcionam como sítios para a iniciação e crescimento de pites (Harlow *et. al.*, 2006).
- Este tipo de corrosão ocorre em quatro estágios: processos que ocorrem no do filme passivo (contorno e solução), processos que ocorrem dentro do filme passivo (quando as mudanças microscópicas não visíveis), a formação dos chamados pites metaestáveis com iniciação e

crescimento em um curto período de tempo abaixo do potencial crítico de pite e então repassiva (esta é uma etapa intermediária), crescimento de pites estáveis acima do potencial de pite denominado potencial crítico de pite (Szklaarska-Smialowska, 1999).

- No entanto, apenas uma pequena fração dos pites iniciados vão continuar e se propagar. A propagação se dá de acordo com as reações a seguir:

Pao *et. al.* (2000) analisaram a influência dos precipitados no surgimento de pites. Em ligas de alumínio 7075, por exemplo, há presença de partículas constituintes de diferentes potenciais eletroquímicos, que ao ser exposta em ambiente salino, provoca a dissolução da matriz ou dessas partículas, figura 2.24

Figura 2.24 -Corrosão por pite para uma liga 7075-T7351, exposta durante 336 horas em solução de 3,5% de NaCl. Em (b), detalhe para forma do pite. Pao *et. al.*, (2000).

A figura 2.24 (b) apresenta o detalhe para a forma retangular que o pite possui além de mostrar a coalescência de ambos.

Em ligas AA5083 foram observadas que a corrosão por pite começou na interface de uma partícula intermetálica. Ainda neste estudo, para uma liga denominada OX27, foram observados sítios de nucleação de pites próximos a

intermetálicos ricos em Zr. Moore *et. al.* (2008). As figuras 2.25 (a) e (b) mostram a superfície das amostras citadas.

Figura 2.25 - Imagens via MEV (microscópio eletrônico de varredura), em (a) mostra a correlação entre pite e as partículas intermetálicas; em (b) mostra os pites (parte escura) e os precipitados ricos em Zr (pontos claros). Moore et. al. (2008).

A ocorrência de trincas em ligas de alumínio da série 7000 quando expostas em meios salinos, também estão associadas a presença de pites. A associação de pites a fadiga foi apresentada por Jones et. al. (2009). A figura 2.26 apresenta a superfície fraturada de uma liga de alumínio 7075-T6.

Figura 2.26 - Superfície de fratura de uma região corroída, os números indicam a origem das trincas. Jones (2009).

Ainda no trabalho de Pao et. al. (2000), após ensaios realizados de nucleação de trinca em uma liga 7075 T7351, as imagens da fratura mostram sítios de pites ao longo da superfície, figura 2.27. Um dos traços mais característicos deste tipo

de ataque localizado é a existência de um valor limite do potencial anódico abaixo do qual não existe a formação de pite, porém existe acima deste valor.

Figura 2.27 - Presença de corrosão por pites. Pao et. al. (2000).

A determinação do potencial limite, ou seja, potencial de pite é um dos principais objetivos na pesquisa sobre este tipo de corrosão porque permite avaliar a resistência em relação a suscetibilidade de pites de um dado material sob condições ambientais definidas (Szkłarska-Smialowska, 1999).

2.4 Espectros de Voos Padronizados

A Sequência de cargas para simulação de voo na região inferior de asa para aviões de transporte – TWIST foi desenvolvido pela *National Aerospace Laboratory* (NLR), localizado na Holanda. A necessidade de uma padronização foi devido a melhoria de estudos sobre fadiga, no que diz respeito avaliar o comportamento da estrutura crítica do avião que é a parte inferior da asa por meio da comparação de resultados de ensaios de fadiga em distintas literaturas. Este padrão de voos comerciais foi desenvolvido na década de 70, embora ensaios na década 50 já fossem realizados utilizando carregamento voo a voo, (Jonge et.

al., 1973). A padronização do voo foi definida a partir da média de diferentes espectros de distintas aeronaves, figura 2.28.

Figura 2.28 - Espectros de carga utilizados em diferentes aeronaves. Jonge et. al.(1973).

O valor padrão escolhido na figura 2.28, foi o -0,3, que é a razão entre a tensão aplicada e a tensão média de voo que corresponde a fuselagem ou à asa. O número de ciclos para cada nível de tensão foi definido como mostra a figura 2.29.

Figura 2.29 - Espectro de nível de carga para 40000 voos. Jonge et. al.(1973).

Assim, decidiu-se definir o número de degraus em dez diferentes níveis de carga de ataque. Desta forma, as altas cargas apareceriam dez vezes em 40.000

voos, ou seja, o espectro seria composto de dez blocos de 4.000 voos (Jonge et. al. 1973). Os dez voos foram definidos por ordem alfabética de A a J, tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Definição dos voos e numero de ciclos de cargas dentro de cada voo. Jonge et. al.(1973).

Tipo de Voo	Nº Voos em um bloco de 4000 Voos	Nº de Cargas de ataque (ciclos completos) para 10 níveis de amplitude										Nº total ciclos/ Voo
		I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	
A	1	1	1	1	4	8	18	64	112	391	900	1500
B	1		1	1	2	5	11	39	76	366	899	1400
C	3			1	1	2	7	22	61	277	879	1250
D	9				1	1	2	14	44	108	680	950
E	24					1	1	6	24	165	603	800
F	60						1	3	19	115	512	650
G	181							1	7	70	412	490
H	420								1	16	233	250
I	1090									1	69	70
J	2211										25	25
Nº total de ciclos para um bloco de 4000 voos		1	2	5	18	52	152	800	4170	34800	358665	-
Nº Acumulativo de ciclos de carga por bloco de 4000 voos		1	3	8	26	78	230	1030	5200	40000	398665	-

O voo tipo A é o mais severo e tem ocorrência I. O voo B é severo e tem ocorrência II. O voo J contém cargas de ataque com menores amplitudes. Os espectros de cada voo deveriam possuir a mesma forma e a distribuição das cargas severas seria uma distribuição logarítmica normal. Os voos e as cargas foram distribuídos de forma randômica dentro de cada voo (Jonge *et. al.*, 1973). As cargas severas foram distribuídas de acordo com o que mostra a tabela 2.2

Tabela 2.2 - Posição dos voos severos na sequencia padronizada. Jonge et. al.(1973).

Tipo de Voo	A	B	C	D
Nº do Voo em Sequencia	1656	2856	501	106
			2936	412
			3841	684
				1099
				1653
				2682
				3360
				3538
				3898

A partir da padronização deste voo, diversos trabalhos surgiram como forma de avaliar a influência nos níveis de tensão na vida em fadiga em ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica, configuração do corpo de prova e a influência dos efeitos dos ciclos de tensão na propagação de trinca por fadiga.

Em 1979, Wanhill avaliou a propagação de trinca em ligas 7010 e 7075 ensaiadas sob o carregamento do voo TWIST ou espectro para voo de transporte ou comercial (*gust spectrum*), termo normalmente encontrado na literatura. O voo foi obtido com a tensão média de 55 MPa. No trabalho de Wanhill foi observado, para o mesmo voo, que as amostras com menores espessuras apresentaram menores taxas de propagação de trinca.

Em outro trabalho, publicado também em 1979, Wanhill observou que o aumento da espessura diminui a vida em fadiga, ao avaliar as ligas 2024 -T3 e 7475- T651 carregadas com voo TWIST.

Em 1990, Pártl e Schijve realizaram análises nas fraturas de amostras da liga 2024 T3 por meio de MEV, para reconstruir o crescimento de trinca. Cinco tipos de um total de dez voos foram reconhecidos. Os níveis de tensão utilizados por Pártl e Schijve (1990) foram padronizados como voos de ataque, entretanto a história de voo foi originada de uma aeronave CN-235. As imagens obtidas permitiram reconhecer os padrões de estrias denominadas cargas marcadoras, de voos mais severos, figura 2.30.

Figura 2.30 - Cargas marcadoras observadas em voos mais severos. Pártl e Schijve (1990)

Os pesquisadores conseguiram identificar o modo de propagação e de cisalhamento na superfície da fratura. A reconstrução da taxa de propagação de

trinca utilizando o aspecto morfológico da fratura permitiu que Pártl e Schijve concluíssem que o padrão observado no CN-235 é semelhante ao voo TWIST.

Alguns estudos foram realizados para avaliar o retardo no crescimento de trinca. Em 1991, Carlson *et. al.* discutiu trabalhos os quais observaram defenderam o modelo de Willenborg (1971) para explicar o retardo no crescimento da trinca.

Em 1993, ensaios utilizando o padrão TWIST estavam estabelecidos como forma o comportamento de materiais utilizados para estruturas aeronáuticas.

Em 2000, os estudos de fadiga foram marcados pela utilização de ferramentas computacionais que permitiram a análise de crescimento de trinca. Essas ferramentas, contendo equações de crescimento de trinca e os modelos matemáticos propostos na década de 70, como *Willenborg e Wheller*, permitiram simular o crescimento de trinca utilizando carregamento de voos simulados, (Meggiolaro e Castro, 2001; Beden *et. al.* 2010, Ebner, 2007, Grell e Laz, 2010, Glancey e Stephens, 2006).

O Padrão de carregamento de aviões de combate para estudos de fadiga - FALSTAFF foi desenvolvido para representar o carregamento na curvatura de asas de aviões de combate, as quais sofrem influência de voos de manobra. Este carregamento foi padronizado em 1976 pela *National Aerospace Laboratory* (NLR), localizado na Holanda, graças a décadas de estudos e dados de monitoramento (Aicher *et. al.* 1976).

A utilização da historia de carregamento FALSTAFF estava relacionada a pesquisas de fadiga por meio da avaliação de materiais, estruturas, processo de fabricação, mudança no espectro e estimativa da vida para este voo (Aicher *et. al.* 1976).

Os dados utilizados para a padronização representam uma variedade de exercícios de voos entre os quais: navegação alta/baixa, instrumentos de voos, patrulhas, treinamento com armas táticas e convencionais, manobras, combate, artilharia em *air-to-air*, formação de voo, reconhecimento, utilização de armas especiais e verificações funcionais (Aicher *et. al.* 1976). Assim, a sequencia representada por 200 voos, os quais consistem de 35.966 picos igualmente distribuídos, foram agrupados em 3 tipos de missão:

- Tipo 1 – Voos que possuem padrões repetidos de manobras severas;
- Tipo 2 – Voos que exibem manobras severas sem padrões repetidos;
- Tipo 3 – Todos os outros voos, principalmente os que envolvem manobra moderada ou apenas um incidente de manobra severa.

Os níveis de carga foram definidos de 1 a 32 níveis, sendo 1 mais baixo e 32 mais alto. A forma do espectro é assimétrica, devido as cargas positivas e negativas presentes ao longo da história de voo. Entretanto, diferente do padrão para voo de transporte (TWIST), que é formado por cargas irregulares, o voo de manobra ou voo para aviões militares, é de caráter determinístico, ou seja, as cargas possuem padrão (van Dijk e Jonge, 1975). A história de voo foi determinada pela sequencia e frequência da ocorrência dos exercícios de manobra.

Pesquisas têm sido conduzidas para avaliar a influência do carregamento na vida em fadiga baseada no carregamento de voos simulados, no que diz respeito a interação de efeitos, influencia de sobrecargas e subcargas na propagação de trinca. Em 2007, Ruchert investigou a vida em fadiga da liga 7475 T7351, carregada com voos TWIST e FALSTAFF em condição ambiente. Em seus estudos, os ensaios realizados sob carregamento de voo de manobra, suportaram mais voos, que os solicitados por voo de ataque. Este fato se deve, as características do FALSTAFF em ser padronizados em cargas severas, que em geral produzem maiores zonas plásticas, retardo o crescimento de trinca.

O conhecimento da influencia das sequencia de carga na vida em fadiga, é um critério importante, no projeto de uma aeronave. Em 2000, Neubauer e Günter discutiram a importância de conhecer as cargas de voos em projetos de aeronaves.

Atualmente (2000-2012), as pesquisas têm somado aos efeitos de cargas, as condições ambientes as quais os materiais de aplicação aeronáutica são expostos. Algumas teorias foram propostas por Gangloff (2002), Komai (2003) e Wang (2009) sobre os efeitos da névoa salina na vida em fadiga. Entretanto, esses estudos foram conduzidos em amplitude constante de carregamento. Desta forma, esta pesquisa pretende avaliar a vida em fadiga da liga 7475 T7351, utilizando espectros de voos simulados e expondo o material em nevoa salina.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Nesta seção são apresentadas as técnicas utilizadas para o estudo da vida em fadiga da liga 7475 T7351 e sua caracterização. Os ensaios foram divididos em três vertentes principais: caracterização da liga, simulação de crescimento de trinca sob carregamento de histórias de voos padronizados e ensaio de propagação de trinca por fadiga submetida ao mesmo carregamento utilizado na simulação, porém em nevoa salina.

As histórias de voos normatizadas e utilizadas nos ensaios foram o TWIST (*Transport Aircraft Wing Structures*) e FALSTAFF (*Fighter Aircraft Lower Wing*), em sua versão completa, ambos obtidos utilizando o programa *Genesis* (Jonge *et. al.*, 1973). A simulação da propagação de trinca por fadiga de amplitude variável foi realizada utilizando os códigos AFGROW, NASGRO 4.0 e CRACK 2000 sendo posteriormente comparadas. No intuito de facilitar o entendimento das técnicas utilizadas neste trabalho, foi construído um fluxograma de execução dos ensaios, ver figura 3.1.

Os ensaios e a simulação de propagação de trinca foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos, localizado no Departamento de Materiais – EESC-USP, entretanto os ensaios para a caracterização da liga foram realizados em conjunto com o Instituto de Química de São Carlos (IQSC).

Figura 3.1 - Fluxograma dos ensaios e caracterizações realizados na liga SAE AMS 7475 T7351.

3.1 Caracterização da Liga

A caracterização da liga foi realizada quanto a composição química, caracterização macro/microestrutural, corrosão e quanto a corrosão acelerada por névoa salina. Esta seção apresenta os equipamentos e técnicas utilizadas para cada análise descrita.

3.1.1 Análise de Composição Química, Caracterização Macro e Microestrutural

A análise de composição química (% peso) foi realizada em amostras retiradas diretamente do corpo de prova, utilizando para isto o espectrômetro óptico por centelha modelo ARL 3460. A superfície analisada é apresentada esquematicamente na figura 3.2.

Foram retiradas amostras para análise macroestrutural, respeitando a orientação de laminação em três distintas posições, L,T e S. O objetivo foi analisar a morfologia e verificar a texturização dos grãos, consequentes de trabalhos termomecânicos nas três orientações metalográficas.

Figura 3.2 - Corpo de prova do tipo M(T) e detalhe da amostra para análise de composição química. Ilustração.

Os corpos de prova foram embutidos, e sequencialmente preparados de acordo com a técnica usual metalográfica segundo Norma ASTM E3-95 sendo esta lixamento mecânico com lixas de 200 a 600 granas. O polimento foi realizado com pasta de diamante $1/4\mu\text{m}$, seguido de ataque químico, por imersão, com reagente de *Keller* durante 5 segundos, figura 3.3.

Figura 3.3 - Amostras retiradas para metalografia. Ilustração

As imagens metalográficas foram obtidas no Instituto de Química de São Carlos (IQSC), sendo utilizado um microscópio óptico Leica (DMIL) acoplado a uma câmera de vídeo Leica (modelo DFC 208), figura 3.4.

Figura 3.4 - Microscópio utilizado para análise macroestrutural das amostras.

O microscópio apresentado na figura 3.4 foi utilizado tanto para a obtenção das imagens da morfologia dos grãos da liga 7475 T7351, quanto para análise de superfície antes e após os ensaios de polarização e névoa salina.

A análise por microscopia eletrônica de varredura com EDS foi realizada nas amostras que foram submetidas aos ensaios de polarização. O objetivo desta análise foi determinar os precipitados incoerentes, potenciais responsáveis pela corrosão da liga. As micrografias foram realizadas na Central de Análises Químicas Instrumentais do Instituto de Química de São Carlos (CAQ/IQSC/USP). O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) é da marca ZEISS LEO 440 (Cambridge, England) com detector OXFORD, operando com feixe de elétrons de 20kV. A composição química dos precipitados foi realizada utilizando a técnica de análise de Energia Dispersiva (EDS), realizada pelo equipamento *EDX LINK ANALYTICAL*, (Isis System Series 200), com detetor de SiLi Pentafet, janela ultrafina ATW II (*Atmosphere Thin Window*), de resolução de 133eV à 5,9keV, acoplado a um Microscópio Eletrônico. Utilizou-se padrão de Co para calibração, feixe de elétrons de 20 kV, distância focal de 25 mm, *dead time* de 30%, corrente de 2,82A e *I probe* de 950pA .

3.1.2 Ensaio de Potencial de Circuito Aberto (PCA), de Polarização

Potenciodinâmica e em Névoa Salina

O ensaio de potencial de circuito aberto (PCA) é uma técnica para avaliar o comportamento do potencial de corrosão de um material em função do tempo. Os resultados advindos deste ensaio fornece a janela de varredura, necessário para a realização do ensaio de polarização potenciodinâmica. O ensaio de polarização potenciodinâmica é uma técnica que avalia o potencial de corrosão em relação à densidade de corrente. As medidas foram efetuadas em triplicata. Por meio deste ensaio, foi possível obter o potencial de corrosão E_{corr} e de formação de pite, E_{pite} .

O equipamento utilizado para o ensaio de potencial de circuito aberto (PCA) de polarização potenciodinâmica foi o potenciostato/galvanostato da EG&G/PAR modelo 273A, solução de 3,5% de NaCl, aerada, a 25 °C, uma célula eletroquímica de um único compartimento. A célula eletroquímica é um sistema constituído por três eletrodos: eletrodo de referência, eletrodo de trabalho e eletrodo de calomelano. O eletrodo de trabalho é o corpo de prova do material a ser ensaiado, figura 3.5

Figura 3.5 - Em (a) Ilustração da célula eletrolítica e (b) imagem real do sistema de ensaio

O equipamento utilizado neste ensaio utiliza o Modelo 352/252 *Corrosion Analysis Software* 2.01 a uma velocidade de varredura de 0,5 mV/s, onde pode ser observado na figura 3.6.

Figura 3.6 - Em (a) Equipamento para ensaio de polarização potenciodinâmica e de PCA e em (b) curva fornecida pelo software após a conclusão do ensaio.

Após cada experimento, as amostras foram analisadas utilizando o equipamento de microscopia eletrônica de varredura, no intuito de avaliar os pites formados pela polarização potenciodinâmica e a comportamento dos intermetálicos em relação a matriz.

3.1.3 Ensaio em Névoa Salina (*Salt Spray*)

Os corpos de prova foram devidamente preparados com lixas d'água 200, 400, 600, 800, 1200 e 2000 *grana* e em seguida polidos com alumina em máquina politriz segundo norma ASTM E3 - 95. Após a preparação da superfície, foram colocados na máquina de *salt spray* com uma angulação de aproximadamente 45° em relação ao suporte das amostras. As superfícies atacadas dos corpos de prova foram analisadas macroscopicamente e posteriormente registradas utilizando uma máquina digital de imagens. O ensaio, realizados de acordo com a norma ASTM-B117, se baseia na exposição de amostras em uma câmara, figura 3.7, contendo névoa salina sendo este acelerado em relação à exposição natural de névoa.

Figura 3.7 - Câmara para ensaio de nevoa salina.

O tempo de exposição das amostras está apresentado na tabela 3.1. A concentração da névoa salina utilizada foi de 5% p/p de NaCl e a temperatura, à 35°C, dentro da câmara foi controlada constantemente durante o ensaio

Tabela 3.1 - Variação do tempo de exposição das amostras.

Tempo de Exposição (h)
1,2,3
6,9,12
24,36 e 48

O ensaio de aceleração de corrosão permite avaliar a susceptibilidade de um material em um determinado meio corrosivo.

3.2 Simulação de Voo

Os voos TWIST e FASLTAFF foram obtidos a partir do programa *Genesis*, desenvolvido pela empresa *National Aerospace Laboratory* (NLR). Para a determinação do formato de saída, foi levado em consideração o formato que a máquina MTS reconhecia bem como os programas de simulação, utilizando para isto um programa realizado em C++ onde acerta o formato para entendimento do equipamento da MTS e dos programas.

3.2.1 Voo TWIST

O voo normatizado *Transport Aircraft Wing Structures* – TWIST foi sequenciado de forma a representar o carregamento realisticamente. A tabela 3.2 apresenta em resumo as características principais deste voo e a figura 3.8 apresenta a interface do programa *Genesis* para a obtenção do voo TWIST.

Tabela 3.2 - Principais características do voo TWIST.

Tipo de Voo	Voos	Reversos
TWIST	4000	805.331

Figura 3.8 - Interface do programa Genesis para obtenção do voo TWIST. NLR.

É importante salientar que o valor de entrada no programa *Genesis* para simulação do voo TWIST é a tensão média, que neste trabalho foi de 80 e 100 MPa. O formato da história de voos gerado em tensão foi convertido, em função da área do corpo de prova, para valores de força (kN), para que a máquina MTS reconhecesse como dados de ensaio. Para a utilização dos programas de previsão de vida em amplitude variável, a história de voo foi utilizada em valores de tensão. As figuras 3.9 e 3.10 apresentam o espectro de voo TWIST para a tensão média de 80 e 100 MPa, respectivamente.

Figura 3.9 - Espectro de voo Twist para tensão media de 80 MPa.

Figura 3.10 - Espectro de voo Twist para tensão media de 100 MPa, usado nos ensaios.

A história de voo a qual possui tensão média de 100 MPa (30 kN) foi utilizada apenas para os ensaios de nevoa salina. O voo TWIST é um voo de espectro de carregamento de ataque, utilizados em aeronaves comerciais. Este voo foi padronizado para ter níveis de amplitudes de tensão mais baixas em relação ao voo de aeronaves militares. (Schijve, J 1973; Sharp M. L. e outros 1996).

3.2.2 Voo FALSTAFF

O voo *Fighter Aircraft Loading Standing for Fatigue* - FALSTAFF foi desenvolvido para testes em materiais aplicados a aeronaves de defesa. A tabela 3.3 apresenta as características gerais desse espectro.

Tabela 3.3 - Características do voo FALSTAFF.

Tipo de voo	Voos	Reversos
FALSTAFF	200	35,966

É caracterizado como voo de manobra, daí a presença de um número maior de picos de tensão. Este padrão possui altos níveis de tensão, considerado mais severos e em menor número de reversos em relação ao TWIST. A figura 3.11 apresenta a interface do programa Genesis para a obtenção dos voos do tipo FALSTAFF.

Figura 3.11 - Interface do programa Genesis para obtenção do voo FALSTAFF. NLR

O valor de entrada no programa *Genesis* para simulação do voo FALSTAFF foi a tensão máxima de 200 e 250 MPa. O formato da história de voos gerado em tensão foi convertido para valores de força (kN), para que a máquina MTS

reconhecesse como dados de ensaio. Para a utilização dos programas de simulação, a história de voo foi utilizada em valores de tensão. As figuras 3.12 e 3.13 mostram o espectro para as tensões de 200 e 250 MPa, respectivamente.

Figura 3.12 - Espectro de voo Falstaff para tensão máxima de 200 MPa utilizado nos ensaios.

Figura 3.13 - Espectro de voo Falstaff com tensão máxima de 250 Mpa usado para os experimentos.

Este nível de tensão, 250 MPa, foi utilizado no intuito de comparar à tensão máxima de 200 MPa, com intuito de avaliar os efeitos de sobrecarga somados ao efeito da névoa salina.

3.3 Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga Utilizando Histórias de Voos Simulados Submetida em Névoa Salina

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga de amplitude variável envolveu varias etapas entre as quais: a preparação do corpo de prova, obtenção das histórias de voos, projeto da câmara de névoa salina, ajuste do sistema de geração de nevoa e programação do MPT (*Mult Purpose Testware*), programa pertencente a fabricante da MTS. Esta seção apresenta a descrição dos sistemas utilizados bem como a metodologia de ensaio.

3.3.1 Preparação para o Ensaio de Propagação de Trinca por Fadiga de Amplitude Variável

Para a realização dos ensaios de propagação de trinca por fadiga de amplitude variável, nas condições propostas, os corpos de prova do tipo M(T) foram retirados de placas laminadas da liga de alumínio SAE AMS 7475 tratadas termicamente na condição T7351. Os corpos de prova possui um furo central de 5 mm de diâmetro e dois entalhes com 0,2 mm de largura e 5 mm de comprimento ($2c = 10\text{mm}$), figura 3.14. A pré-trinca foi realizada de acordo com os parâmetros da tabela 3.4. Os ensaios foram realizados de acordo com a tabela 3.5.

Figura 3.14 - Corpo de prova M(T) com suas respectivas dimensões, ilustração.

Tabela 3.4 - Parâmetro de ensaio para realizar a pré-trinca.

Ensaio	ΔK (Mpa.m ^{1/2})	R	f (Hz)	i (A)	P _{max} (kN)	P _{min} (kN)
Pré-trinca	10	0,1	20	10	18,34	1,83

Os corpos de prova utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga de amplitude variável foram identificados como CP1, CP2, CP3, CP4, CP5 e CP6 de acordo com a tabela 3.5.

Tabela 3.5 - Condições de ensaio de propagação de trinca por fadiga para cada CP.

Corpos de Prova	Ensaio	Condição de Ensaio	Carga (kN)	Tensão ^{a,b} (Mpa)
CP1	<i>TWIST</i>	3,5% NaCl	24 ^a	80 ^a
CP2	<i>FALSTAFF</i>	3,5% NaCl	60 ^b	200 ^b
CP3	<i>TWIST</i>	5,0% NaCl	24 ^a	80 ^a
CP4	<i>FALSTAFF</i>	5,0% NaCl	60 ^b	200 ^b
CP5	<i>TWIST</i>	3,5% NaCl	30 ^a	100 ^a
CP6	<i>FALSTAFF</i>	3,5% NaCl	75 ^b	250 ^b

a: valor média; b: valor máximo

Os espectros dos voos *TWIST* e *FALSTAFF* utilizados nos ensaios foram gerados no formato *ASC File II*, para que o equipamento de ensaio reconhecesse os carregamentos de cada voo.

Os ensaios em amplitude variável foram realizados em uma máquina de ensaios dinâmica servo-hidráulica MTS, com um controlador *FlexTest GT* modelo 439.10 a uma frequência média de 1Hz. Foi utilizado um compensador de carga ALC que é um programa que, em tempo real, altera as características do servo-válvula do equipamento, para manter resposta desejada a partir do comando solicitado.

Esta ferramenta também é necessária, porque durante o crescimento da trinca ocorre uma alteração da rigidez do sistema, o que faz com que o comando e a resposta se defasem. Na figura 3.15 pode-se observar o conjunto do ensaio de propagação de trinca por fadiga de voos simulados devidamente montados minutos antes de iniciar os ensaios.

Figura 3.15 - Máquina de ensaio MTS.

Os comandos para a realização dos ensaios foi executado em um programa denominado *Mult Purpose Testware* (MPT), do próprio fabricante da máquina de ensaio. O programa necessita de uma programação diferente de acordo com a característica de cada ensaio, ou seja, quando se trata de amplitude variável ou constante.

Para a realização do procedimento de pré trinca em todos os corpos de prova, foram utilizados amplitude constante de carregamento, desta forma, o programa MPT necessita de dados de entrada como frequência e cargas máxima e mínima, tabela x. Para este ensaio, não foi necessário a utilização do compensador ALC, mas utilizou-se o compensador denominado PVC.

Foi estabelecido que não iniciáramos os ensaios de amplitude variável a partir do entalhe feito em eletro-erosão do corpo de prova, portanto realizando pre-trinca em todos os corpos de prova para evitarmos erros de computo da vida final em fadiga devido ao efeito de entalhe.

Para o ensaio de fadiga em amplitude variável, portanto utilizando espectros de voos, a programação do MPT necessita da entrada do arquivo de historias de voos, em sequencia de força, com a definição da frequência, tipo de sinal a ser controlado, no caso deste ensaio, controle de força. As figuras 3.16 e 3.17 apresentam uma parte da sequência de força e o cabeçalho e portanto, dados de entrada, necessários para que o equipamento ajuste os parâmetros de ensaio.

Figura 3.16 - Historia de voo TWIST com o cabeçalho em (a) força 24 kN (80 MPa) e (b) força 30 kN (100 MPa).

Figura 3.17 - Historia de voo FALSTAFF com o cabeçalho em (a) força 60 kN (200 MPa) e (b) força 75 kN (250 MPa).

O compensador e as variáveis de monitoramento, como queda de potencial e sinal de resposta, são selecionados no programa MPT, como mostra a figura 3.18.

Figura 3.18 - Tela de comando para os ensaios em amplitude variável.

A leitura de tensão para determinação do tamanho da trinca foi realizada pela técnica da queda de potencial. Na figura 3.19 observa-se a representação esquemática do circuito elétrico baseado na norma ASTM E 647 – 00.

Figura 3.19 - Montagem esquemática do circuito para a leitura da queda de potencial segundo norma ASTM E 647 – 00.

A queda de potencial é baseada no princípio de que um campo elétrico em uma amostra já trincada, a qual está passando uma corrente, é função da geometria da amostra, que é influenciada a medida que a trinca cresce. A relação entre potencial elétrico e tamanho de trinca é diretamente proporcional (ASTM E 647-00).

Os instrumentos de queda de potencial são acoplados ao controlador da máquina MTS, o que torna possível adquirir os dados de voltagem da queda de potencial diretamente para o microcomputador. O equipamento de queda de potencial utilizado, é da marca Agilent com fonte de corrente contínua modelo 6651A 0-8V/0-50A e nanovoltímetro modelo 34420A. Os ensaios foram conduzidos em corrente constante mantida pela fonte de corrente contínua.

Para que fosse possível ensaiar por fadiga os corpos de prova M(T), foram utilizadas garras com geometria especial projetadas por Ruchert (2007), que mostrou em seu trabalho dificuldades em utilizar outra geometria devido à fuga de corrente durante os ensaios. As garras utilizadas neste trabalho foram isoladas eletricamente com uma placa de fibra de vidro e resina epóxi, a qual foi fixada com uma resina de alta resistência ao cisalhamento denominada *Scotch-weld Brand* 3M – DP460. A figura 3.20 apresenta as garras desenhadas no programa *solidworks*.

Figura 3.20 - Desenho esquemático das garras metálicas utilizadas para a fixação do corpo de prova do tipo M(T) à máquina MTS com o isolante.

O projeto da câmara de névoa salina para encapsulamento da região de propagação da trinca foi desenvolvido neste trabalho. A câmara de névoa salina foi fabricada com chapa de acrílico com espessura de 5 mm, figura 3.21.

A câmara de névoa salina foi fixada ao corpo de prova com o uso de um adesivo de silicone. O tempo de cura foi de 24 horas, só após esse período, o conjunto pôde ser montado às garras, figura 3.22.

Note que a figura 3.22 apresenta a montagem do conjunto sem a tampa de vedação, isto porque ainda não havia sido soldados os fios para leitura de tensão elétrica nos corpos de prova.

Optou-se por montar as garras antes deste processo (soldagem) para que pudessem dar maior estabilidade ao conjunto com seu peso, pois erros consecutivos na soldagem dos fios poderiam danificar a superfície e comprometer o ensaio.

Figura 3.21 - Câmara projetada para encapsulamento da região de propagação da trinca.

Figura 3.22 - Corpo de prova com *strain gage* montado na câmara.

A interface entre o condutor e a amostra foi isolada com resina epóxi, para evitar efeitos de corrosão provocados pela névoa. Para alimentação de corrente, foram fixados outros dois condutores (com parafuso M3), figura 3.23.

Figura 3.23 - Detalhe do corpo de prova MT com condutores fixados.

A montagem do corpo de prova, após o polimento da superfície, esta resumida em quatro etapas:

- Etapa 1 – Fixação dos *strain gages* na superfície do corpo de prova no intuito de alinhar o mesmo a máquina de ensaio e não ocorrer em crescimento diferencial da trinca em ambos os lados de crescimento;
- Etapa 2 – Montagem da câmara de ensaio no corpo de prova. A fixação foi realizada com adesivo silicone, com tempo total de cura em 24 horas;
- Etapa 3 – Montagem das garras ao corpo de prova, figura 3.22;
- Etapa 4 – Soldagem dos condutores, próximo ao entalhe para leitura da tensão, figura 3.23.

O alinhamento do corpo de prova utilizando *strain gages* foi realizado por meio da sua fixação nos corpos de prova, como mostrado anteriormente seguido da soldagem dos circuitos para que enviassem os sinais de resposta do material ao computador. Posteriormente o corpo de prova foi montado na máquina MTS e cargas trativas são aplicadas ao material. A deformação lida pelo programa *Cartman* deve ser igual nos dois dispositivos, com uma diferença de $\pm 5\%$ o valor de resposta. Quando se atinge este ajuste, o corpo de prova esta alinhado, figura 3.24. Este procedimento de alinhamento foi realizado em todos os corpos de prova ensaiados.

Figura 3.24 - Tela do programa Cartman para alinhamento do cp.

Após o alinhamento, o primeiro ensaio realizado é o de pré-trinca, utilizando as variáveis descritas na tabela 3.4.

Foi estabelecido um tamanho de pré-trinca de 1mm em cada lado ou seja, $2a = 2\text{mm}$. Posteriormente, as mangueiras para a alimentação do sistema de névoa salina foram conectadas, a bomba e a mesma ligada.

A programação para o procedimento de ensaio é alterado no *software* MPT, que anteriormente foi utilizada no ensaio em amplitude constante para fazer as pré trincas. Uma nova programação no MPT é feita para que a máquina MTS reconhecesse as histórias de voos e iniciar o ensaio em amplitude variável. A figura 3.25 mostra o corpo de prova montado para o ensaio de fadiga.

Figura 3.25 - Em (a) Câmara contendo a solução líquida salina, em (b) dispositivo de ensaio montado com a câmara de névoa salina, em (c) saída do condensado.

Os parâmetros para a obtenção da névoa salina foram determinados experimentalmente, uma vez que esses dados não são normatizados e

mencionados na literatura, exceto a composição da névoa. A tabela 3.6 apresenta as variáveis do sistema de geração e alimentação de névoa salina.

Tabela 3.6 - Parâmetros da geração da névoa salina utilizados no ensaio de propagação.

Variáveis	
Pressão da bomba	40 psi
Vazão de névoa	0,07l/h
Composição da solução	3,5%; 5,0%
Saída do condensado	Ambiente

Durante a determinação destes parâmetros, a pressão foi ajustada para que não provocasse vazamentos ou danos na câmara.

A pressão também deveria gerar névoa salina suficiente para ser conduzida ao sistema de encapsulamento no corpo de prova.

O condensado foi direcionado por mangueiras para fora do laboratório, para o meio ambiente, conforme ilustra a figura 3.25.

A câmara a qual foi utilizada para gerar a névoa salina, foi projetada para um volume de 3 litros, entretanto preenchida apenas com 1.5l, para manter a eficiência da nebulização.

A solução líquida era pressurizada a 40 psi, e a névoa formada era conduzida pela tubulação que ligava a câmara da figura (a) a câmara da figura (b), fixada no corpo de prova

A câmara (b) recebia a nevoa, e o condensado era drenado pela conexão indicada em (c) seta vermelha. Os fios de leitura de tensão do corpo de prova, estavam protegidos por resina epoxi, para que não sofressem corrosão devido ao contato com a névoa. A figura 3.26 mostra a montagem real de ensaio de propagação de trinca.

Figura 3.26 - Dispositivo pronto para ensaio.

3.4. Simulação da Propagação de Trinca por Fadiga utilizando Espectros de Voos Normalizados

A simulação de propagação de trinca foi realizada utilizando três distintos aplicativos, o NASGRO 4.0, AFGROW e CRACK 2000, todos em versões gratuitas. A determinação dos parâmetros de ajuste a curva experimental foi realizado no NASGRO 4.0 e a partir daí, utilizado os mesmos valores nos outros dois programas, a fim de verificar se é possível utilizar apenas um único ajuste. Foram utilizados os três programas descritos no intuito de avaliar as diferenças na predição das curvas. Estes procedimentos foram descritos pormenorizados para que o leitor possa reproduzir as simulações realizadas.

3.4.1 Simulação da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga no aplicativo NASGRO 4.0

Na interface do NASGRO 4.0, seleciona-se na aba *Select Geometry*, o tipo de corpo de prova, e se inserem os dados, como largura, espessura e comprimento inicial de trinca, figura 3.27.

Figura 3.27 - Ilustração de uma tela do programa NASGRO 4.0

Na aba *Choose Material* é selecionado o tipo de material, sendo que o programa seleciona automaticamente a partir de um banco de dados as propriedades do material selecionado.

O NASGRO 4.0 possui um banco de dados de ligas de alumínio, além de equações de crescimento de modelos de retardo de trinca: *Non- Interaction*, *Boeing Constant Closure*, *Generalized Willenborg*, *Modified Generalized Willenborg*, *Chang Willenborg*, *Strip Yield*.

Foram utilizados os modelos *Willenborg Generalizado (GW)* e *Willenborg Generalizado Modificado (MGW)*, pois são modelos presentes nos três programas de simulação, permitindo desta forma, comparar as curvas para os três programas, figuras 3.28 e 3.29.

O programa foi ajustado de acordo com o espectro utilizado para uma melhor representação dos dados experimentais. Também foi realizada uma simulação desconsiderando o efeito de interação de cargas para elucidar o efeito deste na resposta.

Figura 3.28 - Propriedades da liga 7475 T7351 fornecida pelo NASGRO 4.0.

Figura 3.29 - Definição do espectro no programa NASGRO 4.0.

As histórias de voos foram geradas no Genesis no formato *NASA NASGRO loads Files*, que é o formato que o NASGRO 4.0 reconhece, por esta razão foram diretamente utilizados no programa sem necessidade de ajustes da historia de carregamento. A figura 3.30 mostra uma secção do arquivo obtido por meio do programa *Genesis for fatigue*.

Sequence TWIST generated with NLR genesis for fatigue.

1	-50.000	122.200	-50.000	122.200	-50.000
1	77.800	122.200	77.800	122.200	77.800
1	77.800	137.500	77.800	137.500	77.800
3	77.800	122.200	77.800	122.200	77.800
1	62.500	122.200	62.500	122.200	62.500
.					
.					
.					
1	77.800	100.000	77.800	100.000	77.800
1	-50.000	122.200	-50.000	122.200	-50.000
24	77.800	122.200	77.800	122.200	77.800
1	77.800	100.000	77.800	100.000	77.800

Figura 3.30 - Formato NASA NASGRO load files para um voo TWIST.

A história de voo gerada e utilizada para o programa NASGRO 4.0 possui formato em valores de tensão. Os dados fornecidos após simulação, necessários para o estudo de propagação de trinca, foram os de comprimento de trinca e ciclos.

Desta forma, os ciclos foram convertidos para voos utilizando para isto um aplicativo desenvolvido em C++. Após a conversão e com os dados de comprimento de trinca foi obtida então a curva $d2a/dVoos$ vs a , portanto da taxa de propagação de trinca em função do comprimento de trinca, similar comparativamente a curva da/dN vs a de fadiga de amplitude constante.

3.4.2 Simulação da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga no aplicativo AFGROW

O AFGROW é um programa de simulação de propagação de trinca que foi desenvolvido pelo AFRL (*Air Force Research Laboratory*), onde neste trabalho, foi utilizada a versão 4.0012.15, figura 3.31.

Figura 3.31 - Tela inicial do AFGROW.

Ao abrir o programa pela primeira vez foi necessário alterar o sistema de unidades de *English* para *Metric*. Diferentemente do programa NASGRO 4.0 a unidade de comprimento é o metro e não o milímetro.

Os principais parâmetros de entrada para o AFGROW são: material e equação da taxa de crescimento de trinca a serem utilizados em *Input > Material*; o tipo de trinca a ser adotado bem como suas propriedades geométricas em *Input > Model*; e o tipo de interação de cargas em *Input > Retardation*. A equação adotada foi a de NASGRO, que apresenta algumas modificações em relação à utilizada pelo programa NASGRO 4.0.

Devido a pequenas diferenças em algumas constantes referentes à liga 7475-T7351 entre o banco de dados fornecido pelo AFGROW e o fornecido pelo NASGRO 4.0, optou-se por utilizar em ambos os programas as propriedades fornecidas pelo banco de dados do NASGRO 4.0, com exceção do valor da constante ΔK_0 (DK0 no AFGROW), que é a variação do fator de intensidade de tensão limite para $R = 0$, e cujo valor não está disponível no banco de dados do NASGRO 4.0, sendo utilizado o valor fornecido pelo banco de dados do AFGROW.

As figuras 3.32 e 3.33 mostram, respectivamente, as propriedades de material e as constantes da equação NASGRO as quais foram utilizadas no programa AFGROW.

Material- NASGRO Equation

Material Properties | NASGRO Equation Constants

The NASGRO equation was developed by Forman and Newman at NASA, de Koning at NLR and Henriksen at ESA. It is an attempt to use a closed-form equation to model the da/dN vs. Stress Intensity behavior of engineering materials.

Enter

Material name: 7475-T7351

Coefficient of Thermal Expansion: 2.36e-005

Young's Modulus: 71705.5

Poisson's Ratio: 0.33

Yield Strength, YLD: 413.7

Plane Strain Fracture Toughness, KIC: 38.453

Plane Stress Fracture Toughness, KC: 76.86

Effective Fracture Toughness for part-through-the-thickness cracks: 53.853

Fit parameter in KC versus Thickness Equation, Ak: 1

Fit parameter in KC versus Thickness Equation, Bk: 1

OK Cancelar Aplicar Save Read...

Figura 3.32 - Definição das propriedades do material no programa AFGROW.

Figura 3.33 - Definição das propriedades do material no programa AFGROW.

Os modelos de interação de cargas usados foram o *No Retardation*, *Wheeler Model* e *Generalized Willenborg Model*. Para representar o corpo de prova *middle-cracked tension*, M(T), foi utilizado o modelo de trinca “*Internal Through Crack*”, como pode ser visto na figura 3.34.

Figura 3.34 - Modelo de trinca “Internal Through crack” utilizado para o cp M (T).

Em *Input > Spectrum > Open Spectrum File*, entrou-se com o espectro de cargas. O espectro gerado pelo programa Genesis é mostrado na figura 3.35.

```

# vector data #
set name: TWIST
# descriptor #
creator: genesis
date: 13-Dec-10
time: 17:14:14
n_row: 809331
n_col: 1
datatype: float
sequence: TWIST
compressed_sequence: ctwist
ssf_version: 0.03
flight_separator: 9999
n_flightsep: 4000
sequence_format: stress
mean_flight_stress: 100
# data #
-50
122.2
77.8
122.2
77.8
137.5
77.8
.
.
137.5
77.8
100
9999
-50
122.2
77.8
122.2
77.8
.
.
122.2
77.8
122.2
77.8
100
9999
-50
# end data set #

```

Separador de voos utilizado

Término de um voo / Início do próximo voo

Figura 3.35 - Formato *standard load processing files* obtido pelo Genesis.

Entretanto, para o arquivo ser reconhecido, foi necessário convertê-lo para o formato padrão do AFGROW, o qual consiste de dois tipos de arquivos de texto. O primeiro tipo de arquivo, (*nome_do_espectro.sp3*), denominado arquivo de informação do espectro e o número de sub-espectros, tabela 3.7.

Tabela 3.7 - Arquivo de informação do espectro .sp3.

Primeira linha	[Título]
Segunda linha	[Descrição]
Terceira linha	[Tipo de espectro]
Quarta linha	[Nº de sub-espectros que forma o voo]

O segundo arquivo contém os sub-espectros das cargas (*nome_do_espectro01.sub*, *nome_do_espectro02.sub*, ...), tabela 3.8.

Tabela 3.8 - Procedimento para organização dos sub-espectros em formato .sub.

Primeira linha	[Número do voo][Número de pares Max-Min diferentes neste voo]
Segunda linha	[Max1][Min1][Número de ciclos com esta par Max-Min]
Terceira linha	[Max2][Min2][Número de ciclos com est novo par Max-Min]

O procedimento descrito na tabela 3.7 é replicado para os demais voos. Os detalhes descritos acima são apresentados na figura 3.36.

29	97.76	-40.00	1
	97.76	50.00	1
	110.00	62.24	1
	110.00	50.00	1
	97.76	50.00	1
	110.00	62.24	1
	110.00	37.60	1
	97.76	50.00	1
	97.76	62.24	1
	110.00	62.24	1
	97.76	62.24	1
	97.76	50.00	1
	110.00	50.00	1
	97.76	50.00	2
	97.76	62.24	4
	110.00	50.00	1
	97.76	50.00	2
	122.40	50.00	1
	97.76	62.24	2
	110.00	62.24	2
[Min 2]	97.76	62.24	1
	110.00	62.24	2
	97.76	50.00	2
[Max 2]	110.00	50.00	1
	110.00	62.24	1
	97.76	50.00	1
	110.00	62.24	3
	97.76	62.24	2
	80.00	62.24	1
23	97.76	-40.00	1
	97.76	62.24	1
	80.00	62.24	1

Figura 3.36 - Formato de carregamento do AFGROW.

É importante verificar o fator de escala pelo qual o espectro de cargas será multiplicado no campo *Stress Multiplication Factor* (SMF). Como foram utilizados os espectros de cargas gerados pelo Genesis que já foram criados com os valores de tensão a serem utilizados, o fator de escala foi ajustado em 1. Na figura 3.3 observa-se um espectro de carregamento Falstaff no visualizador de espectros do AFGROW que pode ser acessado em *View > Spectrum Plot*.

Figura 3.37 - Espectro do voo FALSTAFF no visualizador de espectros do AFGROW.

Cada cor observada no espectro representa um voo diferente. O programa AFGROW fornece dados como a taxa de crescimento de trinca em função do tamanho da trinca (da/dN vs. a), curvas de tamanho de trinca em função do número de ciclos (a vs. N) e a curva da/dN vs. ΔK . Estes dados podem ser visualizados no próprio programa ou exportados para diferentes tipos de arquivo em *Predict > Preferences > Output Options*. Em *Predict > Preferences > Output Intervals*. É importante que em *Predict > Preferences > Growth Increment* seja selecionada a opção “Cycle by Cycle Beta and Spectrum calculation”.

Com o espectro de cargas definido iniciou-se a simulação do crescimento de trinca apertando o botão *Start*.

3.4.3 Simulação da Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga no aplicativo CRACK 2000

Foi utilizado o programa de análise do crescimento de trinca por fadiga e previsão de vida denominado CRACK 2000, na Versão 3.0. A tela inicial do programa pode ser vista na figura 3.38.

Figura 3.38 - Tela inicial do programa CRACK 2000 versão Beta 3.0

Ao abrir o programa foi alterado o sistema de unidades para o SI, apertando em *Setup > Units > International System of Units*. A unidade de comprimento deste sistema é o milímetro. Detalhes da configuração do programa podem ser observados na tabela 3.9.

Tabela 3.9 - Configuração do programa CRACK 2000.

Etapa 1	Clicar em <i>Setup > Find files</i>
Etapa 2	No local destinado a <i>Material Property File</i> , indicar o arquivo <i>Propert</i> que está dentro da pasta <i>Library</i>
Etapa 3	No local destinado a <i>Figure Folder</i> , indicar a pasta <i>Figures</i> , que está dentro da pasta <i>Library</i> , deve-se clicar duas vezes nesta pasta.
Etapa 4	No local destinado a <i>Result Folder</i> , indicar a pasta <i>Results</i> que está dentro da pasta <i>c2005_evaluation</i>

Os parâmetros de entrada do programa CRACK 2000 são: material, tipo de trinca e dados geométricos, equação da taxa de crescimento da trinca, modelo de interação de carga e o espectro de carregamento.

O material foi selecionado em *Material*. O programa fornece um banco de dados com alguns materiais que pode ser escolhidos, sendo possível ao usuário acrescentar novos materiais, caso seja necessário, ou modificar as propriedades dos materiais já fornecidos.

O material escolhido, a liga Al 7475-T7513, foi selecionado escolhendo-se *Aluminum* em *Material Class* e depois selecionando a opção *7475-T7351, T-L, LA, DA, HHA (Plt / Sht)*.

Optou-se por utilizar no CRACK 2000, assim como no AFGROW, as propriedades referentes à liga 7475-T7513 fornecidas pelo banco de dados do NASGRO 4.0, com exceção do valor da constante ΔK_0 (DK_0 no CRACK 2000), sendo este a variação do fator de intensidade de tensão limite para $R = 0$ e que não está disponível no banco de dados do NASGRO 4.0.

Foi utilizado o valor fornecido pelo banco de dados do programa AFGROW. É importante ressaltar que deve ser feita a conversão deste valor já que este último programa utiliza o metro como unidade de comprimento enquanto o CRACK 2000 utiliza o milímetro, figura 3.39.

Figura 3.39 - Propriedades da liga 7475 T7351 utilizadas no Crack 2000.

O tipo de trinca e os dados geométricos foram ajustados selecionando *Crack Case*. O tipo de trinca adotado para representar o corpo de prova *middle-cracked tension* M(T) foi o modelo “*Through Crack at a Center of a Plate*”, figura 3.40, e as dimensões utilizadas foram $W = 100 \text{ mm}$, $t = 3 \text{ mm}$ e $c_0 = 5 \text{ mm}$.

Figura 3.40 - Modelo de trinca “Through crack at a center of a plate” utilizado para representar o corpo de prova center-cracked tension M(T) e suas dimensões.

A equação da taxa de crescimento de trinca a ser utilizada foi escolhida selecionando *Models > Crack Growth Equation*. Foi adotada a equação *Forman (full version)*, também conhecida como equação NASGRO, assim como nos demais

programas. No menu *Models*, em *Interactions*, é possível escolher o modelo de interação de cargas a ser utilizada. O programa possui as seguintes opções: *No retardado*, *Generalized Willenborg*, *Willenborg/Chang*, *Wheeler* e *Smart Model*.

No programa CRACK 2000 foram utilizados os modelos *Generalized Willenborg* e *Wheeler* com o intuito de comparar os resultados obtidos com o programa AFGROW, onde também foram utilizados estes modelos. Além disso, também foram feitas simulações desconsiderando os efeitos de interação de cargas. No campo *Number of missions represented* entrou-se com o número de voos de cada espectro. Neste trabalho, foram utilizados os valores de 4000 para os espectros do tipo TWIST e 200 para o Falstaff. Para garantir que a simulação seja finalizada somente na fratura deve-se ajustar o campo *Maximum hours to simulate* para um valor alto, mesmo que este valor não seja de importância para este trabalho, pois como citado anteriormente o objetivo é descobrir o número de voos executados, neste caso *missions*, e não o tempo.

3.5. Tratamento dos Dados dos Ensaios de Fadiga

Os dados dos ensaios de fadiga foram registrados pelo programa MPT em valores de tensão elétrica e reversos. Para obter os valores do comprimento da trinca foi utilizada uma curva de calibração para a liga 7475 T7351, traçada por Ruchert (2007) de acordo com a norma ASTM E647, figura 3.41.

Figura 3.41 - Curva de calibração obtida por Ruchert (2007) para a liga 7475 T7351.

O valor de V é o valor de tensão registrado durante o ensaio, ou seja, instantâneo, e o valor de V_r , é o valor de tensão de referência, obtido antes de iniciar o ensaio. O polinômio da curva de Ruchert (2007) foi utilizado para o cálculo de comprimento de trinca em todos os ensaios realizados.

A taxa de propagação de trinca foi determinada pelo método das secantes, como sugerido pela norma ASTM E 647, equação 3.1.

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_a = \frac{(a_{i+1} - a_i)}{(N_{i+1} - N_i)} \quad 3.1$$

Onde a é o tamanho da trinca e N é ciclos ou, para esta pesquisa, número de voos. A equação 3.1 foi utilizada para o cálculo da taxa de propagação da trinca para os ensaios realizados e também nos dados de crescimento de trinca obtidos na simulação do voo, pois os dados fornecidos foram em numero de ciclos, não de voos, assim, para calcular a taxa de propagação de trinca, foi utilizada a equação fornecida pela norma ASTM E647 – 00.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

Nesta seção foram apresentados os resultados dos ensaios que caracterizaram a liga 7475 T7351 quanto sua vida em fadiga utilizando espectros de voos FALSTAFF e TWIST, em condição ambiente e em névoa salina. Concomitantemente os modelos matemáticos, utilizados pelos códigos computacionais, que descrevem as curvas de fadiga em condição ambiente foram discutidos. As características microestruturais e sua influência no processo de corrosão por pites também foram analisadas.

4.1 Análises de Composição Química, Caracterização Macro e Microestrutural

Estão apresentadas nesta seção as análises de composição química de percentual em peso e por fim caracterização macro e microestrutural.

4.1.1 Composição Química (% peso).

A composição química dos elementos detectados por meio da técnica de espectroscopia de raios-X da liga de alumínio 7475 T7351 está apresentada na tabela 4.1 onde também se pode observar as faixas permitidas pela norma ASM 2355-89.

Tabela 4.1 - Composição química da liga 7475 T7351 (% peso).

Elementos	Liga	Norma ASM 2355
Si	0,03	0 - 0,10
Fe	0,08	0 - 0,12
Cu	1,67	1,2 - 1,90
Mn	0,01	0 - 0,06
Mg	2,156	1,9 - 2,60
Cr	0,23	0,18 - 0,25
Zn	5,47	5,20 - 6,20
Ti	0,043	0 - 0,06
P	0,001	0 - 0,05
V	0,01	0 - 0,05
B	0,011	0 - 0,05
Al	Base	Base

Os valores de composição química da tabela 4.1 estão em conformidade com o estabelecido pela norma ASTM2355 -89.

4.1.2 Caracterização Macroestrutural

A caracterização macroestrutural foi realizada utilizando a técnica de microscopia óptica, a qual permitiu analisar os grãos e a orientação de laminação das amostras. A figura 4.1 apresenta a orientação de laminação de acordo com a macroestrutura obtida..

Figura 4.1 - Macroestrutura obtida após o ataque químico com reagente de Keller. A figura apresenta a orientação T-L de laminação, aumento de 5x.

A figura 4.1 apresenta a orientação dos grãos, a qual que se observa a forte texturização na direção L (longitudinal), provocada pelo processo de laminação. A direção *T* corresponde a direção transversal a propagação de trinca. Notam-se inclusões não metálicas distribuídas uniformemente em todo o material, pontos pretos. A figura 4.2 mostra o código das orientações descritas na norma ASTM E 399-90.

Figura 4.2 - Código de orientação de propagação de trinca para seções retangulares. ASTM E399 – 90.

4.1.3 Caracterização Microestrutural

A análise microestrutural realizada utilizando-se a técnica de microscopia eletrônica de varredura revelou precipitados incoerentes presentes na liga 7475 T7351. As amostras apresentaram precipitados com composições químicas distintas e presença de vazios. A figura 4.3 apresenta um precipitado rico em Al, Fe e Cu.

Os picos observados na figura 4.3 (b) mostram alto valor de Al, Fe e Cu, sendo o teor de Cu maior que o teor de Fe.

O precipitado observado na figura 4.3 (a) trata-se possivelmente de um $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. A quantidade desses intermetálicos varia de acordo com o teor de Fe

presente na liga (Nisancioglu, 1990). São formados durante a solidificação e em geral, próximos a vazios, como indicado na figura 4.3 (a).

Figura 4.3 - Em (a) imagem do precipitado rico em Al, Fe e Cu, aumento original de 1000x e em (b) gráfico da composição química obtido pela técnica de EDX.

Trabalhos termomecânicos como laminação e extrusão, por exemplo, não provocam solubilização destas partículas, e sim tendem apenas a quebra-las, (Cvijovic, Z *et. al.* 2009; Cvijovic, Z 2008; Birbilis N. *et. al.* 2006, Su *et. al.* 2003). A figura 4.4 mostra outra morfologia de precipitados também, ricos em Al, Fe e Cu.

Figura 4.4 - Em (a) imagem do precipitado rico em Al, Fe e Cu, aumento original de 5000x e em (b) gráfico da composição química obtido pelo EDX.

A partir da análise da figura 4.4 (b) é possível observar que o teor de ambos os elementos, Cu e Fe, seja consideravelmente maior que o apresentado na figura 4.3 (b), porém mantém o padrão de o teor de Cu ser superior ao teor de Fe. Não foram observados vazios próximos a este precipitado. Precipitados menores em relação aos apresentados nas figuras 4.3 (a) e 4.4 (a) e com composições químicas

distintas foram detectados. A figura 4.5 apresenta estes intermetálicos ricos em Al, Cu, Zn e Mg.

Figura 4.5 - Em (a) imagem do precipitado rico em Al, Cu, Zn e Mg, aumento original de 15.000x e em (b) gráfico da composição química obtido pelo EDX.

A figura 4.5 (b) mostra que o percentual de Zn em relação ao de Mg é consideravelmente maior. Em ligas da série 7000 a razão Zn/Mg contribui para a formação dos precipitados ϵ' - $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$, observado na figura 4.5 (a)

(Ruchert, 2007; Cvijovic Z, 2008). A figura 4.6 apresenta precipitados ricos em Al, Fe, Cu e Zn.

Figura 4.6 - Em (a) imagem do precipitado rico em Al, Fe, Cu e Zn, aumento original de 3000x e em (b) gráfico da composição química obtido pelo EDX.

A partir da análise da figura 4.6 (a) é possível verificar a presença de vazios na região dos precipitados, o que condiz com a afirmação de Cvijovic, Z (2008) de que intermetálicos ricos em Fe estão próximos a sítios de vazios.

4.2 Ensaios de Corrosão

Nesta seção são apresentadas as análises dos ensaios de polarização potenciodinâmica, por meio das curvas de potencial de circuito aberto e de polarização, além da análise das superfícies das amostras ensaiados em *salt spray*.

4.2.1 Ensaio de Polarização

A primeira etapa do ensaio de polarização realizada foi analisar o potencial de corrosão em relação ao tempo utilizando para isto a curva de potencial de circuito aberto mostrado na figura 4.7.

Figura 4.7 - Curva de potencial de circuito aberto para a liga 7475 T7351.

A curva de PCA permite determinar a janela de varredura para a polarização potenciodinâmica. A média dos resultados observados mostra que o E_{corr} para a liga 7475 T7351 é -0.748V.

A figura 4.8 apresenta o ensaio de polarização, realizado em triplicata em temperatura ambiente de 25°C, solução de 3,5% NaCl. A taxa de varredura do foi de 0,5mV/s.

Figura 4.8 - Curva de polarização potenciodinâmica. Varredura de 0,5mV/s.

O E_{pite} da liga é determinado quando o valor de corrente aumenta bruscamente, mudando a orientação da curva. A figura 4.9 foi traçada para melhor mostrar a mudança no potencial de corrosão.

Figura 4.9 - Curva de potencial de polarização potenciodinâmica (j vs E/V_{ECA}) para a liga 7475 T7351.

Observa-se nas figuras 4.8 e 4.9 que o E_{corr} da liga se mantém estável a aproximadamente -0,740 V. Esta mudança na orientação da curva, como observado nas figuras 4.8 e 4.9, saindo de um patamar estável, significa que o filme passivo da liga foi rompido e começou o ataque a liga por pite. De acordo com Ezuber e outros (2008), quando os filmes formados nas superfícies de ligas de alumínio são expostos a íons Cl^- , ocorre a quebra destes em pontos específicos, provocando a formação de pites. Por esta razão o valor do potencial de corrosão sofre aumento. Em estudos de Gamboni (2011), este potencial de corrosão, em média, para a liga 7081 T73511 é -0.752 V_{ECS} e para a liga 7050 T7451 é -0.714 V_{ECS} . O que mostra que valor de E_{pite} da liga 7475 T7351 é próximo ao de outras ligas da série 7000. A tabela 4.2 apresenta todos dados observados no ensaio de polarização.

Tabela 4.2 - Valores de I_{corr} para as amostras ensaiadas.

Amostras	$J_{\text{corr}} (\mu\text{A}/\text{cm}^2)$	$E_{\text{corr}} (\text{V})$	$E_{\text{pite}} (\text{V})$	T.C (mm.ano^{-1})
EP1	1,285	-0,747	-0,740	0,0138
EP2	3,371	-0,722	-0,719	0,0363
EP3	3,644	-0,755	-0,735	0,0393
Média	2,767	-0,741	-0,731	0,0298

Os valores de E_{corr} e E_{pite} como se pode observar na tabela 4.2 são muito próximos, o que indica que a ruptura do filme passivo e a corrosão por pite ocorrem quase que simultaneamente. O valor médio de J_{corr} indica a velocidade que uma liga corrói em relação a outra, uma vez que o processo de corrosão por pite tenha iniciado. A tabela 4.3 apresenta os valores de E_{pite} e J_{corr} das ligas estudadas por Gamboni (2011) e da liga 7475 T7351.

Tabela 4.3 - Valores médios de E_{pite} (V_{ECS}) e J_{corr} (V_{ECS}) para ligas da séries 7000.

Ligas 7000	$E_{\text{pite}} (V_{\text{ECS}})$	$J_{\text{corr}} (\mu\text{A}/\text{cm}^2)$
7475 T7351	-0.731	2,767
7081 T73511*	-0.752	1,884
7050 T7451**	-0.714	0,5424

Na tabela 4.3 observa-se que a liga 7475 T7351 corrói mais rápido que aos valores de outras ligas da série 7000 estudadas por Gamboni (2011), pois o valor

de J_{corr} para 7475 T7351, é superior em relação as citadas. Para cada amostra estudada, foram registradas as imagens por microscopia óptica, antes e após o ensaio de polarização potenciodinâmica, figuras 4.10, 4.11 e 4.12.

Figura 4.10 - Amostra EP1 em (a) antes do ensaio, em (b) após o ensaio, aumento de 5 x.

Figura 4.11 - Amostra EP2 em (a) antes do ensaio, em (b) após o ensaio, aumento de 5 x.

Figura 4.12 - Amostra EP3 em (a) antes do ensaio, em (b) após o ensaio, aumento de 5 x.

As figuras 4.10, 4.11 e 4.12, após o ensaio, apresentam a formação de pites nas superfícies. Observa-se nas amostras que os pites possuem forma aproximada de uma elipse, em geral, como indicado na figura 4.10 (b). De acordo com estudos de Ezuber *et. al.* (2008) a morfologia dos pites depende da natureza da solução sólida presente na liga. A figura 4.13 mostra a superfície da liga, após o ensaio de polarização potenciodinâmica examinada pelo microscópio eletrônico de varredura e a figura 4.14 mostra análise química realizada por EDX.

Figura 4.13 - Em (a) imagem de uma amostra da liga 7475 T7351 após o ensaio de polarização potenciodinâmica analisada no microscópio eletrônico de varredura. Aumento original de 100x. (b) detalhe da imagem, aumento original de 1000 x.

Figura 4.14 - em (a) composição química do precipitado 1 e (b) composição química do precipitado 2 ambos evidenciados na figura anterior.

O microscópio eletrônico de varredura revelou a presença de precipitados, figura 4.14, próxima aos pontos de formação de pites. Após análise por EDX essas partículas provavelmente tratam-se do precipitado $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, como observado pelos picos dos gráficos, figura 4.14 (a) e (b). Nota-se a presença dessas partículas na região em volta do pite, na matriz de Al, como dentro do pite, figura 4.14 (b). Em estudos de Birbilis *et al.* (2006) foi observado o comportamento catódico do $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ em relação a matriz, em ensaios de polarização e posterior análise por meio da técnica de MEV.

4.2.2 Ensaio em Névoa Salina

As figuras 4.15, 4.16 e 4.17 apresentam o dano provocado na liga 7475 T7351 quando esta foi exposta em solução de 5% de NaCl. O tempo de exposição durante o ensaio é válido até 50 horas. Dessa forma, estabeleceu-se que o ensaio teria três variações de tempo. A figura 4.15 apresenta a superfície da amostra quando submetida ao tempo de exposição de 1- 3h, com variação de tempo de 1 h; figura 4.16 exposta de 6 – 12h, com variação de 3h e, figura 4.17 exposta de 24 – 48h, com variação de 12h.

Figura 4.15 - Amostras submetidas ao ensaio de névoa salina. (a) 1h, (b) 2h e (c) 3h. Aumento original de 5x.

Figura 4.16 - Amostras submetidas ao ensaio de névoa salina. (a) 6h, (b) 9h e (c) 12h. Aumento original de 5x.

Figura 4.17 - Amostras submetidas ao ensaio de névoa salina. (a) 24h, (b) 36h e (c) 48h. Aumento original de 5x.

A partir da análise da figura 4.15 é possível observar a formação de pontos de corrosão nas amostras submetidas ao ensaio. Observa-se que, a medida que o tempo de exposição aumenta, os sítios de pontos de corrosão aumentam, assim como o tamanho do pite. A figura 4.16 (a) apresenta o crescimento dos pites, as figuras 4.16(b) e (c) mostram formação de óxido na superfície. As superfícies apresentadas nas figuras 4.17 (a), (b) e (c) apresentam-se completamente oxidadas.

4.3 Propagação de Trinca por Fadiga Utilizando Carregamento de Voos Simulados

Os voos TWIST e FALSTAFF foram obtidos utilizando o programa *Genesis*. Os valores de entrada do *Genesis*, usados para a obtenção de cada espectro, foram baseados nos níveis de tensão retratados em estudo de Ruchert (2007). Na seção 4.3.1 é discutida a aproximação entre a vida em propagação de trinca por fadiga por meio da simulação e a partir de dados obtidos por ensaio experimental de Ruchert (2007) em ar. A seção 4.3.2 apresenta a resposta da liga quando carregada com os voos TWIST e FALSTAFF e em névoa salina e sua comparação com os ensaios de Ruchert (2007).

4.3.1. Propagação de Trinca por Fadiga em Ar –Simulação

Os dados experimentais de propagação de trinca por fadiga em ar para a comparação aos dados simulados foram cedidos por Ruchert (2007). A equação de propagação de trinca utilizada em todos os programas foi a equação de NASGRO e os modelos de retardo utilizados foram: Willenborg, Willenborg Generalizado e Wheeler e também foi realizada uma simulação sem retardo para verificar o efeito do uso de equações de retardo na vida em fadiga de amplitude variável. Os ajustes para valores de entrada foram feitos no NASGRO 4.0. Conforme descrito em metodologia, os programas utilizados foram o NASGRO 4.0, AFGROW e CRACK 2000.

4.3.1.1. Carregamento de Voo TWIST

O espectro de carregamento do voo TWIST foi utilizado nos programas NASGRO, AFGROW e CRACK 2000 para simulação de crescimento de trinca. Estes resultados foram comparados aos resultados experimentais cedidos por Ruchert (2007). A figura 4.18 mostra a curva simulada no programa NASGRO 4.0. Para o NASGRO 4.0 foram utilizados os modelos de retardo de Willenborg Generalizado e Willenborg Generalizado Modificado como mostra o gráfico.

Observa-se que quando ambos os modelos de retardo são ajustados em $R_{S0}=3.9$ e $\Phi_0=0.4$ respectivamente, a simulação consegue aproximar as curvas da curva experimental. Este comportamento não é observado para a curva sem retardo, figura 4.18 (a). Ao analisar-se a figura 4.18 (b), verifica-se que a velocidade propagação das curvas simuladas acompanha o crescimento dos dados experimentais até aproximadamente 30 mm. Para o modelo Willenborg Generalizado (GW) o comportamento da curva é crescente após 20 mm.

Figura 4.18 - Curva em (a) $2a$ vs $Voos$ e em (b) $d2a/dVoos$ vs $Voos$, simuladas para o voo TWIST - software NASGRO 4.0.

A tabela 4.4 apresenta os valores unitários da vida obtida para o ajuste realizado em cada programa, e o respetivo erro em relação a vida obtida experimentalmente.

Tabela 4.4 - Comparação da vida em fadiga de amplitude variável para cada modelo.

Curvas	Voos	ERRO%
EXPERIMENTAL	2936	-
GW ($R_{SO} = 3.9$)	2806	4,4
MGW ($\Phi_0 = 0.4$)	2739	6,7
S/ RETARDO	2458	19,0

O erro para o programa mostra que o modelo Willenborg Generalizado, para o ajuste de R_{SO} de 3.9, é o que melhor representa o ensaio experimental no programa NASGRO 4.0.

Para a simulação no programa AFGROW foram utilizados os modelos de retardo Willenborg Generalizado ($R_{SO} = 3.9$) e de Wheeler ($m=0.1$), figura 4.19.

A figura 4.19 (a) mostra que os modelos estão próximos a curva experimental. A simulação da propagação de trinca sem modelos de retardo mostra que a vida diminui em relação aos demais destoando do valor experimental. A figura 4.19 (b) mostra que a velocidade de crescimento das curvas simuladas apresentou comportamento similar a curva experimental até a aproximadamente 30 mm. A tabela 4.5 apresenta os valores percentuais da vida obtida para cada modelo utilizado no AFGROW.

Tabela 4.5 - A vida do corpo de prova número de voos para cada modelo utilizado.

Curvas	Voos	ERRO%
EXPERIMENTAL	2936	-
GW ($R_{SO} = 3.9$)	2825	3,7
WH ($m = 0.1$)	2761	6,0
S/ RETARDO	2565	12,6

Os valores da tabela 4.5 mostram que o modelo Willenborg Generalizado é o que descreve com menor erro, a previsão da vida em fadiga comparada a valores experimentais. O erro para a curva SEM RETARDO foi superior aos demais modelos selecionados, sendo acima de 10%, como mostra a tabela 4.5.

Figura 4.19 - Curva em (a) $2a$ vs $Voos$ e em (b) $d2a/dVoos$, simuladas para o voo TWIST - software AFGROW.

No programa de simulação CRACK2000 foram utilizados os modelos de retardo Willenborg Generalizado e Wheller. Também foi executada uma simulação sem retardo e todas as curvas foram comparadas a curva de experimental, figura 4.20.

Figura 4.20 - Curva em (a) $2a$ vs $Voos$ e em (b) $d2a/dVoos$, simuladas para o voo TWIST - software CRACK 2000.

A figura 4.20 (a) mostra que a vida para os modelos simulados foram próximos, mas não acompanharam a curva experimental em número de voos em função do comprimento de trinca.

A velocidade de propagação manteve o mesmo comportamento para as quatro curvas até aproximadamente 25 mm, após este comprimento, cada curva exibiu um crescimento distinto. A tabela 4.6 apresenta a vida obtida no programa CRACK 2000 e a experimental.

Tabela 4.6 - A vida do corpo de prova número de voos para cada modelo utilizado.

Curvas	Voos	ERRO%
EXPERIMENTAL	2936	-
GW ($R_{SO} = 3.9$)	2589	11,8
WH ($m = 0.1$)	2697	8,14
S/ RETARDO	2541	13,0

O erro analisado para o ajuste feito no programa CRACK 2000 foi menor para o modelo de Wheller para ajuste de $m=0.1$. A simulação sem retardo é que descreve a curva de crescimento com maior percentual de erro, 13.0%. A tabela 4.7 apresenta os dados para todos os códigos utilizados para a simulação de crescimento de trinca por fadiga através do carregamento do espectro TWIST.

Tabela 4.7 - A vida do corpo de prova número de voos para cada modelo utilizado.

CURVA EXPERIMENTAL = 2936			
Modelos	NASGRO 4.0	AFGROW	CRACK 2000
GW ($R_{SO} = 3.9$)	2806	2825	2589
WH ($m = 0.1$)	-	2761	2697
MGW ($\Phi_0 = 0.4$)	2739	-	-
S/ RETARDO	2458	2565	2541

Como observado nas tabelas 4.6 e 4.7, utilizando o modelo Willenborg Generalizado para os programas NASGRO 4.0 e AFGROW a simulação se aproxima do ensaio experimental 4.4% e 3.7%.

A tabela 4.7 mostra uma diferença pequena entre os voos máximos, o qual se verificou-se que a diferença encontrada foi de 0,67%, ou seja, ambos os códigos, NASGRO 4.0 e AFGROW, representam com menor erro a curva de propagação de trinca para a liga 7475 T7351 carregada com voo TWIST, gerado com a tensão média de 80 MPa.

A velocidade de propagação de trinca se manteve estável e com pouca dispersão dos valores até aproximadamente 30 mm para os três programas utilizados. Os três códigos de simulação mantiveram esta taxa de propagação de trinca abaixo de 0,2 mm/Voo, como observados nas figuras 4.18, 4.19 e 4.20

4.3.1.2. Carregamento de Voo FALSTAFF

O carregamento do voo FALSTAFF foi utilizado nos programas NASGRO, AFGROW e CRACK 2000 para simulação de crescimento de trinca. A figura 4.21 mostra a curva simulada no programa NASGRO 4.0.

Figura 4.21 - Curva em (a) $2a$ vs $Voos$ e em (b) $d2a/dVoos$ vs $Voos$, simuladas para o voo FALSTAFF - *software* NASGRO 4.0.

A figura 4.21 mostra uma comparação entre as curvas simuladas e a experimental, esta ultima obtida por Ruchert (2007). Para o NASGRO 4.0 foram

utilizados os modelos de retardo de Willenborg Generalizado e Willenborg Generalizado Modificado como mostra o gráfico.

Os modelos de retardo foram ajustados em $R_{SO}=2,7$ e $\Phi_0=0,7$ respectivamente, para simulação se aproximar à curva experimental. A curva SEM RETARDO não se aproximou da curva experimental, o número de voos máximo foi inferior a curva experimental, conforme é apresentado na figura 4.21 (a).

A figura 4.21 (b) mostra que a velocidade de propagação de trinca para estes ajustes se mantiveram similar à curva experimental até um comprimento de trinca de 35 mm, a partir deste cada condição exibiu um comportamento distinto. A tabela 4.8 mostra os voos atingidos para cada modelo matemático selecionado no NASGRO 4.0.

Tabela 4.8 - A vida do corpo de prova número de voos para cada modelo utilizado.

Curvas	Voos	ERRO%
EXPERIMENTAL	4088	-
GW ($R_{SO} = 2.7$)	3581	12,40
MGW ($\Phi_0 = 0.7$)	3730	8,75
S/ RETARDO	1419	65,3

O erro em vida para o programa mostra que o modelo Willenborg Generalizado Modificado, para o ajuste de Φ_0 de 0,7, é o modelo que melhor representa o ensaio experimental no programa NASGRO 4.0.

O modelo sem retardo exibiu o maior erro de previsão de vida em fadiga de amplitude variável, 65,3%. Desconsiderar os efeitos de retardo compromete a simulação de crescimento de trinca como observado na figura 4.21 (a). A figura 4.22 exhibe as curvas simuladas obtidas pelo AFGROW.

Figura 4.22 - Curva em (a) $2a$ vs $Voos$ e em (b) $d2a/dVoos$ vs $Voos$, simuladas para o voo FALSTAFF- *software* AFGROW.

A figura 4.22 (a) mostra que a curva sem retardo finalizou com número de voos inferior em relação a curva experimental. A velocidade de propagação, figura 4.22 (b), para as curvas se mantiveram estáveis até 30 mm, entretanto a curva S/ RETARDO acompanhou o crescimento das demais até aproximadamente 15 mm, após este comprimento a curva cresceu linearmente, figura 4.22(b). O erro da vida simulada em relação a experimental é mostrada na tabela 4.9.

Tabela 4.9 - A vida do corpo de prova número de voos para cada modelo utilizado.

Curvas	Voos	ERRO%
EXPERIMENTAL	4088	-
GW ($R_{SO} = 2,7$)	3773	7,70
WH ($m = 0,7$)	3832	6,26
S/ RETARDO	1612	60,56

A tabela 4.9 mostra que o modelo de Wheller representou a vida da liga com menor erro. A figura 4.23 mostra simulação feita no CRACK 2000.

Figura 4.23 - Curva em (a) $2a$ vs Voos e em (b) $d2a/dV_{oo}$ vs Voos, simuladas para o voo FALSTAFF- software CRACK 2000.

As simulações realizadas no programa CRACK 2000 não acompanharam o comportamento da trinca obtida experimentalmente, ao se utilizar o ajuste feito no NASGRO 4.0, figura 4.23 (a). A curva simulada sem retardo apresentou o pior comportamento, rompendo em um menor número de voos. A velocidade de propagação de trinca mostra que as curvas exibem a taxa abaixo de 0.1 mm/Voo. A taxa de crescimento de trinca é mantida para as quatro condições até aproximadamente 30 mm, e após este comprimento cada curva exibe um comportamento distinto. A tabela 4.10 exibe os valores e o erro calculado para os voos analisados na figura 4.23 (a).

Tabela 4.10 - A vida do corpo de prova número de voos para cada modelo utilizado.

Curvas	Voos	ERRO%
EXPERIMENTAL	4088	-
GW ($R_{SO} = 2,7$)	2603	36,0
WH ($m = 0,7$)	3112	23,8
S/ RETARDO	1634	60,0

O modelo com menor erro de simulação para o programa CRACK 2000 foi o Wheeler com o valor de m ajustado para 0,7. Entretanto, os ajustes feitos no NASGRO 4.0 em todos os modelos utilizados no CRACK 2000, mostraram erro acima de 10%, em relação aos demais programas (NASGO 4.0, tabela 4.7 e AFGROW, tabela 4.8), representam com precisão o crescimento de trinca. A tabela 4.11 mostra os dados das simulações para os três programas utilizados.

Tabela 4.11 - A vida do corpo de prova número de voos para cada modelo utilizado.

CURVA EXPERIMENTAL = 4088			
Modelos	NASGRO 4.0	AFGROW	CRACK 2000
GW ($R_{SO} = 2,7$)	3581	3773	2603
WH ($m = 0,7$)	-	3832	3112
MGW ($\Phi_0 = 0,7$)	3730	-	-
S/ RETARDO	1419	1612	1634

A tabela 4.10 mostra que a melhor representação da curva experimental foi obtida através da simulação realizada no AFGROW, utilizando o modelo de Wheeler e ajuste de 0,7.

O programa CRACK 2000 foi que apresentou o maior erro em relação aos demais programas, todos os modelos simularam o crescimento de trinca com erro superior a 10%. Provavelmente, esta diferença de simulação se deve ao fato da utilização dos parâmetros calibrados no NASGRO 4.0 somados da precisão do banco de dados em cada *software*.

4.3.2. Propagação de Trinca por Fadiga em Atmosfera Salina

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga em atmosfera salina foram conduzidos com espectros de voos utilizados previamente por Ruchert (2007).

4.3.2.1. Voo TWIST

a) Tensão Média – 80 MPa

A figura 4.24 apresenta respectivamente o comprimento de trinca vs Voo e a taxa de propagação de trinca vs comprimento de trinca a 3,5% e 5,0% NaCl.

Os dados foram comparados aos estudos de Ruchert (2007) conduzidos em condição ambiente. A figura 4.24 (a) mostra que para condição de 3,5% NaCl, o corpo de prova fraturou em um número de voos muito próximo a condição ambiente, entretanto, para a névoa salina a 5%, a trinca suportou mais voos para um comprimento de trinca inferior ao observado por Ruchert (2007).

A figura 4.24 (b) mostra a curva para 3,5% NaCl está deslocada para cima da curva de Ruchert (2007), ou seja, a velocidade de propagação de trinca foi superior para esta condição, provavelmente devido a fragilização provocada pelo ambiente salino combinado à natureza do carregamento do voo *TWIST*.

Este tipo de história de voos possui muitas cargas que podem ser responsáveis pela abertura da trinca, então, cada vez que a trinca abre, a solução entra em contato com a superfície, promove fragilização e então propaga, (Gangloff, 2002). O aumento da taxa é presente de 10 a 30 mm, que corresponde a região de propagação estável da trinca, figura 4.24 (b).

Figura 4.24 - Em (a) curva $2a$ vs $Voos$ e (b) $d2a/dVoos$ vs $2a$. A curva Ambiente é de Ruchert (2007).

No mecanismo de propagação de trinca por fadiga assistida por corrosão a mistura na fase gasosa (ar, nevoa salina) condensa dentro da superfície do metal, especialmente na ponta da trinca provocada pela mudança no ponto de orvalho.

Como o corpo de prova foi carregado com espectro de voo, ou seja, por fadiga, o movimento das bandas de deslizamento expõe a superfície do metal à solução, fragilizando-a (Komai, 2003). Provavelmente, a superfície exposta fica anódica e as regiões adjacentes onde o deslizamento ocorre se tornam catódicas, formando

uma pilha eletroquímica pontual. A dissolução anódica nas bandas de escorregamento provoca corrosão por pites, devido à acidificação ou por hidrogênio (Komai, 2003). Esta teoria defende que a corrosão ocorre devido a quebra do filme passivo na ponta da trinca seguida de repassivação, entretanto, observou-se nos ensaios de polarização potenciodinâmica para a liga 7475 T7351 que o potencial de pite e de corrosão são praticamente os mesmos, ou seja, se a corrosão esta agindo na ponta da trinca, não deve estar ocorrendo uma “pausa” devido a competição entre do filme passivo e a dissolução, e sim, está fragilizando o material até o momento da ruptura.

Ao aumentar-se o percentual de NaCl, esperou-se que a fragilização seria mais severa em relação a 3,5%, mas a figura 4.25 mostra o contrário. É possível que algum resíduo de óxido provocado pela corrosão ou cristais de sal depositados na frente da trinca tenha evitado a ação fragilizante da névoa (Gangloff, 2002, Komai, 2003). A taxa de propagação mostrada na figura 4.25 (b) mostra que para o ambiente salino, 3,5% e 5% NaCl, as curvas apresentaram picos ao longo do crescimento. Observa-se em ambas as condições, que houve momentos em que não houve crescimento e momentos em que houve aceleração, caracterizado pelos picos e vales das curvas de taxa. Provavelmente os picos foram provocados pela fragilização da névoa, já que para o mesmo carregamento, a curva em ar não apresenta esta característica, enquanto que os vales podem ser resultado da desaceleração provocada pela obstrução na frente da trinca por resíduos de óxido ou cristais de sal. Embora a curva a 5%NaCl, esteja deslocada para baixo da curva em ar, mostrando que o crescimento de trinca foi mais lento, o comportamento da curva se assemelha a curva a 3,5%, ou seja, provavelmente ocorreu o mesmo mecanismo de interação entre a frente da trinca e a formação de óxidos.

As fraturas resultantes dos ensaios de fadiga submetida ao carregamento do voo *TWIST- 80 MPa* e em atmosfera de 3,5% e 5% foram fotografadas com câmera sony HX 9V, figura 4.25 e 4.26.

Figura 4.25 - Fratura correspondente ao ensaio Twist 3,5% em (a) vista frontal do corpo de prova e em (b) vista superior.

Figura 4.26 - Fratura correspondente ao ensaio Twist 5% em (a) vista frontal do corpo de prova e em (b) vista superior.

A figura 4.25 mostra o aspecto macroscópico da fratura na região de propagação sob carregamento do voo *Twist* e a 3,5% NaCl. É possível distinguir, figura 4.25 (a), a região de propagação, detalhado em linhas vermelhas, da região de fratura. A linha pontilha na cor preta, ainda na figura 4.25 (a), marca a

nucleação da trinca, realizada em amplitude constante. A imagem 4.25 (a) mostra que a região de propagação mediu aproximadamente 19 mm, ou seja, $2a = 38$ mm. A figura 4.25 (b) mostra o detalhe da superfície da fratura. Observa-se a região de propagação caracterizada pelas marcas de praia, as quais apresentam pontos escuros provocados pela corrosão.

A figura 4.26 mostra o ensaio executado a 5% NaCl. Na figura 4.26 (a) a linha na cor preta pontilhada mostra a nucleação da trinca, obtida por ensaio de fadiga em amplitude constante. A região de propagação, marcada pelas linhas vermelhas, figura 4.26 (a), possui 23 mm ($2a = 46$ mm), ou seja maior que a apresentada na figura 4.25 (a). O percentual superior de NaCl pode ter provocado maior deposição de cristais de sal na frente da trinca, e desta forma, comprometeu a extensão da região de fragilização. Este efeito do ambiente em alterar a região de propagação, mostrando-se superior em extensão, para condições mais agressivas foi discutido por Schijve (1976) apud Sunder (2003), para a liga 7075 –T6 ensaiada em ar, vácuo e água salina e em amplitude constante. Ele observou que para a solução salina, a região de propagação foi superior as demais condições. As figuras 4.27 e 4.28, são uma ampliação de 69 x à 10 mm.

Figura 4.27 - Voo Twist a 3,5% NaCl, aumento de 69x.

Figura 4.28 - Voo Twist, 5% NaCl, aumento de 70x.

As “marcas de praia” presentes em ambas as amostras, figuras 4.27 e 4.28, surgiram devido a alteração na sequência dos blocos de voos. A distinção entre as duas imagens, pode ser devido alterações nas características do material resultantes das condições de ensaio. As figuras 4.29 e 4.30 é uma ampliação de 500X.

Figura 4.29 - Voo Twist a 3,5% NaCl, aumento de 500x.

Figura 4.30 - Voo Twist a 5% NaCl, aumento de 500x.

A figura 4.29 mostra uma superfície mais lisa, devido a fragilização provocada pela exposição da frente da trinca a névoa salina. Na figura 4.30 observa-se uma região deformada, uma região lisa, e novamente uma região deformada. A região lisa pode ter sido formada devido a abrasão gerada pelos cristais de sal durante o carregamento. A área após região lisa é mais rugosa provocada pela deformação de grãos que não sofreram fragilização. As figuras 4.31 e 4.32 ampliam em 5000x.

Figura 4.31 - Voo Twist a 3,5% NaCl, aumento de 5000x.

Figura 4.32 - Voo Twist a 5% NaCl, aumento de 5000x.

As figuras 4.31 e 4.32 apresentam estrias na superfície, característica de fratura por fadiga. A figura 4.31 mostra estrias nítidas e em várias direções, provavelmente devido a orientação dos grãos ou formadas pela ramificação durante a propagação da trinca. Ainda na figura 4.31, é possível observar alguns orifícios, que pode ter sido provocado devido ao arrancamento de partículas de segunda fase. A figura 4.32, apresenta a uma superfície menos nítida, embora seja possível identificar as estrias, a superfície resultante do ensaio se apresenta mais lisa. Normalmente, esta diferença na nitidez com que as estrias são marcadas se deve a severidade do voo.

Pártl e Schijve (1990) observaram esta peculiaridade ao reconstruir um voo a partir da fratura do ensaio, entretanto, neste caso, como a análise foi realizada para um mesmo material, ambas submetidas ao carregamento do voo TWIST, cuja tensão média é 80 MPa, à 10 mm ($a = 10$ mm) da nucleação, provavelmente esta diferença no aspecto a fratura é resultado do aumento da concentração de NaCl (5%NaCl) em relação ao mostrado na figura 4.31. Como esta solução é mais concentrada, cristais de sal se depositaram na frente da trinca e quando as tensões negativas solicitam o material, a compressão resultante pressionou esses cristais contra a superfície, esmagando-a e se acumulando na frente da trinca.

Provavelmente por esta razão o número dos voos para este ensaio foi superior ao ambiente, como mostra a figura 4.25.

b) Tensão Média – 100 MPa

A figura 4.33 apresenta respectivamente o *comprimento de trinca vs Voo* e a *taxa de propagação de trinca vs comprimento de trinca* para 3,5% NaCl a 100 MPa e a 80 MPa.

Figura 4.33 - Em (a) curva $2a$ vs V_{oos} e (b) $d2a/dV_{oos}$ vs $2a$.

A figura 4.33 (a) mostra que o número de voos para 100 MPa foi inferior para o ensaio realizado com tensão média de 80 Mpa, provavelmente devido a intensidade do carregamento somada a salinidade levou a diminuição da vida do material, figura 4.33 (a). A velocidade de propagação para os ensaios executados mostrou-se superior para o aumento na tensão média para ambas as condições, o que corrobora para a teoria de que, nesta concentração de névoa, os efeitos de carregamento, podem ser mais intensos quando se aumenta a tensão média para este tipo de história de voo, o qual, somado ao efeito fragilizante para esta condição, diminui o número de voos que a trinca pode suportar. A figura 4.34 mostra a fratura do ensaio de fadiga submetido ao carregamento do voo TWIST-100 MPa e em atmosfera de 3,5%.

Figura 4.34 - Fratura correspondente ao ensaio Twist 3,5% em (a) vista frontal do corpo de prova e em (b) vista superior.

A figura 4.34 mostra a fratura resultante do ensaio a 3,5% NaCl para uma tensão de 100 MPa. Na figura 4.34 (a) a pré-trinca está marcada pelas linhas na cor preta/ pontilhada e a região de propagação em linhas vermelhas, a qual se observa que a região de propagação mediu aproximadamente 20 mm, ou seja, $2a = 40$ mm. A figura 4.34 (b) mostra a superfície a qual da fratura exibe as marcas de praia. A figura 4.35 é uma ampliação de 70 x e a figura 4.36 um aumento de 500x.

Figura 4.35 - Voo Twist – 100 Mpa e a 3,5% NaCl, aumento de 70x.

Figura 4.36 - Voo Twist – 100 Mpa e a 3,5% NaCl, aumento de 500x.

A figura 4.35 mostra as marcas de praia provocadas pela mudança nos voos durante o carregamento. A figura 4.36 mostra deformações e regiões lisas, possivelmente provocadas pela combinação do alto nível de carregamento somado a fragilização pela névoa salina. Talvez por esta razão, este corpo de prova rompeu com número de voos inferior aos demais ensaios e com menor

comprimento de trinca. Esta observação também pode ser feita ao analisar a figura 4.37.

Figura 4.37 - Voo Twist – 100 Mpa e a 3,5% NaCl, aumento de 500x.

A figura 4.37 mostra que as estrias não estão bem marcadas, provavelmente devido o carregamento somado a nevoa salina. A tabela 4.12 mostra os dados de comprimento de trinca e seus respectivos voos.

Tabela 4.12 - Comprimento de trinca máximo e número de voos para o voo TWIST.

Tensão média = 80MPa		
%NaCl	2a(mm)	Voos
0	66,13	2936
3,5	48,96	2434
5	56,18	13271
Tensão média = 100MPa		
3,5	50,01	1031

O número de voos observados na tabela 4.12 mostram que para o ensaio realizado no voo TWIST com tensão média de 100 MPa e névoa a 3,5% NaCl foi o menor em número de voos em relação aos demais ensaios. O que mostra que o aumento na tensão media do espectro diminui a vida, associado ao meio salino.

4.3.2.2. Voo FALSTAFF

a) Tensão Máxima – 200 MPa

A figura 4.38 apresenta o *comprimento de trinca vs Voo* ($2a$ vs V_{oo}) e a *taxa de propagação de trinca vs trinca* ($d2a/dV_{\text{oo}}$ vs $2a$), ambas sob efeito do carregamento de voo *FALSTAFF*, em atmosfera de 3,5% e 5,0% NaCl e a 1Hz. A curva em condição ambiente é de estudos de Ruchert (2007).

Figura 4.38 - Em (a) curva $2a$ vs V_{oo} e (b) $d2a/dV_{\text{oo}}$ vs $2a$. A curva em condição ambiente é de estudos de Ruchert (2007).

A figura 4.38 (a) mostra que o comprimento de trinca para os ensaios executados em condição salina foi menor do que o para condição ambiente, entretanto, para um maior numero de voos. A explicação pode estar num possível retardo durante a propagação de trinca, somada ao carregamento severo característico do voo *Falstaff*. A figura 4.38 (b) mostra que a taxa de propagação de trinca foi inferior para as condições salinas (3,5% e 5%) em relação a ambiente.

Para a curva a 3,5%, é possível ver que a curva da taxa, figura 4.38 (b), até 30 mm, cresce de forma regular, sem a presença dos picos, o que mostra que até este comprimento de trinca, não houve retardo de crescimento. A partir de 30 mm observa-se a presença dos picos que mostra que num determinado instante a trinca desacelerou e depois acelerou, até o momento da ruptura.

Para a curva a 5%, ainda na figura 4.38 (b), observa-se que desde o inicio da propagação, a velocidade apresentou os picos, que mostra que em dado momento a trinca desacelerou e em seguida acelerou, é provável que tenha ocorrido o mesmo fenômeno observado na figura 4.25 (b), para o voo TWIST. Provavelmente, a concentração de 5% provocou obstrução na frente da trinca, que somado ao alto carregamento do FALSTAFF, característico por formar zonas plásticas, tenha provocado a queda na velocidade de crescimento de trinca.

A principal característica do voo FALSTAFF é a severidade nos níveis de tensão (ou deformação), padronizado em três grupos contendo carregamentos de manobras severas e moderadas (Aicher *et. al.* 1976). Desta forma, esse padrão de voo, utilizado para desenvolvimento de aeronaves de defesa, provavelmente produz um maior fechamento da trinca devido a maior plasticidade, discutido em uma revisão de Carlson (1991), somados aos cristais de sal presentes na nevoa poderia explicar a redução na velocidade de propagação da trinca em relação a ambiente.

Dentre as teorias que sugerem uma explicação para o retardo no crescimento de trinca, o fechamento de trinca provavelmente é a que pode explicar a interação entre ambiente e carregamento nas condições observadas. As figuras 4.39 e 4.40 mostram as fraturas dos ensaios de fadiga submetidos ao voo FALSTAFF- 200 MPa e em 3,5% e 5% de NaCl.

Figura 4.39 - Fratura correspondente ao ensaio Falstaff 3,5% em (a) vista frontal do corpo de prova e em (b) vista superior.

A linha pontilhada na cor preta, nas figuras 4.39 (a) e 4.40 (a), marca a pré-trinca por fadiga, realizada em amplitude constante e as linhas vermelhas detalham a região de propagação estável. É possível ver a mudança do estado triaxial para biaxial do estado de carregamento, a fratura. As figuras 4.41 e 4.42 mostra um aumento de 69 x.

Figura 4.40 - Fratura correspondente ao ensaio Falstaff 5% em (a) vista frontal do corpo de prova e em (b) vista superior.

Figura 4.41 - Voo Falstaff a 3,5% NaCl, aumento de 69x.

Figura 4.42 - Voo Falstaff, 5% NaCl, aumento de 70x.

As figuras 4.41 e 4.42 são um aumento de 70x das imagens de fratura, as quais mostram com maior detalhe as marcas de praia. As imagens tanto da figura 4.41 quanto da figura 4.42 apresentam regiões com fibramento, o que indica deformação, ou seja, o ambiente salino não promoveu fragilização,

geralmente indicado por regiões mais lisas e com pouca deformação. As figuras 4.43 e 4.44 são o aumento de 500x.

Figura 4.43 - Voo Falstaff a 3,5% NaCl, aumento de 500x.

Figura 4.44 - Voo Falstaff a 5% NaCl, aumento de 500x.

As figuras 4.43 e 4.44 exibem deformação na superfície de fratura, o qual ocorreu de forma transgranular. Ambas as figuras mostram alguns pontos escuros, devido a oxidação, entretanto, não exibem aspecto frágil para as duas condições de ensaio. As imagens 4.45 e 4.46 são uma ampliação de 5000x.

Figura 4.45 - Voo Falstaff a 3,5% NaCl, aumento de 5000x.

Figura 4.46 - Voo Falstaff a 5% NaCl, aumento de 5000x.

As figuras 4.45 e 4.46 mostram a formação de estrias devido a fratura por fadiga. A figura 4.45, apresenta além das estrias, regiões de deformação. De acordo com uma revisão sobre efeitos de sobrecargas no crescimento da trinca feita por Carlson (1991), o interior da zona plástica é desenvolvido em condições

de deformação plana, dessa forma, o que é observado na figura 4.45 provavelmente deve ser resultado desses efeitos ao longo da região de propagação. A figura 4.46 apresenta estrias mais nítidas em relação a figura 4.45, provavelmente devido a um bloco de voo mais severo em relação ao aplicado na figura 4.45.

b) Tensão Máxima – 250 MPa

A figura 4.47 apresenta respectivamente o *comprimento de trinca vs Voo* e a *taxa de propagação de trinca vs comprimento de trinca* para os ensaios de fadiga executados a 3,5% NaCl a 250 MPa e a 200 MPa.

Figura 4.47 - Em (a) curva $2a$ vs V_{oo} e (b) $d2a/dV_{oo}$ vs $2a$.

A figura 4.47 (a) mostra que para a mesma concentração de névoa salina, o corpo de prova rompeu com menor número de voos para 250 MPa, ou seja, o aumento no nível de tensão máxima diminui a vida da amostra. A figura 4.47 (b) mostra que a curva da taxa de propagação para o ensaio a 250 MPa e 3,5% aparece acima da curva a 200 MPa, o que indica que de fato, a velocidade de propagação foi superior para 250 MPa. Contudo, diferente da curva a 200 MPa, a qual apresenta picos e vales, indicando aceleração de retardo de crescimento, para a curva a 250 MPa, não se verifica este comportamento. A trinca para este aumento no nível de tensão, apenas acelerou o que mostra que, possivelmente as características do carregamento tenham predominado sobre a ação da névoa.

As fraturas dos ensaios de fadiga submetida ao carregamento do voo *Falstaff-250 MPa*, em 3,5% NaCl são mostradas na figura 4.48. A linha pontilhada na cor preta, figura (a), marca a pré trinca realizada em amplitude constante e as linhas vermelhas detalham a região de propagação estável, $2a = 34$ mm.

Figura 4.48 - Fratura correspondente ao ensaio Falstaff – 250 Mpa e 3,5% NaCl em (a) vista frontal do corpo de prova e em (b) vista superior.

É provável que o aumento no nível de tensão deva ter provocado a diminuição desta região 4.48 (a). As marcas de praia na propagação são mostradas na figura 4.48(b). A figura 4.49 é uma ampliação de 70 x.

Figura 4.49 - Voo Falstaff – 250 Mpa e 3,5%NaCl, aumento de 70x.

A figura 4.49 não mostra com maiores detalhes as marcas de praia, como observado nas imagens para o ensaio realizado a 200 MPa. A superfície não exibe presença de áreas escuras, as quais indicam formação de óxido. A figura 4.50 é uma ampliação de 500x e a figura 4.51 uma ampliação de 5000x.

Figura 4.50 - Voo Falstaff – 250 Mpa e 3,5%NaCl, aumento de 500x.

Figura 4.51 - Voo Falstaff – 250 Mpa e 3,5%NaCl, aumento de 5000x.

A figura 4.50 mostra áreas lisas provocadas pelo severo carregamento somado a névoa salina. A figura 4.51 mostra estrias nítidas, sem indicações de esmagamento por cristais de sal, o que corrobora para o comportamento observado na velocidade de crescimento de trinca, cuja curva não apresentou retardo. A tabela 4.13 mostra os valores de tamanho de trinca e número de voos para os ensaios em voo FALSTAFF.

Tabela 4.13 - Tamanho de trinca e número de voos para o voo FALSTAFF.

Tensão máxima = 200Mpa		
%NaCl	2a(mm)	Voos
0	68,49	4088
3,5	52,32	6392
5	52,02	6552
Tensão máxima = 250Mpa		
3,5	51,53	1626

Os valores apresentados na tabela 4.13 mostram que a tensão máxima de 250 MPa o número de voos foi inferior em relação aos demais ensaios em nevoa salina, provavelmente devido ao aumento no carregamento.

Capítulo 5

Conclusões

Este capítulo faz uma discussão final sobre as características da liga 7475 T7351 observadas nesta dissertação entre as quais são: aspectos microestruturais, comportamento corrosivo, simulação da vida em fadiga carregada com voos TWIST e FASLTAF e finalmente, o comportamento da vida e da taxa de propagação de trinca, submetida ao carregamento desses voos e em 3,5 e 5% de NaCl.

5.1 Análises de Composição Química, Caracterização Macro e Microestrutural

A composição química analisada confirmou a que a liga é a liga 7475 T7351, de acordo com que a norma SAE AMS 2355 (1989). A análise macroestrutural mostrou que a liga possui texturização na direção L, provocada pela laminação. Os corpos de prova foram retirados na orientação T-L.

A análise por microscopia eletrônica de varredura mostrou a presença de precipitados $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, formados próximos a vazios. Essas partículas não são solubilizadas por tratamento térmico, e sim, apenas quebradas quando a liga é deformada por laminação ou extrusão por exemplo.

Morfologias distintas para o $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ são observadas nas figuras 4.3 e 4.4. Observou-se que alguns intermetálicos ricos em Fe foram formados próximos a

vazios, figuras 4.3 e 4.6 de acordo com estudos de Cvijovic, Z *et al.* 2009; Cvijovic, Z 2008; Birbilis N. *et al.* 2006.

O MEV detectou partículas ricas em Al, Fe, Cu e Zn, figura x. O percentual de Zn em relação ao de Mg é maior, como mostra a figura x(b). Em ligas da série 7000 a razão Zn/Mg contribui para a formação dos precipitados ϵ' -Mg(Zn, Cu, Al)₂, (Ruchert, 2007; Cvijovic Z, 2008). Intermetálicos ricos em Al, Cu, Zn e Mg foram localizados no aumento de 15 000x, figura 4.5.

5.2 Ensaio de Corrosão

O ensaio de polarização potenciodinâmica mostrou que os valores de E_{corr} e o E_{pite} são próximos, -0.741 V_{ECS} e -0.731 V_{ECS} respectivamente. Esta proximidade nos valores mostra que uma vez a formação de pites inicia logo após a inclinação da curva, como mostra a figura 4.8. Em estudos realizados por Gamboni (2011), foi verificado que o E_{pite} para a liga 7081 T73511 é -0.752 V_{ECS} e para a liga 7050 T7451 é -0.714 V_{ECS}, ou seja, as ligas da série 7000 possuem o potencial de corrosão muito próximo uma da outra. A tabela 5.1 mostra os dados médios de E_{corr} e J_{corr} da liga 7475 T7351 comparadas a valores de Gamboni (2011).

O valor de J_{corr} da liga 7475 T7351 é superior aos das ligas estudadas por Gamboni (2011), 1,884 (μA/cm²) para a liga 7081 T73511 e 0,5424 (μA/cm²) para a liga 7050 T7451, o que significa que uma vez iniciado o processo de corrosão por pites a liga 7475 T7351 corrói mais rápido.

As análises micrográficas realizadas nas amostras da liga 7475 T7351, após o ensaio de polarização potenciodinâmica, mostraram que os pites se formaram em volta das partículas Al₇Cu₂Fe. De acordo com estudos de Birbilis *et al.* (2006) os intermetálicos Al₇Cu₂Fe são anódicos em relação a matriz, por esta razão, é a matriz em volta que sofre corrosão.

Os ensaios de aceleração de corrosão, realizados em névoa salina a 5% na liga 7475 T7351 mostraram que para o tempo de 1 e 2 horas os sítios de pites foram formados. Para a exposição de 3 horas observou-se aumento nos sítios e presença de óxidos na superfície. Após 6 horas, as amostras apresentaram aumento

no tamanho dos sítios de pites seguido de formação de óxido na superfície e ao completar 48 horas de exposição, a superfície estava completamente corroída.

5.3 Propagação de Trinca por Fadiga Utilizando Carregamento de Voos Simulados

Esta seção é composta de duas subseções: as discussões finais sobre a simulação da propagação de trinca nos programas NASGRO 4.0, AFGROW E CRACK 2000 e o ajuste necessário para aproximá-la à curva experimental em ar de Ruchert (2007); e análise da taxa de propagação de trinca em ar e em névoa salina a 3,5 e 5%.

5.3.1 Simulação de Propagação de Trinca por Fadiga

O crescimento de trinca foi simulado com carregamento de tensões de histórias de voos TWIST e FALSTAFF. A sequência dos voos foi obtida no programa GENESIS FOR FATIGUE com valores de tensão média (80 MPa) e tensão máxima (200 MPa) respectivamente.

Os programas utilizados para a simulação de trinca foram o NASGRO 4.0, AFGROW e CRACK 2000. Esses programas são versões gratuitas disponíveis nos sites das empresas que os desenvolveram.

As tensões dos voos utilizados foram convertidas com o auxílio de aplicativos desenvolvidos em C++, para o formato que cada *software* reconhece.

As curvas experimentais em ar foram utilizadas como parâmetro de comparação às curvas simuladas. Os modelos utilizados foram ajustados para que descrevessem o número máximo de voos observados nas curvas experimentais. E desta forma, foram analisados através do cálculo de erro em relação aos dados de ensaio de Ruchert (2007).

Para o voo TWIST observou-se que dentre os três programas de simulação de trinca, o AFGROW e o NASGRO 4.0, selecionando o modelo Willerborg Generalizado com do ajuste do R_{SO} de 3.9 para ambos os softwares, mostrou melhor representação da curva experimental. Os programas apresentaram

ajustes com erro de 3,3% e 4,7% respectivamente, sendo que o AFGROW apresentou menor erro em relação aos dois softwares citados.

A taxa de crescimento de trinca para os dados simulados para o voo TWIST mantiveram-se próximos a curva experimental até aproximadamente 30 mm, após este comprimento, cada curva exibiu um comportamento distinto. Este comportamento foi observado para os três códigos de simulação.

Para o voo FALSTAFF verificou-se que entre os três programas de simulação de trinca, o AFGROW e o NASGRO 4.0, selecionando o modelo Willerborg Generalizado com ajuste do R_{SO} de 2.7 em ambos os softwares, apresentaram a melhor representação do comportamento do crescimento de trinca obtida experimentalmente. O erro foi de 6,6% e 8,75% respectivamente.

A taxa de crescimento de trinca dos dados simulados, para o voo FALSTAFF, manteve-se próximos a curva experimental até aproximadamente 30 mm, após este comprimento, cada curva exibiu um comportamento distinto.

A simulação de crescimento de trinca realizada no programa CRACK 2000, tanto para o voo TWIST quanto para o FALSTAFF apresentou erros acima de 10%, o que mostra que o programa, para ajustes realizados no NASGRO 4.0, não descreve o comportamento da trinca para os dados experimentais utilizados.

Observou-se durante a simulação de crescimento de trinca nos códigos escolhidos, para ambos os voos, que o ajuste nos modelos matemáticos não depende apenas do material e da geometria do corpo de prova, mas sim, depende do espectro de carregamento a ser avaliado. Uma vez que, para a liga 7475 T7351, com geometria M(T) e utilizando o modelo Willenborg Generalizado, os ajustes foram completamente diferentes, sendo o R_{SO} de 3.9 para o TWIST e de 2.7 para o FALSTAFF. Estes ajustes representaram com menor erro o crescimento de trinca.

Para os três programas utilizados, verificou-se que não é adequado desconsiderar os efeitos de retardo no crescimento de trinca, pois em todas as simulações que foram realizadas sem retardo, o erro em relação a curva experimental foi acima de 10%, chegando a atingir 60%.

A diferença entre as simulações pode estar no banco de dados de cada programa ou no seu algoritmo.

5.3.2 Propagação de Trinca por Fadiga em Atmosfera Salina

Os ensaios de fadiga realizados com carregamento de voo TWIST, obtido com tensão média de 80 MPa mostraram que, para a condição de 3,5% NaCl, a trinca rompeu com número de voos menor que a curva em condição ambiente. Ao analisar a taxa de crescimento, verifica-se que a curva correspondente a 3,5% esta deslocada para cima da curva em ambiente, o que mostra que este percentual de névoa fragilizou a frente da trinca, influenciando desde forma, no aumento da velocidade de crescimento.

Entretanto, a curva correspondente ao crescimento de trinca o qual o material foi exposto a 5% de NaCl, observa-se que o número de voos foi superior a curva em ambiente. A taxa de propagação de trinca, figura 4.24 (b), mostra que a curva está deslocada para baixo da curva em condição ambiente, ou seja, a velocidade diminui ao aumentar o percentual de NaCl.

A figura 4.33, mostra cristas de sal ao longo da região propagação, provavelmente, estes cristais de sal foram depositados na frente da trinca, e cada vez que a máquina carregava o corpo de prova, ao invés desta carga solicitar a frente da trinca, na verdade estava comprimindo estes cristais contra a superfície, e, portanto, a trinca não propagava, era necessário um novo ciclo de cargas para a trinca começar a crescer novamente.

Por esta razão, a trinca rompeu com maior número de voos. No entanto isto não significa que este condição salina aumentou a vida do material, pois é importante considerar que a trinca rompeu com comprimento menor ao dos ensaios em condição ambiente.

Para a tensão média de 100 MPa e concentração de NaCl de 3,5%, verificou que a trinca rompeu com número de voos inferior ao carregamento com tensão média de 80 MPa. Neste caso, além da ação fragilizante, o carregamento influenciou no número de voos que a trinca suportou. Entretanto, o aumento na tensão média para 100 MPa não provocou aumento significativo na taxa, uma vez que a curva não deslocou para cima da curva em 3,5%.

Para o voo FALSTAFF, obtido com tensão máxima de 200 MPa, observou-se que as condições de exposição, 3,5% e 5%, promoveram o aumento no número de voos que a trinca precisou para romper, entretanto, o comprimento de trinca foi inferior à curva em condição ambiente. Observou-se na figura 4.39 que as ligas ensaiadas nas condições salinas romperam com número de voos muito próximos. O aumento da salinidade, não alterou o comprimento da trinca. As curvas de taxa de propagação de trinca estão deslocadas para baixo da curva ambiente, o que significa que a taxa de propagação foi inferior ao observado em condição ambiente.

Para o voo FALSTAFF obtido com tensão máxima de 250 MPa observou-se que o número de voos com que a trinca rompeu foi inferior ao voo de tensão máxima de 200 MPa. Provavelmente, porque a tensão máxima de 250 MPa gerou um voo mais severo em relação ao de 200 MPa e por esta razão, o número de voos foi inferior. A taxa de propagação esta deslocada para cima da curva de 3,5% a 200 Mpa e sem picos, o que prova que a trinca andou mais depressa devido ao carregamento e não devido a névoa salina.

Contudo, o ensaio em névoa salina não diminuiu o número de voos necessários para a fratura do corpo de prova, mas sim, influenciou no valor de comprimento da trinca. Pois, para ambos os voos TWIST e FALSTAFF, para níveis de tensão iguais ao utilizados por Ruchert (2007) e para sobrecarga, o comprimento de trinca obtida foi inferior ao valor de condição ambiente. A névoa salina influenciou no número de voos devido a mecanismos de obstrução por deposição de cristais de sal e deformação do material, somados as características do carregamento de cada voo avaliado.

5.4 Trabalhos Futuros

Para a continuidade desta pesquisa são necessárias outras avaliações entre as quais se sugere:

- Realizar outros ensaios de corrosão que permitam avaliar de forma precisa, o comportamento dos intermetálicos em relação a matriz. Desta

forma, avaliar como cada partícula interfere na corrosão da liga 7475 T7351;

- Simular o crescimento de trinca com outros níveis de cargas para voos padronizados, para que permita compreender a influência dos fatores de ajustes com diferentes níveis de carregamento;
- Simular o crescimento de trinca com os níveis de carga estudados neste trabalho, para outras ligas de alumínio utilizadas em aplicações aeronáuticas e desta forma, avaliar a influencia do material no ajuste das curvas;
- Executar ensaios de propagação de trinca em névoa salina, com carregamento de voos padronizados em outras ligas de alumínio, a fim de comparar o comportamento destas ligas em relação a liga 7475 T7351.
- Reconstruir o voo através da fratura, para estudar a influência da névoa em cada ciclo de tensão;
- Estudar os danos provocados pela nevoa salina através de outras técnicas de análises microestruturais, para assim, se desenvolver um modelo utilizando a mecânica do dano.

Referências Bibliográficas

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E3-95 (1995). “Standard practice for preparation of metallographic specimens”. Philadelphia.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM E-E647-95a (1993); “Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.”

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM E-E399 (1990); “Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials”

ASM HANDBOOK, Corrosion, volume 13, editor: ASM INTERNATIONAL, 2003.

ASM HANDBOOK, Properties and Selection: Nonferrous alloys and special purpose materials, volume 2, editor: ASM INTERNATIONAL, 2003.

AICHER W., van DIJK G. M., ERTELT J., HUCK M., de JONGE J. B., LOWAK H., RHOMBERG H., SCHUTZ D. e SCHUTZ W., Fighter Aircraft Loading Standard for Fatigue. Laboratório de Pesquisas Aeroespaciais da Holanda - NLR 1976.

BARROS, H. L. D. Santos Dumont e a invenção do avião. 1st ed. Rio de Janeiro: Ministério de Ciência e Tecnologia, 2006.

BEDEN, S. M.; ABDULLAH, S.; ARIFFIN, A. K.; AL-ASADY, N. A. Fatigue crack growth simulation of aluminium alloy under spectrum loadings. *Materials & Design*, v. 31, n. 7, p. 3449-3456, 2010.

BIRBILIS, N.; CAVANAUGH, M. K.; BUCHHEIT, R.G. Electrochemical behavior and localized corrosion associated with Al₇Cu₂Fe particles in aluminum alloy 7075-T651. *Corrosion Science*, v. 48, n. 12, p. 4202-4215, 2006.

BRAUN, R. Transgranular environment-induced cracking of 7050 aluminium alloy under cyclic loading conditions at low frequencies. *International Journal of Fatigue*, v. 30, n. 10-11, p. 1827-1837, 2008.

CAPRA, F. A Ciência de Leonardo da Vinci - Um mergulho profundo na mente do grande gênio da Renascença. Berkely, 2006a.

CARLSON, R.; KARDOMATEAS, G.; BATES, P. The effects of overloads in fatigue crack growth. *International Journal of Fatigue*, v. 13, n. 6, p. 453-460, 1991.

CHAN, K.S.; TIAN, J. W.; YANG, B.; LIAW, P. K. Evolution of Slip Morphology and Fatigue Crack Initiation in Surface Grains of Ni200. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 40, n. 11, p. 2545-2556, 2009.

CHAN, KWAI S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation. *International Journal of Fatigue*, v. 32, n. 9, p. 1428-1447, 2010.

CVIJOVIC, Z.; RAKIN, M.; VRATNICA, M.; CVIJOVIC, I. Microstructural dependence of fracture toughness in high-strength 7000 forging alloys. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 75, p. 2115-2129, 2008.

CVIJOVIĆ, Z.; VRATNICA, M.; CVIJOVIĆ-ALAGIĆ, I. The influences of multiscale-sized second-phase particles on fracture behaviour of overaged 7000 alloys. *Procedia Engineering*, v. 1, n. 1, p. 38-35, 2009.

EBNER, E. C. Efeitos da sequencia de carregamento na propagação de trincas em estruturas aeronáuticas comerciais, 2004. Instituto Tecnológico de Aeronautica.

ELBER, W. The Significance of Fatigue Crack Closure. *Damage Tolerance in Aircraft Structure*, ASTM STP, p. 230-242, 1971.

ELBER, WOLF. Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 2, p. 37-45, 1970.

EZUBER, H.; EL-HOUD, A.; EL-SHAWESH, F. A study on the corrosion behavior of aluminum alloys in seawater. *Materials & Design*, v. 29, n. 4, p. 801-805, 2008.

FEHLNER, F. Thin oxide film formation on metals. *TECHNOLOGY-NEW YORK*. p.171-187, 2002.

van DIJK G. M. e JONGE J. B., Introduction to a Fighter Aircraft Loading Standard for Fatigue Evaluation. Laboratório de Pesquisas Aeroespaciais da Holanda – NLR, 1975.

GAMBONI, O. C. Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de Al de grau aeronáutico., 2011a. Universidade de São Paulo.

GANGLOFF, R. P. ENVIRONMENT SENSITIVE FATIGUE CRACK TIP PROCESSES. Disponível em: <<http://www.virginia.edu/ms/faculty/gangloffICF2002PaperNewScans.pdf>>.

GANGLOFF, R. P. Environmental Cracking - Corrosion Fatigue. In: R. Baboian (Ed.); Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation-Second Edition. p.1-20, 2005. ASTM.

GENTIL V., Corrosão. Terceira edição, editora: LTC, 1994.

GLANCEY, C.; STEPHENS, R. Fatigue crack growth and life predictions under variable amplitude loading for a cast and wrought aluminum alloy. International Journal of Fatigue, v. 28, n. 1, p. 53-60, 2006.

GRANT R. G., Flight: 100 years of Aviation. Editora: DK, 2002.

GRELL, W. A.; LAZ, P. J. Probabilistic fatigue life prediction using AFGROW and accounting for material variability. International Journal of Fatigue, v. 32, n. 7, p. 1042-1049, 2010. Elsevier Ltd.

HARLOW, D. G.; WEI, R. P.; WANG, M. Z. Statistical analysis of constituent particles in 7075-T6 aluminum alloy. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 37, n. 11, p. 3367-3373, 2006.

HERTZBERG R. W., Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, Quarta edição, Editora: Wiley, 1995.

HOLROYD, N. J. H.; HARDIE, D. Factors controlling crack velocity in 7000 series aluminium alloys during fatigue in an aggressive environment. Corrosion Science, v. 23, n. 6, p. 527-546, 1983.

HUANG, Q.; REN, J. Surface integrity and its effects on the fatigue life of the nickel-based superalloy GH33A. International Journal of Fatigue, v. 13, n. 4, p. 322-326, 1991.

HUANG, X. P.; ZHANG, J. B.; CUI, W. C.; LENG, J. X. Fatigue crack growth with overload under spectrum loading. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 44, n. 2, p. 105-115, 2005a.

HUNSICKER, H. Y. Development of Al-Zn-Mg-Cu Alloys for Aircraft. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, v. 282, n. 1307, p. 359-376, 1976.

de JONGE J. B., D. SCHÜTZ, H. L. E J. S. A Standardized load sequence for flight simulation tests on transport aircraft wing structures - TWIST. Amsterdam, 1973.

JONES, K.; HOEPPNER, D. The interaction between pitting corrosion, grain boundaries, and constituent particles during corrosion fatigue of 7075-T6 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, v. 31, n. 4, p. 686-692, 2009. Elsevier Ltd.

JONGE, J. B. Additional Information about FALSTAFF. Laboratório de Pesquisas Aeroespacial da Holanda – NLR, Amsterdam, 1979.

KNIGHT, S.P, SALAGARAS, M, WYTHER, A.M., DE CARLO, F., DAVENPORT, A.J., TRUEMAN, A.R. In situ X-ray tomography of intergranular corrosion of 2024 and 7050 aluminium alloys. *Journal of Corrosion Science*, 2010.

KOMAI, K. Corrosion Fatigue. v. 27, p.109-114, 2003. Disponível em: <<http://joi.jlc.jst.go.jp/JST.Journalarchive/jsms1963/27.109?from=CrossRef>>.

MEGGIOLARO, M. A.; TUPIASSÚ, J.; CASTRO, P. D. COMPARING OVERLOAD-INDUCED RETARDATION MODELS ON FATIGUE CRACK PROPAGATION. 56º Congresso Anual da ABM. Anais... p.1719-1729, 2001. Belo Horizonte: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração.

MILAN T. M., Propagação de trincas por fadiga em ar e em névoa salina em liga de Al de alta resistência soldada por fricção-mistura (FSW). Relatório de pós doutoramento, agência financiadora: Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo, 2006.

MOORE, K.; SYKES, J.; HOGG, S.; GRANT, P. Pitting corrosion of spray formed Al–Li–Mg alloys. *Corrosion Science*, v. 50, n. 11, p. 3221-3226, 2008. Elsevier Ltda.

NEWHEY, C. The skin of concorde. A second level course – An Introduction to Materials Unit 16. The Open University, 1973.

NISANCIOGLU, KEMAL. Electrochemical Behavior of Aluminum-Base Intermetallics Containing Iron. *Journal of Electrochemical Society*, v. 137, n. 1, p. 69-77, 1990.

PAO, P. On fatigue crack initiation from corrosion pits in 7075-T7351 aluminum alloy. *Scripta Materialia*, v. 43, n. 5, p. 391-396, 2000.

PARTL, O.; SCHIJVE, J. Reconstitution of crack growth from fractographic observations after flight simulation loading. *International Journal of Fatigue*, v. 12, n. 3, p. 175-183, 1990.

PAUL C. PARIS, M. P. G. AND W. E. A. A rational analytic theory of fatigue. *The trend in Enginnering*, p. 9-14, 1961.

PAYNE, J.; WELSH, G.; CHRIST JR., R. J.; NARDIELLO, J.; PAPAZIAN, J. M. Observations of fatigue crack initiation in 7075-T651. *International Journal of Fatigue*, v. 32, n. 2, p. 247-255, 2010.

PEREIRA, M. C.; DUTRA, C. A. M.; NAKAZATO, E. N. C. R. Z. EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA CORROSÃO DAS LIGAS. *Corrosion Science*, v. 20, n. 2024, p. 63-66, 2000.

RUCHERT, C.O. F. T. Estudo da Interferência de Carregamento em Histórias de Vôos Simulados na Liga de Al Aeronáutico SAE – AMS 7475 T7351, Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, 2007.

RONG, W. A fracture model of corrosion fatigue crack propagation of aluminum alloys based on the material elements fracture ahead of a crack tip. *International Journal of Fatigue*, v. 30, n. 8, p. 1376-1386, 2008.

SCHIJVE, J. Fatigue of aircraft materials and structures. *International Journal of Fatigue*, v. 16, n. 1, p. 21-32, 1994.

SCHIJVE, J. Fatigue of Structures and Materials, Primeira edição, Universidade de Delf, 2001.

SKORUPA, M. Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading — a literature review . Part II: qualitative interpretation. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure*, v. 22, p. 905-926, 1999.

STARKE, E. A.; STALEY, J. T. Application of modern aluminum alloys to aircraft. *Progress in Aerospace Sciences*, v. 32, n. 2-3, p. 131-172, 1996.

STEPHENS I. R., FATEMI A., STEPHENS R. R., FUCHS H. O., Metal Fatigue in Engineering, Segunda edição, editora Wiley, 2001.

STREHBLOW, H.-HENNING. Mechanisms of Pitting Corrosion. Corrosion Mechanisms in Theory and Practice. Segunda Edição, p.243-285, Nova Iorque: editor: MARCEL DEKKER, INC. 2002.

SONSINO, C., & ZIESE, J. Fatigue strength and applications of cast aluminium alloys with different degrees of porosity. International Journal of Fatigue, 75-84, 1993.

SU, J.-Q.; NELSON, T. .; MISHRA, R.; MAHONEY, M. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. Acta Materialia, v. 51, n. 3, p. 713-729, 2003.

SUNDER, R. Spectrum load fatigue?underlying mechanisms and their significance in testing and analysis. International Journal of Fatigue, v. 25, n. 9-11, p. 971-981, 2003.

SVENNINGSSEN, G.; LARSEN, M.; NORDLIEN, J.; NISANCIOGLU, K. Effect of high temperature heat treatment on intergranular corrosion of AlMgSi(Cu) model alloy. Corrosion Science, v. 48, n. 1, p. 258-272, 2006b.

SZKLARSKA-SMIALOWSKA, Z. Pitting corrosion of aluminum. Corrosion Science, v. 41, n. 9, p. 1743-1767, 1999.

VARGEL, C. Corrosion of Aluminum. Elsevier. Oxford. 626pp, 2004.

WANHILL, R. Gust severity effects on fatigue crack propagation in aluminium alloy sheet materials. International Journal of Fatigue, (1979).

WANHILL, R., THART, W., & SCHRA, L. Flight simulation fatigue crack propagation in 7010 and 7075 aluminium plate. International Journal of Fatigue, 1979, 205-209.

WANG, R. A fracture model of corrosion fatigue crack propagation of aluminum alloys based on the material elements fracture ahead of a crack tip. *International Journal of Fatigue*, 1376-1386, 2008.

WILLENBORG J., R. M. ENGLE, H. A. W. A crack growth Retardation model using an effective stress concept. Ohio, 1971.

ZHENG, Z. Q.; CAI, B.; ZHAI, T.; LI, S. C. The behavior of fatigue crack initiation and propagation in AA2524-T34 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, v. 528, p. 2017-2022, 2011.

ZHU, X.; JONES, J. W.; ALLISON, J. E. Effect of Frequency, Environment, and Temperature on Fatigue Behavior of E319 Cast Aluminum Alloy: Stress-Controlled Fatigue Life Response. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 39, p. 2681-2688, 2008.

ZHU, X.; YI, J. Z.; JONES, J. W.; ALLISON, J. E. A Probabilistic Model of Fatigue Strength Controlled by Porosity Population in a 319-Type Cast Aluminum Alloy: Part I. Model Development. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 38, n. 5, p. 1111-1122, 2007.

ANEXO A – Projetos de Iniciação Científica Associados a esta Pesquisa

Durante esta pesquisa foram propostos projetos de iniciação científica referente aos temas: simulação de crescimento de trinca, avaliação da influencia da microestrutura na corrosão e crescimento de trinca por fadiga em nevoa salina. Os projetos foram fomentados pela Fundação para o Incremento da Pesquisa e do Aperfeiçoamento Industrial – FIPAI e pela Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo – FAPESP.

AGÊNCIA FIPAI

Determinação de vida em Fadiga de amplitude variável da liga de alumínio AMS 7475 T7351: Experimentação

Aluno: Denys Eduardo Teixeira Marques

RESUMO

O principal objetivo deste projeto de pesquisa consistia no estudo da propagação de trinca por fadiga sob carregamento de amplitude variável, com aplicação de histórias de vôos randômicos, ou seja, seqüência de vôos, em corpos de prova laboratoriais do tipo M(T). As histórias aplicadas seriam do tipo Twist e Falstaff, projetados pela NLR (National Aerospace Laboratory) e amplamente utilizados em ensaios de fadiga real “full-scale” onde seriam comparados com a história de carregamento utilizada atualmente pela Embraer. Porém, ainda no início do projeto foi necessário realizar um estudo sobre a propagação de trincas de fadiga sob corrosão, já que durante um vôo o avião muitas vezes fica exposto a atmosferas corrosivas, que possuem uma influência negativa e produzem vidas em fadigas mais curtas. De acordo com Forrest, a conclusão mais importante a deduzir dos dados disponíveis sobre os estudos já realizados nesta área é que a resistência à fadiga por corrosão depende, em primeiro lugar, da resistência à corrosão. Deste modo o projeto focou o estudo e a análise do comportamento da liga de alumínio aeronáutico em ambientes corrosivos.

AGÊNCIA FAPESP**Análise de Curvas de Propagação de Trinca por Fadiga e Previsão de Vida de Amplitude Variável Utilizando Modelos Numéricos para Liga de Al 7475 T7351**

Aluno: Artur Valadares de Freitas Santos

Processo: 2010/11425-4 Período: 01/09/2010 a 31/08/2011

RESUMO

O objetivo deste projeto consiste em comparar os resultados experimentais previamente obtidos por Ruchert, 2007 com um modelo numérico proposto para a descrição da propagação de trinca sob carregamento de amplitude variável e verificar os parâmetros de ajuste do modelo para o espectro de carregamento utilizado. Após a comparação será possível otimizar os parâmetros do modelo numérico e, conseqüentemente, obter resultados mais precisos da vida em fadiga de amplitude variável. Para desenvolver o modelo capaz de descrever a propagação de trinca de amplitude variável serão utilizados os softwares CRACK2000, AFGROW e GENESIS, este ultimo um gerador de espectros de carga como Twist, Falstaff e seus minis, e o vôo utilizado em ensaios full-scale pela Embraer. O resultado esperado é o de conseguir elaborar modelos nos programas AFGROW e CRACK 2000 para prever, de maneira mais precisa, as curvas de propagação de trincas e a vida em fadiga da liga Al 7475-T7351 sob carregamento variável para histórias de vôos randômicas do tipo Twist, Falstaff e a história de vôo da Embraer utilizada em ensaios de integridade estrutural do tipo “full scale”.

Análise microestrutural das ligas SAE AMS 7475 T7351 e SAE AMS 7081 T73511 e sua influência na corrosão.

Aluno: Denys Eduardo Teixeira Marques

Processo: 2011/06339-4

Período: 01/06/2011 a 31/05/2012

RESUMO

Este projeto visa estudar a influência da microestrutura sob a corrosão de ligas da série 7000 quando submetidas em meio salino. As amostras das ligas SAE AMS 7475 T7351 e SAE AMS 7081 T73511, de grau aeronáutico, serão submetidas aos ensaios de polarização potenciodinâmica e em névoa salina, para caracteriza-las quanto seu potencial de corrosão e provocar a corrosão das amostras. Após os ensaios, as amostras corroídas serão avaliadas através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Desta forma, será possível analisar o desempenho das ligas propostas para esta pesquisa.

Efeito do ambiente no comportamento em Fadiga de amplitude variável da liga de alumínio AMS 7475 T7351

Aluno: Felipe Saconi

Processo: 2011/06301-7

Período: 01/06/2011 a 10/06/2012

RESUMO

Ensaio de fadiga com carregamento de amplitude variável são de grande importância para a melhoria de critérios para projetos mecânicos, dentre esses critérios pode-se citar o critério tolerante ao dano, largamente utilizado pela indústria aeronáutica, já que possibilita estimativas precisas sobre a vida do componente em relação a fadiga. Serão realizados ensaios de fadiga com carregamento de amplitude variável na liga de alumínio de aplicação aeronáutica AMS 7475 T7351, utilizando-se de 3 históricos diferentes de voo simulado: Fastaff, Twist e EMBRAER. O projeto consiste em ensaios de propagação de trinca em condição ambiente e em névoa salina 3,5% de NaCl. A literatura mostra que o Cloreto de Sódio possui grande poder corrosivo sobre diversas ligas de alumínio, porém, não se encontra estudos sobre o efeito desse tipo de corrosão sobre as condições de carregamento propostas. Este Projeto de Pesquisa tem como objetivo realizar o estudo comparativo das taxas de propagação de trincas nos meios apresentados com a finalidade de melhorar os mecanismos de previsão de falha de componentes submetidos a atmosferas corrosivas de cloreto de sódio.